



УНИВЕРЗИТЕТ У КРАГУЈЕВЦУ  
ФАКУЛТЕТ ИНЖЕЊЕРСКИХ НАУКА  
УНИВЕРЗИТЕТА У КРАГУЈЕВЦУ

Славица Д. Миладиновић

**КАРАКТЕРИЗАЦИЈА КОМПОЗИТА СА ОСНОВОМ  
ОД  $Al_{18}Si$  ЛЕГУРЕ И ЊИХОВА ПРИМЕНА КОД  
ТРИБОЛОШКИХ ЕЛЕМЕНАТА СА  
ПРАВОЛИНИЈСКИМ НАИЗМЕНИЧНИМ  
КРЕТАЊЕМ**

Докторска дисертација

Крагујевац, 2024.



UNIVERSITY OF KRAGUJEVAC  
FACULTY OF ENGINEERING  
UNIVERSITY OF KRAGUJEVAC

Slavica D. Miladinović

**CHARACTERIZATION OF COMPOSITES WITH  
Al18Si ALLOY BASE AND THEIR APPLICATION ON  
TRIBOLOGICAL ELEMENTS WITH LINEAR  
RECIPROCATING MOTION**

Doctoral Dissertation

Kragujevac, 2024

<b>Аутор</b>
Име и презиме: Славица Д. Миладиновић
Датум и место рођења: 10.01.1991. Јагодина, Србија
Садашње запослење: Виши стручни сарадник, Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу
<b>Докторска дисертација</b>
Наслов: Карактеризација композита са основом од Al18Si легуре и њихова примена код триболошких елемената са праволинијским наизменичним кретањем
Број страница: 152
Број слика: 98
Број библиографских података: 295
Установа и место где је рад израђен: Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу
Научна област (УДК): 621.8.023/.031, 621.45.03
<b>Ментор:</b> Др Блажа Стојановић, редовни професор, Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу
Број и датум одлуке Већа универзитета о прихватању теме докторске дисертације:
Број: IV-04-987/11 Датум: 11.12.2019. год.

## **ЗАХВАЛНИЦА**

*Посебну захвалност дугујем свом ментору др Блажи Стојановићу, редовном професору Факултета инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу, на подрици, стрпљењу, усмеравању и посвећености које су биле кључне при изради ове дисертације.*

*Установама и руководиоцима у којима су извршена експериментална испитивања желим да изразим захвалност на пруженој подрици и приступу опреми и ресурсима.*

*Факултету инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу, декану Слободану Савићу, као и Центру за трибологију, редовном професору др Слободану Митровићу, ванредном професору др Драгану Џунићу и колеги Стефану Милетићу.*

*Лабораторији за обраду деформисањем и машинске материјале, ванредном професору Нади Ратковић, доценту др Душану Арсићу и лаборанту Слободану Тимотијевићу.*

*Машинском факултету Универзитета у Београду, Лабораторији за трибологију у којој је извршен већи део испитивања. Реализација триболошких испитивања не би била могућа без усмерења професора др Александра Венила коме захваљујем на саветима и подрици.*

*Машинском факултету Универзитета у Нишу и професору Милану Банићу на приступу опреми за триболошка испитивања са праволинијским наизменичним кретањем.*

*Предузећима која су учествовала у припреми материјала за експериментална испитивања: Тадић алати из Крагујевца, FLUIDOTEHNIK д.о.о. из Врњачке Бање, IMW институт и MIND group д.о.о. из Лужница и TRGOPRODUKT из Крагујевца.*

*Члановима Комисије за оцену и одбрану докторске дисертације захваљујем на вредним сугестијама и конструктивним коментарима при изради рада.*

*Захвалност дугујем и свим професорима са Катедре за машинске конструкције и механизацију, посебно доцентима Милошу Матејићу и Сандри Гајевић.*

*Захвалност дугујем и колегама Саши Милојевићу и Милошу Пешићу на помоћи и сугестијама приликом израде доктората.*

*Највећу захвалност дугујем сестри Светлани и родитељима на мотивацији, подрици и разумевању при изради ове дисертације.*

*Аутор  
Славица Миладиновић*

## Апстракт:

Развој аутомобилске индустрије повећава захтеве за смањењем масе и повећањем поузданости возила. Смањење масе возила могуће је постићи смањењем масе мотора чији је битан део клип, који ради у отежаним условима. Све већу примену при производњи клипова имају надеутектичке Al-Si легуре због својих добрих особина као што су добра термичка и електрична проводљивост, висок однос чврстоће и масе и добра отпорност на корозију.

У овој дисертацији извршена су триболошка испитивања две серије композитних материјала (А и Б) са микро и нано ојачавачима и основом од надеутектичке Al18Si легуре. Серија материјала А у свом саставу је имала укупно 6 материјала од којих је један основна легура док су остали материјали композити добијени додавањем 10 мас.% SiC (30  $\mu\text{m}$ ) и 0,5 мас.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) и 1 мас.% или 3 мас.% Gr (17  $\mu\text{m}$  или 200–800  $\mu\text{m}$ ). У оквиру серије материјала Б било је укупно 8 материјала, односно основа и 7 композита. Композити ове серије материјала добијени су додавањем 0,5 мас.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) и/или 3 мас.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (36  $\mu\text{m}$ ) и/или 3 мас.% SiC (40  $\mu\text{m}$ ) и/или 3 мас.% Gr (250–500  $\mu\text{m}$ ). Пре триболошких испитивања извршена је микроструктурна карактеризација, као и мерење тврдоће и густине наведених материјала. Триболошка испитивања извршена су у условима са подмазивањем при брзини клизања од 0,5 m/s, пређеном путу од 1000 m и нормалним оптерећењима од 100 N, 200 N и 300 N.

С обзиром на то да је серија материјала А показала боље карактеристике, за ову серију материјала спроведена су и триболошка испитивања на уређају са праволинијским наизменичним кретањем за исте услове испитивања.

Након извршене триболошке анализе примењене су оптимизационе методе Тагучи-греј (*Taguchi-grey*) и вештачке неуронске мреже (*Artificial neural networks – ANN*) за предвиђање интензитета хабања и коефицијента трења за обе серије материјала. Добијена је оптимална комбинација параметара и анализом варијансе (*Analysis of Variance – ANOVA*) добијен је процентуални утицај посматраних фактора на интензитет хабања и коефицијент трења.

На крају истраживања извршена је нумеричка анализа клипа методом коначних елемената (МКЕ) при притиску од 7,5 МПа и температурама од 300°C до 400°C. При МКЕ анализи највиши напони били су са унутрашње стране чела клипа и код лежишта осовиница и доказано је да се испитивани композити могу применити за производњу клипова.

Кључне речи: композит, алуминијум, надеутектичка Al18Si легура, оптимизација, вештачке неуронске мреже, Тагучи-греј, хабање, трење, клип.

## Abstract:

The development of the automotive industry increases the requirements for higher vehicle reliability and weight reduction. Weight reduction of the vehicle can be achieved by reduction of the weight of the engine. The important part of the engine is a piston, which works in aggressive conditions. Hypereutectic Al-Si alloys are increasingly used in the production of pistons due to their good properties such as good thermal and electrical conductivity, high strength-to-weight ratio and good corrosion resistance.

In this dissertation, tribological tests were performed on two series of composite materials (A and B) with micro and nano reinforcements in hypereutectic Al18Si alloy base. The materials of A series included a total of 6 materials, one of which is a Al18Si alloy base, while the other materials are composites obtained by addition of 10 wt.% SiC (30  $\mu\text{m}$ ) and 1 wt.% or 3 wt.% Gr (17  $\mu\text{m}$  or 200–800  $\mu\text{m}$ ). Within the B series of materials, there were a total of 8 materials, i.e. the alloy base and 7 composites. The composites of this series were obtained by addition of 0.5 wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) and/or 3 wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (36  $\mu\text{m}$ ) and/or 3 wt.% SiC (40  $\mu\text{m}$ ) and/or 3 wt.% Gr (250–500  $\mu\text{m}$ ). Before the tribological tests, the microstructural characterization was performed, as well as the hardness and density measurements of the mentioned materials. Tribological tests were performed under lubricated sliding conditions at a sliding speed of 0.5 m/s, sliding distance of 1000 m and a normal load of 100 N, 200 N and 300 N.

Considering that the series of materials in A showed better characteristics, tribological tests were conducted for this material series on apparatus with linear reciprocating motion and the same test conditions.

After the tribological analysis, Taguchi-grey and artificial neural networks (ANN) optimization methods were applied to predict the behavior of wear rate and coefficient of friction for both series of materials. The optimal combination of parameters was obtained and the percentage influence of the observed factors on the wear rate and coefficient of friction was obtained by analysis of variance (ANOVA).

At the end of the research, a numerical finite element method (FEM) analysis of the piston was performed at a pressure of 7.5 MPa and temperatures from 300°C to 400°C. During the FEM analysis, the highest stresses were on the inside of the piston head and at the bearing of the piston pins, and it was proven that the tested composites can be used for the production of pistons.

**Keywords:** composite, aluminum, hypereutectic Al18Si alloy, optimization, artificial neural networks, Taguchi-grey, wear, friction, piston.

# САДРЖАЈ

СПИСАК СЛИКА .....	vi
СПИСАК ТАБЕЛА.....	x
СПИСАК СКРАЋЕНИЦА И СТРАНИХ ИЗРАЗА .....	xi
СПИСАК ОЗНАКА .....	xii
1. УВОД.....	1
2. АЛУМИНИЈУМ, ЊЕГОВЕ ЛЕГУРЕ И КОМПОЗИТИ .....	4
2.1. Надеутектичке Al-Si легуре .....	8
2.2. Примена надеутектичких Al-Si легура.....	9
2.3. Композити са алуминијумском основом .....	12
3. ПОСТУПЦИ ДОБИЈАЊА НАДЕУТЕКТИЧКИХ АЛУМИНИЈУМСКИХ ЛЕГУРА И КОМПОЗИТА .....	16
3.1. Конвенционално ливење надеутектичких легура и композита .....	16
3.2. Центрифугално ливење.....	20
3.3. Ливење мешањем .....	22
3.4. Остали поступци добијања надеутектичких Al-Si легура и композита.....	25
3.5. Преглед механичких и триболошких карактеристика надеутектичких Al-Si легура и композита.....	27
3.5.1. Механичке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита .....	27
3.5.2. Триболошке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита.....	32
4. ПОСТУПАК ДОБИЈАЊА ИСПИТИВАНИХ МАТЕРИЈАЛА, ЊИХОВА МИКРОСТРУКТУРА И ФИЗИЧКО-МЕХАНИЧКЕ КАРАКТЕРИСТИКЕ .....	39
4.1. Поступак добијања материјала серије А.....	39
4.1.1. Поступак добијања надеутектичке Al-Si легуре.....	40
4.1.2. Поступак добијања хибридних композита са основом од надеутектичке Al-Si легуре компокастинг поступком.....	41
4.2. Микроструктура добијених надеутектичких Al-Si композита серије А.....	41
4.2.1. Припрема узорака за микроструктурну анализу .....	42
4.2.2. Уређај за микроструктурну анализу .....	42
4.2.3. Резултати анализе микроструктуре.....	43
4.3. Поступак добијања материјала серије Б .....	48
4.3.1. Резултати анализе микроструктуре добијених надеутектичких Al-Si композита серије Б.....	48
4.4. Густина и порозност произведених материјала .....	54
4.4.1. Густина.....	54
4.4.2. Порозност .....	54
4.4.3. Мерење густине.....	55
4.4.4. Резултати мерења густине и порозности серије материјала А.....	56

4.4.5. Резултати мерења густине и порозности серије материјала Б .....	58
4.5. Тврдоћа.....	60
4.5.1. Уређаји за мерење макро и микротврдоће .....	61
4.5.2. Резултати мерења макро и микротврдоће серије материјала А .....	62
4.5.3. Резултати мерења микротврдоће серије материјала Б .....	63
4.6. Храпавост произведених материјала.....	64
4.6.1. Површинска храпавост узорака.....	67
5. МЕРЕЊЕ ТРИБОЛОШКИХ КАРАКТЕРИСТИКА МАТЕРИЈАЛА .....	69
5.1. Трибометар са линијским контактом .....	69
5.1.1. Резултати триболошких испитивања материјала серије А.....	70
5.1.2. Анализа похабаних површина серије материјала А.....	76
5.1.3. Резултати триболошких испитивања серије материјала Б.....	82
5.1.4. Анализа похабаних површина серије материјала Б.....	86
5.2. Трибометар са конформним контактом и праволинијским наизменичним кретањем .....	90
5.2.1. Резултати триболошких испитивања при праволинијском наизменичном кретању .....	92
5.2.2. Анализа похабаних површина након триболошких испитивања при праволинијском наизменичном кретању .....	95
6. МЕТОДЕ ОПТИМИЗАЦИЈЕ .....	99
6.1. Вештачке неуронске мреже.....	100
6.1.1. Резултати предвиђања <i>ANN</i> за серију материјала А.....	103
6.1.2. Резултати предвиђања <i>ANN</i> за серију материјала Б .....	105
6.2. Тагучи метода и сива релациона анализа .....	107
6.2.1. Тагучи анализа .....	107
6.2.2. Сива релациона анализа .....	108
6.2.3. Резултати Тагучи-греј анализе серије материјала А .....	110
6.2.4. Резултати Тагучи-греј анализе серије материјала Б.....	113
7. АНАЛИЗА ИСПИТИВАНИХ МАТЕРИЈАЛА ЗА ПРИМЕНУ КОД ЕЛЕМЕНАТА СА ПРАВОЛИНИЈСКИМ НАИЗМЕНИЧНИМ КРЕТАЊЕМ.....	118
8. ЗАКЉУЧАК.....	128
ЛИТЕРАТУРА .....	133



# СПИСАК СЛИКА

Слика 2.1. Употреба Al у 2020-ој години .....	5
Слика 2.2. Al-Si фазни дијаграм .....	8
Слика 2.3. Блок мотора код аутомобила Шевролет вега.....	10
Слика 2.4. Примери примене надеутектичких легура код делова мотора а) блок БМВ мотора В-12 М70, б) блок мотора поршеа 928, в) блок мотора аудија V8, г) Al <sub>25</sub> Si кошуљица цилиндра, д) GM клип, њ) Al <sub>20</sub> Si клип .....	11
Слика 2.5. Спид про надеутектички Al-Si клип за: Фордов а) 289 и 302 SB мотор, Шевролетов б) 350 SB, в) 454 BB и г) 400 SB мотор .....	11
Слика 2.6. КБ перформанс надеутектички Al-Si клип за: Фордов а) 302 SB и б) 460 BB мотор, Шевролетов в) 327 SB и г) 396/402 BB мотор .....	12
Слика 2.7. Врсте ојачавача код композитних материјала .....	13
Слика 4.1. а) ултразвучна кадица <i>Bandelin Sonorex</i> и б) уређај за напаривање површине материјала <i>Leica EM SCD005</i> .....	42
Слика 4.2. SEM а) изглед уређаја, б) изглед унутрашњости коморе, в) изглед носача са постављеним материјалима.....	43
Слика 4.3. Микроструктура OM' а) BSE, б) SE .....	43
Слика 4.4. Микроструктура K1 (Al <sub>18</sub> Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm)+10% SiC (30 μm)) а) BSE, б) SE .....	44
Слика 4.5. Микроструктура K2 (Al <sub>18</sub> Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm)+10% SiC (30 μm) +1% Gr (17 μm)) а) BSE, б) SE .....	44
Слика 4.6. Микроструктура K3 (Al <sub>18</sub> Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm)+10% SiC (30 μm) +3% Gr (17 μm)) а) BSE, б) SE .....	45
Слика 4.7. Микроструктура K4 (Al <sub>18</sub> Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm)+10% SiC (30 μm) +1% Gr (200–800 μm)) а) BSE, б) SE .....	45
Слика 4.8. Микроструктура K5 (Al <sub>18</sub> Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm)+10% SiC (30 μm) +3% Gr (200–800 μm)) а) BSE, б) SE .....	46
Слика 4.9. Микроструктура материјала са већим увећањем: а) основни материјал OM', б) K1 (Al <sub>18</sub> Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm)+10% SiC (30 μm)), в) K2 (Al <sub>18</sub> Si+ 0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm)+10% SiC (30 μm)+1% Gr (17 μm)), г) K3 (Al <sub>18</sub> Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm)+10% SiC (30 μm)+3% Gr (17 μm)), д) K4 (Al <sub>18</sub> Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30nm) +10% SiC (30 μm)+1% Gr (200–800 μm)), њ) K5 (Al <sub>18</sub> Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm) +10% SiC (30 μm)+3% Gr (200–800 μm)).....	47
Слика 4.10. Микроструктура OM'' а) BSE, б) SE.....	49
Слика 4.11. Микроструктура композита C1 (Al <sub>18</sub> Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm)) а) BSE, б) SE .....	49
Слика 4.12. Микроструктура композита C2 (Al <sub>18</sub> Si+3% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (36 μm)) а) BSE, б) SE .....	49
Слика 4.13. Микроструктура композита C3 (Al <sub>18</sub> Si+3% SiC (40 μm)) а) BSE, б) SE .....	50
Слика 4.14. Микроструктура композита C4 (Al <sub>18</sub> Si+3% Gr (250–500 μm)) а) BSE, б) SE .....	50

<b>Слика 4.15.</b> Микроструктура композита C5 (Al18Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm) +3% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (36µm)) а) BSE, б) SE .....	51
<b>Слика 4.16.</b> Микроструктура композита C6 (Al18Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm) +3% SiC (40 µm)) а) BSE, б) SE .....	51
<b>Слика 4.17.</b> Микроструктура композита C7 (Al18Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm) +3% Gr (250–500 µm)) а) BSE, б) SE .....	51
<b>Слика 4.18.</b> Микроструктура материјала са већим увећањем: а) OM <sup>2</sup> , б) C1 (Al18Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm)), в) C2 (Al18Si+3% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (36 µm)), г) C3 (Al18Si +3% SiC (40 µm)), д) C4 (Al18Si+3% Gr (250–500 µm)), њ) C5 (Al18Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm) +3% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (36 µm)), е) C6 (Al18Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm)+3% SiC (40 µm)), ж) C7 (Al18Si+0,5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (20–30 nm)+3% Gr (250–500 µm)).....	53
<b>Слика 4.19.</b> Мерење густине: а) дигитална вага, б) мерење масе на ваздуху, в) мерење масе узорка потопљеног у течност .....	55
<b>Слика 4.20.</b> Густина материјала серије А .....	57
<b>Слика 4.21.</b> Порозност материјала серије А.....	57
<b>Слика 4.22.</b> Експериментална и рачунска густина материјала серије Б.....	58
<b>Слика 4.23.</b> Порозност материјала серије Б .....	59
<b>Слика 4.24.</b> Принцип мерења тврдоће по Викерсу: а) мерење тврдоће, б) изглед отиска после растерећења .....	61
<b>Слика 4.25.</b> Уређаји за испитивање а) макротврдоће по Викерсу <i>WPM Leipzig</i> , б) микротврдоће по Викерсу <i>TH710</i> , в) поступак мерења микротврдоће, г) изглед отиска након растерећења .....	62
<b>Слика 4.26.</b> Дијаграмски приказ резултата мерења микротврдоће по Викерсу .....	63
<b>Слика 4.27.</b> Резултати мерења микротврдоће по Викерсу .....	64
<b>Слика 4.28.</b> Профил хрпавости .....	66
<b>Слика 4.29.</b> Средња висина неравнина .....	66
<b>Слика 4.30.</b> Уређај за припрему узорака <i>AutoMet 300 Pro</i> .....	67
<b>Слика 4.31.</b> Уређај <i>ART300 Surface Roughness Gauge</i> за мерење хрпавости.....	67
<b>Слика 4.32.</b> Изглед прозора за подешавање програма за мерење хрпавости .....	68
<b>Слика 4.33.</b> Изглед програма за уређај <i>ART300 Surface Roughness Gauge</i> .....	68
<b>Слика 5.1.</b> Трибометар <i>TPD 95</i> .....	69
<b>Слика 5.2.</b> Изглед програма за прикупљање података при триболошком мерењу .....	70
<b>Слика 5.3.</b> Контактни пар епрувета на прстену а) шематски приказ, б) стварни изглед.....	71
<b>Слика 5.4.</b> Епрувета стандардних димензија према <i>ASTM G 77</i> стандарду .....	71
<b>Слика 5.5.</b> Димензије прстена – спрегнутог тела.....	71
<b>Слика 5.6.</b> Интензитет хабања у зависности од силе и материјала за OM <sup>2</sup> , K1, K2 и K3 (Gr честице су величине 17 µm) .....	72
<b>Слика 5.7.</b> Интензитет хабања у зависности од силе и материјала за OM <sup>2</sup> , K1, K4 и K5 (Gr честице су величине 200–800 µm) .....	73
<b>Слика 5.8.</b> Коefицијент трења у зависности од силе и материјала за OM <sup>2</sup> , K1, K2 и K3 (Gr честице су величине 17 µm) .....	73
<b>Слика 5.9.</b> Коefицијент трења у зависности од силе и материјала за OM <sup>2</sup> , K1, K4 и K5 (Gr честице су величине од 200 µm до 800 µm).....	74

<b>Слика 5.10.</b> Коефицијент трења у зависности од пређеног пута за силу од 100 N .....	75
<b>Слика 5.11.</b> Коефицијент трења у зависности од пређеног пута за силу од 300 N .....	75
<b>Слика 5.12.</b> Похабана површина а) ОМ', б) композита К5 за нормално оптерећење од 100 N .....	76
<b>Слика 5.13.</b> EDS анализа у трагу хабања ОМ' за нормално оптерећење од 100 N .....	77
<b>Слика 5.14.</b> EDS анализа у трагу хабања композита К5 за нормално оптерећење од 100 N .....	78
<b>Слика 5.15.</b> Похабана површина а) ОМ', б) композита К5 за нормално оптерећење од 300 N .....	79
<b>Слика 5.16.</b> EDS анализа у трагу хабања ОМ' за силу од 300 N .....	80
<b>Слика 5.17.</b> EDS анализа у трагу хабања композита К5 за нормално оптерећење од 300 N .....	81
<b>Слика 5.18.</b> Интензитети хабања у зависности од силе за ОМ'', и композите С1–С4 .....	82
<b>Слика 5.19.</b> Интензитети хабања у зависности од силе за ОМ'', и композите С1, С5–С7 .....	83
<b>Слика 5.20.</b> Интензитет хабања у зависности од силе за ОМ'', и композите С1, С2 и С5 .....	83
<b>Слика 5.21.</b> Интензитет хабања у зависности од силе за ОМ'', и композите С1, С3 и С6 .....	84
<b>Слика 5.22.</b> Интензитет хабања у зависности од силе за ОМ'', и композите С1, С4 и С7 .....	84
<b>Слика 5.23.</b> Коефицијент трења у зависности од силе за ОМ'' и композите С1–С4 .....	85
<b>Слика 5.24.</b> Коефицијент трења у зависности од силе за ОМ'' и композите С1, С5–С7 .....	86
<b>Слика 5.25.</b> Похабана површина а) ОМ'', б) композита С4 за силу од 100 N .....	86
<b>Слика 5.26.</b> EDS анализа у трагу хабања ОМ'' за силу од 100 N .....	87
<b>Слика 5.27.</b> EDS анализа у трагу хабања композита С4 за нормално оптерећење од 100 N .....	88
<b>Слика 5.28.</b> Похабана површина а) ОМ'', б) композита С4 за нормално оптерећење од 300 N .....	88
<b>Слика 5.29.</b> EDS анализа у трагу хабања ОМ'' за нормално оптерећење од 300 N .....	89
<b>Слика 5.30.</b> EDS анализа у трагу хабања композита С4 за нормално оптерећење од 300N .....	89
<b>Слика 5.31.</b> Изглед трибометра са праволинијским наизменичним кретањем .....	91
<b>Слика 5.32.</b> Блок дијаграм структуре функционисања трибометра са праволинијским наизменичним кретањем .....	91
<b>Слика 5.33.</b> Изглед контактнoг пара код трибометра са праволинијским наизменичним кретањем .....	91
<b>Слика 5.34.</b> Програм за прикупљање података а) нормалне силе, б) силе трења .....	92
<b>Слика 5.35.</b> Вагица за мерење хабања „Радваг“ модел PS 1000.R2 .....	92
<b>Слика 5.36.</b> Радни услови клизања линеарног актуатора брзина/пређени пут .....	93

<b>Слика 5.37.</b> Упоредни приказ коефицијента трења у зависности од силе и материјала за ОМ', К1, К2 и К3 (Gr честице су величине 17 $\mu\text{m}$ ).....	94
<b>Слика 5.38.</b> Упоредни приказ коефицијента трења у зависности од силе и материјала за ОМ', К1, К4 и К5 (Gr честице су величине 200–800 $\mu\text{m}$ ).....	94
<b>Слика 5.39.</b> Похабане површине: а) ОМ', б) К5 за нормално оптерећење од 100 N.....	96
<b>Слика 5.40.</b> EDS анализа у трагу хабања С5 за нормално оптерећење од 100 N.....	96
<b>Слика 5.41.</b> Похабане површине: а) ОМ', б) К5 за нормално оптерећење од 300 N.....	97
<b>Слика 5.42.</b> EDS анализа у трагу хабања С5 за нормално оптерећење од 300 N.....	97
<b>Слика 6.1.</b> Структура биолошког неурона.....	100
<b>Слика 6.2.</b> Изглед неуронске мреже.....	102
<b>Слика 6.3.</b> Регресиони коефицијент добијен тренирањем ANN за серију материјала А.....	104
<b>Слика 6.4.</b> Регресиони коефицијент добијен тренирањем ANN за серију материјала Б.....	105
<b>Слика 6.5.</b> Кораци при спровођењу GRA анализе.....	108
<b>Слика 6.6.</b> Дијаграми S/N односа: а) главни ефекат за интензитет хабања и б) главни ефекти за коефицијент трења.....	111
<b>Слика 6.7.</b> Поређење добијених експерименталних, ANN и резултата регресије за а) интензитет хабања, б) коефицијент трења.....	113
<b>Слика 6.8.</b> Дијаграми S/N односа: а) главни ефекти за интензитет хабања и б) дијаграм интеракција за интензитет хабања; в) главни ефекти за коефицијент трења, г) дијаграм интеракција за коефицијент трења.....	115
<b>Слика 6.9.</b> Поређење добијених експерименталних, ANN и резултата регресије за а) интензитет хабања, б) коефицијент трења.....	117
<b>Слика 7.1.</b> Изглед клипа и његови делови.....	119
<b>Слика 7.2.</b> Испитивани клип а) стварни изглед, б) модел и в) упрошћен изглед.....	121
<b>Слика 7.3.</b> Почетак МКЕ анализе а) мрежа коначних елемената б) деловање притиска на чело клипа.....	121
<b>Слика 7.4.</b> МКЕ анализа ОМ' а) напони при утицају притиска, б) температурно поље услед температуре од 300°C в) напони при утицају температуре од 300°C и г) напони услед номиналних оптерећења.....	123
<b>Слика 7.5.</b> МКЕ анализа ОМ' а) температурно поље услед температуре од 400°C, б) напони при утицају температуре од 400°C и в) напони услед номиналних оптерећења.....	124
<b>Слика 7.6.</b> МКЕ анализа К3/К5 а) напони при утицају притиска, б) температурно поље услед температуре од 300°C в) напони при утицају температуре од 300°C и г) напони услед номиналних оптерећења.....	126
<b>Слика 7.7.</b> МКЕ анализа К3/К5 а) температурно поље услед температуре од 400°C, б) напони при утицају температуре од 400°C и в) напони услед номиналних оптерећења.....	127

# СПИСАК ТАБЕЛА

Табела 3.1. Механичке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита са утицајним факторима .....	28
Табела 3.2. Триболошке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита са утицајним факторима .....	32
Табела 4.1. Хемијски састав основне легуре у мас.%.....	39
Табела 4.2. Ознаке и састав материјала серије А .....	40
Табела 4.3. Ознаке материјала серије Б и њихов састав у мас.% .....	48
Табела 4.4. Густина елемената .....	56
Табела 4.5. Добијена густина и порозност материјала серије А.....	56
Табела 4.6. Густина и порозност материјала серије Б .....	58
Табела 4.7. Резултати мерења макро и микро тврдоће .....	62
Табела 4.8. Резултати мерења микротврдоће материјала серије Б.....	63
Табела 5.1. Карактеристике моторног уља SAE 5W-30.....	71
Табела 5.2. Резултати триболошких испитивања серије материјала А.....	72
Табела 5.3. Резултати триболошких испитивања серије материјала Б .....	82
Табела 5.4. Резултати испитивања материјала серије А на трибометру са праволинијским наизменичним кретањем.....	93
Табела 6.1. Трениране мреже материјала серије А .....	103
Табела 6.2. Експериментални резултати и предвиђање <i>ANN</i> за серију материјала А .....	104
Табела 6.3. Трениране мреже за серију материјала Б .....	105
Табела 6.4. Експериментални резултати и предвиђање <i>ANN</i> за серију материјала Б.....	106
Табела 6.5. Утицајни фактори и њихови нивои за серију материјала А.....	110
Табела 6.6. Резултати Тагучи-греј анализе .....	110
Табела 6.7. Резултати анализе за <i>S/N</i> однос „мање је боље“ за <i>WR</i> и <i>CoF</i> .....	111
Табела 6.8. Резултати добијени <i>ANOVA</i> анализом интензитета хабања .....	112
Табела 6.9. Резултати добијени <i>ANOVA</i> анализом коефицијента трења.....	112
Табела 6.10. Утицајни фактори и њихови нивои за серију материјала Б .....	113
Табела 6.11. Резултати Тагучи-греј анализе .....	114
Табела 6.12. Резултати анализе за <i>S/N</i> однос „мање је боље“ за <i>WR</i> и <i>CoF</i> .....	114
Табела 6.13. Резултати добијени <i>ANOVA</i> анализом интензитета хабања .....	116
Табела 6.14. Резултати добијени <i>ANOVA</i> анализом коефицијента трења.....	116
Табела 7.1. Резултати МКЕ анализе .....	122

## СПИСАК СКРАЋЕНИЦА И СТРАНИХ ИЗРАЗА

Скраћеница	Значење	Енглески
<i>Adj MS</i>	Прилагођена средња вредност квадрата	<i>Adjusted mean squares</i>
<i>Adj SS</i>	Прилагођен збир квадрата	<i>Adjusted sums of squares</i>
<i>AFM</i>	Микроскоп атомских сила	<i>Atomic Force Microscope</i>
<i>ANN</i>	Вештачка неуронска мрежа	<i>Artificial Neural Network</i>
<i>ANOVA</i>	Анализа варијансе	<i>Analysis of Variance</i>
<i>ASTM</i>	Америчко друштво за испитивања и материјале	<i>American Society for Testing and Materials</i>
<i>BB</i>	Велики блок мотора	<i>Big-block</i>
<i>BSE</i>	Повратно расејани електрони	<i>Backscattered electrons</i>
<i>cf</i>	Кратка угљенична влакна	<i>Short carbon fibers</i>
<i>CMC</i>	Композити са керамичком основом	<i>Ceramic matrix composite</i>
<i>CoF</i>	Коефицијент трења	<i>Coefficient of friction</i>
<i>DF</i>	Број степени слободе	<i>Degrees of Freedom</i>
<i>EDS</i>	Енергодисперзиона спектроскопија	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
<i>EMS</i>	Електромагнетно мешање	<i>Electromagnetic stirring</i>
<i>FEM</i>	Метода коначних елемената	<i>Finite Element Method</i>
<i>GRA</i>	Сива релациона анализа	<i>Grey relational analysis</i>
<i>GRC</i>	Сиви релациони коефицијент	<i>Grey relational coefficient</i>
<i>GRG</i>	Сива релациона оцена	<i>Grey relational grade</i>
<i>HMMC</i>	Хибридни композити са металном основом	<i>Hybrid metal matrix composites</i>
<i>PMC</i>	Композити са полимерном основом	<i>Polymer Matrix Composite</i>
<i>RMSE</i>	Корен средњег квадрата грешке	<i>Root Mean Squared Error</i>
<i>S/N</i>	Сигнал/шум	<i>Signal/Noise</i>
<i>SB</i>	Мали блок мотора	<i>Small-block</i>
<i>SE</i>	Секундарни електрони	<i>Secondary electrons</i>
<i>Seq SS</i>	Збир квадрата	<i>Sequential sums of squares</i>
<i>STM</i>	Скенирајућа тунелска микроскопија	<i>Scanning Tunneling Microscopy</i>
<i>SLM</i>	Селективно ласерско топљење	<i>Selective Laser Melting</i>
<i>TBC</i>	Термобаријерне превлаке	<i>Thermal barrier coatings</i>
<i>TEM</i>	Трансмисиона електронска микроскопија	<i>Transmission Electron Microscopy</i>
<i>WR</i>	Интензитет хабања	<i>Wear rate</i>
<i>XRD</i>	Рендгенски дифрактометар	<i>X-Ray Diffraction</i>

## СПИСАК ОЗНАКА

$A_c$	Стварна површина отиска у материјалу
$Al_2O_3$	Алуминијум оксид – алумина
$AlN$	Алуминијум нитрид
$A_p$	Пројектована површина
$B$	Праг $j$ -тог неурона скривеног слоја/праг неурона излазног слоја
$BN$	Бор нитрид
$C1$	$Al_{18}Si+0,5 Al_2O_3$ (20–30 nm)
$C2$	$Al_{18}Si+3 Al_2O_3$ (36 $\mu m$ )
$C3$	$Al_{18}Si+3SiC$ (40 $\mu m$ )
$C4$	$Al_{18}Si+3Gr$ (250–500 $\mu m$ )
$C5$	$Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$ (20–30 nm)+3% $Al_2O_3$ (36 $\mu m$ )
$C6$	$Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$ (20–30 nm)+3% $SiC$ (40 $\mu m$ )
$C7$	$Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$ (20–30 nm)+3% $Gr$ (250–500 $\mu m$ )
$CeO_2$	Церијум-оксид
$F$	Сила утискивања
$d$	Дијагонала отиска
$HB$	Тврдоћа по Бринелу
$HK$	Тврдоћа по Кнупу
$HRC$	Тврдоћа по Роквелу
$HV$	Тврдоћа по Викерсу
$K1$	$Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$ (20–30 nm)+10% $SiC$ (30 $\mu m$ )
$K2$	$Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$ (20–30 nm)+10% $SiC$ (30 $\mu m$ )+ 1% $Gr$ (17 $\mu m$ )
$K3$	$Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$ (20–30 nm)+10% $SiC$ (30 $\mu m$ )+ 3% $Gr$ (17 $\mu m$ )
$K4$	$Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$ (20–30 nm)+10% $SiC$ (30 $\mu m$ )+ 1% $Gr$ (200–800 $\mu m$ )
$K5$	$Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$ (20–30 nm)+10% $SiC$ (30 $\mu m$ )+ 3% $Gr$ (200–800 $\mu m$ )
$L$	Референтна дужина односно дужина мерног исечка
$m$	Средња линија профила
$\max Y_i(k)$	Максимална вредност одговора експеримента
$\min Y_i(k)$	Минимална вредност одговора експеримента
$m_v$	Маса узорка на ваздуху
$m_t$	Маса узорка у флуиду
$n$	Број улазних неурона код $ANN$
$O_k$	Издаз неурона излазног слоја
$OM'$	Основа материјала серије А ( $Al_{18}SiCuMgNi$ )

OM"	Основа материјала серије Б
$R$	Коефицијент регресије
$R^2$	Коефицијент детерминације
$R_a$	Средње аритметичко одступање профила
$R_z$	Средња висина неравнина
$R_{max}$	Максимална висина неравнина
$S$	Одступање карактеристика од $\bar{y}$ односно варијанса
SiC	Силицијум-карбид
TiC	Титанијум-карбид
$W_k$	Тежина одговора код сиве релационе анализе
WC	Волфрам-карбид
$W_{ij}$	Повезаност између $i$ -тог неурона улазног слоја и $j$ -тог неурона у скривеном слоју
$W_{jk}$	Повезаност између $i$ -тог неурона скривеног слоја и $k$ -тог неурона у излазном слоју
$X_i$	Улаз $i$ -тог неурона
$y_i$	$i$ -та посматрана вредност излаза
$Y_j$	Излаз неурона скривеног слоја
$\bar{y}$	Просечна вредност излаза
$Y_0^*(k)$	Референтна нормализована вредност
$Y_i^*(k)$	Нормализована вредност одговора
$z$	Висина мерене тачке површине изнад средње линије профила ( $m$ )
ZrO <sub>2</sub>	Цирконијум диоксид
$\gamma_i$	Сива релациона оцена
$\Delta_{0i}(k)$	Одступање од референтне вредности
$\Delta_{min}$ и $\Delta_{max}$	Минималне и максималне вредности одступања
$\hat{\eta}_{i,opt}$	Средњи $S/N$ однос за $i$ -ти фактор оптималног нивоа
$\xi_i(k)$	Сиви релациони коефицијент
$\rho$	Густина материјала
$\rho_e$	Експериментална густина композита
$\rho_f$	Густина флуида у којем је потопљен узорак
$\rho_t$	Теоретска густина композита
зап.%	Запремински удео елемента или ојачавача у композиту
мас.%	Масени удео елемента или ојачавача у композиту



# 1. УВОД

Тежња за унапређењем производа и начина производње подстицала је истраживања у области индустрије од њеног настанка. Почетак развоја индустрије везује се за тежњу за обимнијом производњом, која се није могла остварити дотадашњом ручном производњом. У 18. веку дошло је до значајних изума у више грана индустрије који су довели до почетка Индустријске револуције, која је започела брзу промену у начину производње и продаје добара, као и живота и рада људи. Снага паре, која се користила само у рударству, почела је да се користи за масовну производњу у текстилној и металној индустрији. Све већа потреба за увозом и извозом производа довела је до развоја транспортне индустрије, посебно бродарства и железнице [1,2]. Потреба људи за превозним средствима која не захтевају животињски погон довела је до патентирања првог аутомобила у 19. веку, а томе је претходио проналазак мотора са унутрашњим сагоревањем [3]. Од овог периода индустрија се непрестано развијала и напредовала. Међутим, и данас се за погон аутомобила најчешће употребљава мотор са унутрашњим сагоревањем, чији је главни део клипно-цилиндарски склоп. Овај склоп је изложен великим термичким и механичким оптерећењима, као и раду у агресивној средини [4,5]. Савремена индустрија се суочава са изазовима економичности, одрживости и еколошке одговорности, што доводи до сталне тежње инжењера за унапређењем, како начина производње тако и самих производа. Унапређење аутомобилске индустрије најчешће се заснива на повећању ефикасности мотора, која зависи од конструкције чела клипа, способности задржавања топлоте клипног материјала и др. Најширу употребу у аутомобилској индустрији имају алуминијумске легуре због добрих ливачких и механичких својстава. При изради клипова користе се легуре алуминијума са силицијумом (Al-Si), које могу имати различите односе главног и легирајућих елемената. Al-Si легуре привлаче пажњу због својих добрих механичких својстава као што су ниска густина, отпорност на корозију, висока електрична и термичка проводљивост, као и то што нису феромагнетне, нису запаљиве и нису токсичне. Поред тога, одговарајућом машинском обрадом могу се постићи високо рефлектујуће површине, које се могу користити како декоративно, тако и функционално [6]. Постоје три врсте Al-Si легура у зависности од процента садржаја силицијума (мас.% Si). Легуре са садржајем Si мањим од 12 мас.% су подеутектичке легуре, оне са око 12 мас.% су еутектичке легуре, а оне са изнад 13 мас.% Si (тачније 12,6) су надеутектичке Al-Si легуре [7]. Нека од својстава надеутектичких Al-Si легура укључују низак коефицијент термичког ширења, добру заварљивост, високу отпорност на хабање и високу температурну чврстоћу, што је последица присуства примарног силицијума у алуминијумској основи [8,9].

Применом различитих ојачавајућих материјала и поступака добијања могуће је побољшати неке карактеристике композита са надеутектичком Al-Si основом за различите примене.

Испитивања и анализе спроведени у оквиру ове дисертације су засновани на унапред дефинисаним хипотезама постављеним на почетку самог истраживања, које гласе:

- примењена оптимизациона метода за планирање експеримента је адекватна,
- процентуални садржај ојачавача има велики утицај на триболошке и механичке карактеристике композита,

- успостављена зависност између утицајних параметара и триболошких карактеристика композита може се успешно користити за оптимизацију и предвиђање понашања карактеристика композита у циљу добијања композита са најбољим карактеристикама,
- новонастали композит са Al18Si основом поседује боље и механичке и триболошке карактеристике од основног материјала,
- применом нумеричке анализе методом коначних елемената успоставиће се зависност између карактеристика материјала и напонска - деформационог стања елемената клипно-цилиндарске групе.
- новонастали композит се може успешно користити за израду елемената клипно-цилиндарске групе .

Алуминијум, његова историја, поступци издвајања из руде боксит, процентуална употреба алуминијума по секторима, као и највећи потрошачи алуминијума дати су на почетку другог поглавља. У другом делу поменутог поглавља дат је кратак осврт на алуминијумске легуре, најчешће коришћене легирајуће елементе и сврху њиховог додавања алуминијуму.

Како би се извршила селекција одговарајућих ојачавача и њиховог удела у композиту, извршен је преглед литературе у трећем поглављу. Дати су најчешћи поступци добијања, њихов утицај на микроструктуру, механичке и триболошке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита.

Након извршене селекције ојачавача, извршена је производња композита са основом од надеутектичке Al-Si легуре. У четвртном поглављу описан је поступак добијања материјала који су предмет истраживања ове дисертације. Произведене су две серије материјала: А и Б. Серија материјала А састојала се од основног материјала-Al18SiCuMgNi и композита формираних додавањем 0,5 мас.% наночестица Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (величина честица од 20 до 30 nm), 10 мас.% микрочестица SiC (величина честица 30 μm) и 1 или 3 мас.% Gr (величина честица 17 μm или од 200 до 800 μm). Серија материјала Б састојала се од основног и седам композитних материјала. Основни материјал био је сличан као код серије А, а за формирање композита овој основи додато је 3 мас.% ојачавача Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (величина честица 36 μm), или SiC (величина честица 30 μm), или Gr (величина честица од 250 до 500 μm). Поред ових материјала, формиран су и хибридни композити чија је основа била Al18Si легура са 0,5 мас.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (величина честица од 20 nm до 30 nm), док су као ојачавачи примењени 3 мас.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (величина честица 36 μm), или SiC (величина честица 40 μm), или Gr (величина честица од 250 до 500 μm). Извршена је анализа микроструктуре и идентификација фаза које се јављају у добијеним композитима, мерење густине, порозности, храпавости и тврдоће. Тврдоћа је мерена и на микро и на макро нивоу и изведени су закључци око повезаности порозности, тврдоће и микроструктуре.

На основу потенцијалне примене развијених материјала, прегледа литературе и прелиминарних испитивања, селектовани су услови триболошких испитивања. Резултати ових испитивања у виду интензитета хабања и коефицијента трења приказани су у петом поглављу. Испитивања су извршена на трибометру са контактном геометријом епрувета на прстену и извршена је и анализа похабаних површина. За серију материјала која је показала боље триболошке и механичке карактеристике извршена су и испитивања на трибометру са праволинијским наизменичним кретањем и извршена је анализа похабаних површина.

Да би се боље сагледао утицај одређених параметара на триболошке карактеристике композита и да би се скратило време испитивања, често се користе методе оптимизације. У поглављу шест је било речи о примени вештачких неуронских мрежа и Тагучи-греј (*Taguchi-grey*) анализе за проналажење најбоље комбинације фактора који утичу на интензитет хабања и коефицијент трења. С обзиром на то да је триболошко понашање посматрано преко два параметра, било је потребно извршити вишекритеријумску оптимизацију, што је било извршено у другој половини овог поглавља.

Поглавље седам тицало се сагледавања потенцијалне примене посматраних материјала помоћу нумеричке анализе машинског елемента са праволинијским наизменичним кретањем. На основу истраживања у овој области селектовани су параметри нумеричке анализе а композити са најбољим карактеристикама примењени су на клип мотора. На крају поглавља дате су предности примене алуминијумских клипова, анализа и дискусија резултата.

У последњем поглављу дати су закључци овог истраживања, као и потенцијални правац даљих истраживања.

## 2. АЛУМИНИЈУМ, ЊЕГОВЕ ЛЕГУРЕ И КОМПОЗИТИ

Унапређивање материјала и конструкција је актуелна тема последњих деценија. У току историје највише коришћени метали били су гвожђе и челик, да би их касније заменили други материјали од којих је један од најчешће коришћених алуминијум (Al). Најзаступљенији метал у Земљиној кори је управо Al са око 8 мас.% (зависно од литературе тај проценат је од 7,7–8,2 мас.%) [10,11], откривен 1820-их [12,13]. Најчешће се добија од руде боксит, чијом прерадом се добија алуминијум оксид – алумина ( $Al_2O_3$ ), а даљом обрадом се добија чист Al. За добијање Al из боксита примењују се два поступка и то: Бајеров (*Bayer*) и Хал-Херолтов (*Hall-Heroult*) процес [14]. Добијање  $Al_2O_3$  из боксита помоћу Бајеровог процеса одвија се на тај начин што се боксит под притиском третира топлим раствором натријум хидроксида (NaOH). У том раствору настаје натријум алуминат као последица растварања алуминијум оксида натријум хидроксидом. Оксиди гвожђа, кварц и друге нерастворљиве нечистоће остају у раствору и одвајају се таложењем и филтрацијом, а тако добијене чврсте материје се називају црвени муљ и црвени песак. Филтрат се даље хлади и долази до формирања чврсте фазе алуминијум хидроксида ( $Al(OH)_3$ ) како би се ослободила вода, а формирани кристали  $Al(OH)_3$  се испирају и добија се чист  $Al_2O_3$ , фини бели песковити материјал познат и као глиница [15–17]. Хал-Херолтов процес добијања Al из једињења  $Al_2O_3$  спроводи се поступком електролизе  $Al_2O_3$  у челичној посуди изнутра обложеној ватросталним, топлотним изолатором и угљеником која се назива ћелија. Основа електролита је растопљени криолит у који су додати  $AlF_3$  (10–12%) и  $CaF_2$  (4–6%). Постепеним додавањем  $Al_2O_3$  у криолит по завршетку електролизе добија се чист Al [14,15,18,19].

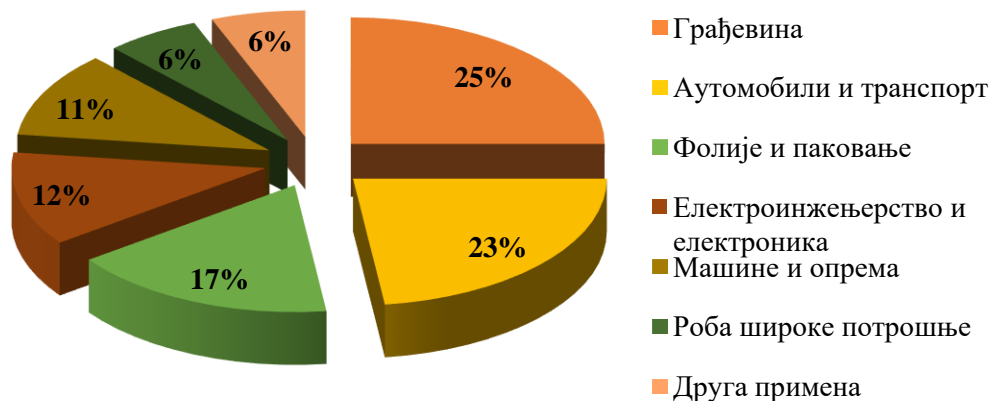
Поред боксита, у природи се Al може наћи и везан са другим елементима формирајући: калијум алуминијум сулфат-алум, натријум алуминијум силикат-фелдспат, алуминијум силикат-лискун, глинену земљу, сафир, рубин, топаз и многа друга једињења [13].

Развојем индустрије повећава се и потреба за алуминијумом, самим тиме и рудом боксит. Приближно 183 мега тона (Mt) боксита, 74 Mt алумине, 34 Mt примарног и приближно 12 Mt секундарног алуминијума произведено је 2006. године [20]. У периоду од 2011. до 2020. године производња боксита порасла је на 371 Mt, алумине на 136 Mt и примарног Al на 65 Mt. Највећи потрошач полупроизвода од Al је Кина која је 2020. године достигла потрошњу од више од половине укупне светске потрошње са 43,8 Mt. У Северној Америци је потрошња полупроизвода од Al опала, тако да је чинила 13% глобалне потрошње у 2020. год., док је у Европи та потрошња износила 15%. Предвиђа се да ће светска потрошња Al до 2030. године достићи приближно 120 Mt [20–22].

Употреба Al и његових легура је свестрана, од возила, преко кућних апарата па све до паковања хране. На слици 2.1. приказана је процентуална употреба Al по секторима. Претпоставља се да ће највећи удео у расту потрошње Al имати транспортна индустрија, затим електрична и грађевинска индустрија [21,22]. Разлог овако широке употребе Al су његове карактеристике [6]:

- мала густина ( $2,7 \text{ g/cm}^3$  – само трећина густине челика),
- неферомагнетност,

- отпорност на корозију (Al са кисеоником гради веома танак филм оксида дебљине приближно 5 nm, провидне боје, спречавајући тиме корозију Al),
- велика електрична и топлотна проводљивост (електрична проводљивост скоро двоструко већа од бакра, док је топлотна проводљивост 50–60% од проводљивости бакра, који је најчешће коришћени електрични и топлотни проводник),
- незапаљивост,
- нетоксичност,
- лака обрадивост,
- постизање високо рефлектујућих површина, чиме може имати декоративну и функционалну примену.



Слика 2.1. Употреба Al у 2020-ој години [22]

Иако поседује добре карактеристике, Al се ретко користи у свом чистом облику због мале чврстоће, стога, мора бити легиран. Да би се побољшале карактеристике алуминијума, у зависности од потенцијалне примене, додају му се легирајући елементи попут: магнезијума (Mg), бакра (Cu), цинка (Zn), хрома (Cr), гвожђа (Fe), никла (Ni), бора (B), титанијума (Ti), цирконијума (Zr), литијума (Li), калцијума (Ca), арсена (As), берилијума (Be), мангана (Mn), молибдена (Mo), антимиона (Sb), силицијума (Si), кадмијума (Cd), угљеника (C), церијума (Ce), кобалта (Co), галијума (Ga), водоника (H), фосфора (P), индијума (In), сребра (Ag), живе (Hg), ванадијума (V), натријума (Na), олова (Pb), скандијума (Sc) и бизмута (Bi) [6,11,13,23–28].

Легуре које се састоје од 99% Al високе чистоће поседују велику отпорност на корозију, добру обрадивост, високу топлотну и електричну проводљивост. Ове легуре нашле су примену код преноса електричне енергије, односно електричних мрежа, фолија за домаћинство и паковања хране [6,13,23].

Додатком Mg у Al добија се легура значајно повећане чврстоће и тврдоће без смањења дуктилности, добре заваривости, обрадивости и отпорности на корозију, као и атрактивног изгледа без обзира да ли је ливена, обрађена, полирана или анодизована. Додавањем Mg у растопљени Al повећава се стопа оксидације, при чему Al и Mg оксиди могу утицати на квалитет ливења. Легура Al-Mg користи се углавном за конструкције, а најчешће код каросерија камиона и возова, оклопних возила, посуда за обраду хране, хемијских танкера, у бродоградњи, за посуде под притиском и криогене резервоаре [6,23–26].

Додавањем Mg и Si у Al добија се једињење  $Mg_2Si$  (магнезијум силицид) које повећава термичку обрадивост и чврстоћу услед формирања финог талога и G-P (*Guinier-Preston*) зона, тј. долази до ојачавања термичким таложењем. Легуре Al са Mg и Si користе се код оквира за бицикле, скела, погонских осовина, делова шасије аутомобила, баштенског намештаја, учвршћивача и подупирача који се користе на камионима, чамцима и др. Могу се разликовати три групе ових легура у зависности од количине Mg и Si и то: када њихов заједнички удео не прелази 1,5%, када је само удео Mg у легури 1,5% или више уз додатак Si и других елемената, и када је удео Si већи. Елементи као што су Mn, Cr и Zr се користе за спречавање рекристализације Si при термичкој обради [6,23].

Mn се у легурама Al налази у траговима, а често се третира и као нечистоћа. Додавање Mn легурама Al повећава њихову чврстоћу, тврдоћу, нема великог утицаја на отпорност на корозију, повећава дуктилност, температуру рекристализације и подстиче формирање влакнасте структуре при термичкој обради. Ове легуре се користе код прибора за кување, лименки за пиће, радијатора, испаривача, измењивача топлоте и система цевовода. У Al легуре Mn се додаје сам или са Mg или Cr [6,23–26].

Код легура са Al основом у које је додат Cu при термичкој обради и старењу долази до повећања чврстоће и тврдоће и смањења дуктилности и отпорности на корозију. Присуство Cu у легури повољно делује на микроструктуру, јер долази до уситњавања зрна и спречавања раста зрна при хлађењу и термичкој обради. Врло ретко се користе легуре Al-Cu, већина легура садржи још неке легирајуће елементе. Ове легуре се примењују у ваздухопловству за делове трупа авиона, облоге крила и точкова авиона, код оклопа војних возила, делова ослањања и точкова камиона, као и ракетних пераја. У Al-Cu легуре могу се додати и Mg, Fe, Ag, Ni, Mn, Si, Ti, V, Li, Cd и Zr ради побољшања карактеристика [6,11,23,27,28].

Легуре Al-Zn имају повећану растворљивост, те се користе код заштитних облога и за жртвене аноде (које се користе за спречавање корозије путем катодне заштите). Легуре за ковање, које садрже још неке елементе поред Zn имају добру комбинацију механичких карактеристика. Најчешће се у Al-Zn легуре додају Mg, који повећава чврстоћу легура, и Cu, који смањује отпорност на корозију легуре, али повећава отпорност на напонску корозију. Al-Zn-Mg легуре су добре за термичку обраду и са додатком Cr и Mn ово су најјаче комерцијалне легуре са Al основом. Поред Cr и Mn који се додају у малим количинама, у њих се додаје још и Zr, а сви они утичу на механичке карактеристике легуре, као и на отпорност на корозију. Поред већ поменуте примене користе се и у ваздухопловству, оклопним возилима, за бејзбол палице и за рамове бицикала [6,11,23,24,28,29].

Cr као додатак Al легурама има за задатак да контролише структуру зрна, спречи раст зрна и рекристализацију у легурама током термичке обраде, као и да повећа отпорност на корозију и повећа жилавост [11,23].

Fe поседује високу растворљивост у течном Al, док је она у чврстом стању ограничена, и због своје ограничене растворљивости користи се у електричним проводницима у којима обезбеђује благо повећање чврстоће. Легуре са додатком Fe поседују и боље карактеристике пузања на умерено повишеним температурама, при чему се са повећањем садржаја гвожђа смањује дуктилност легура. Fe у легурама са другим елементима прави различите интерметалне фазе које утичу на повећање чврстоће, али и на крхкост микроструктуре. Код кованих легура гвожђе смањује величину зрна. Да би се повећала чврстоћа на повишеним температурама, Fe се додаје Al-Cu-Ni легурама. Када се у Al легуре додају Ti и/или V у границама њихове чврсте растворљивости, долази до

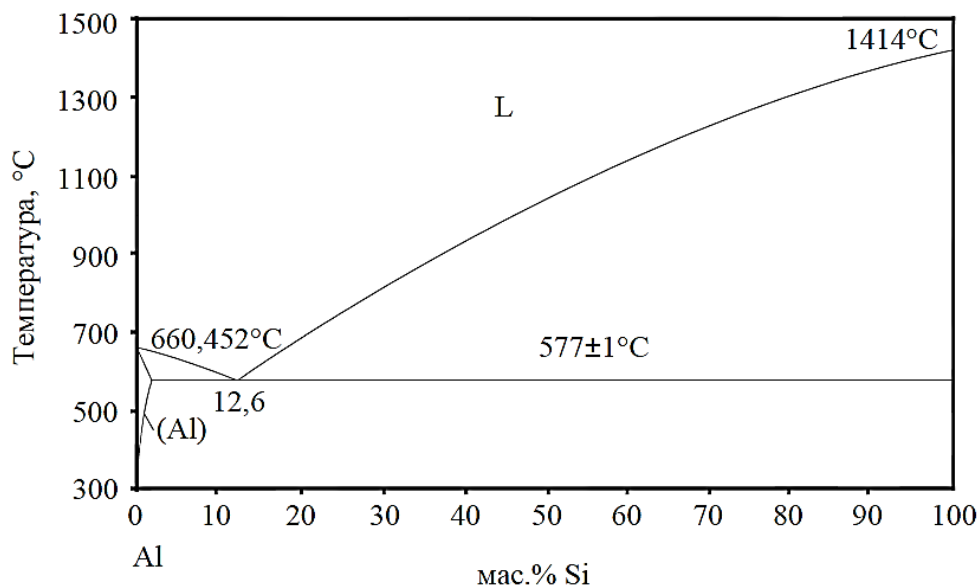
рафинисања зрна, међутим, Fe смањује њихову растворљивост тако да је потребна мања количина ових елемената да би се постигао сличан резултат [6,24,30].

Ni се додаје у Al велике чистоће у циљу повећања тврдоће, али при томе долази до смањења дуктилности и чврстоће. Овај легирајући елемент се ретко користи самостално за формирање Al-Ni легура, већ се он додаје Al-Si и Al-Cu легурама чиме долази до повећања чврстоће и тврдоће на повишеним температурама и смањења коефицијента експанзије. За омогућавање рада на повишеним температурама Ni се, такође, додаје и у Al-Li легуре. Додавањем Ni и Fe у Al легуру повећава се њена отпорност на корозију при деловању паре под високим притиском, али је његова примена ограничена код легура за нуклеарне реакторе због високе апсорпције неутрона [6,11,23,24,26].

Још један легирајући елемент који има високу апсорпцију (хватање) неутрона је В, који се примењује код неких легура које се користе за нуклеарне реакторе, али баш због овог својства ниво В у легурама мора бити веома низак. Примарна примена В у легурама је за уситњавање зрна и за побољшање проводљивости када су у легуру додати V, Ti, Cr и Mo. Ефекат додавања овог елемента је јачи у комбинацији са Ti који се такође користи као рафинер-уситњивач зрна. Ti се користи код израде жица за пуњење при заваривању, побољшава структуру вара и спречава његово пуцање. У комбинацији са В користи се за добијање ливених лимова или екструзијских ингота да би се побољшала структура зрна и спречило пуцање. Повећану апсорпцију неутрона има и Cd чија концентрација у легурама за нуклеарне реакторе мора бити веома ниска. Код Al легура овај елемент се користи да повећа брзину старења, чврстоћу, отпорност на корозију и обрадивост. Додатак Cd и Si користи се за легуре за израду лежачева, с тим што је токсичност Cd висока и при топљењу може представљати опасност. Поред свих ових поменутих елемената, ту је и As који у комбинацији са Al представља добар полупроводник, али је отрован и не сме се користити за фолије које долазе у додир са храном [6].

Додатком Si у чист Al добија се легура са смањеном температуром топљења и повећаном флуидношћу која није термички обрадива. Оваква легура користи се за производњу одливака и као жица за пуњење код фузионог заваривања. У зависности од количине Si у легури разликују се подеутектичке легуре са садржајем Si мањим од мас.%, еутектичке легуре са око 12 мас.% Si (12–13 мас.% Si) и надеутектичке легуре са више од 13 мас.% Si (слика 2.2.). Као што је већ речено, додатком мале количине Mg у Al-Si легуру, формирајући Mg<sub>2</sub>Si фазу, добија се термички обрадива легура и то ојачана термичким таложењем. Могуће је модификовати Si у легури додавањем Na у подеутектичке и еутектичке легуре и P у надеутектичке легуре. Легуре са садржајем Si до 12 мас.% се користе као облоге за лемљење лимова и добијају се ковањем. Елементи изложени хабању израђују се, углавном, од ливених надеутектичких Al-Si легура. Већина Al-Si легура у свом саставу садржи Fe, Mg, Cu и Mn. Истраживање и развој различитих врста Al-Si-Fe легура активно се спроводе ради побољшања њихових триболошких својства. Елемент Cu побољшава отпорност на хабање Al-Si легура и омогућава даље побољшање легуре старењем или ојачање таложењем формирањем AlCu<sub>2</sub> фаза. Додавањем Mg и Cu заједно у Al-Si легуру повећава се чврстоћа материјала, али смањују дуктилност и отпорност на корозију. За побољшање карактеристика Al-Si легура на повишеним температурама, као и за промену састава и морфологије Al-Fe-Si фазе додаје се Mn. Поред ових легирајућих елемената, у Al-Si легуре додају се и Ni, P, Ca, Sr (стронцијум) и многи други. За модификацију структуре и рафинисање примарног Si у надеутектичке Al-Si легуре додају се P и/или Sr. Модификатор еутектичког Si-Sr или Na при мањем садржају Si у надеутектичким легурама и при брзом хлађењу доводи до појаве примарних Al дендрита. На овај начин легуре са садржајем Si мањим од 12 до 14 мас.%

при спором хлађењу без модификатора могу бити надеутектичке или пак подеутектичке при брзом хлађењу уз додатак Sr или Na [6,7,30,31].



Слика 2.2. Al-Si фазни дијаграм [7]

Присуство веће количине Fe у Al-Si легурама је непожељно, јер се формирају крте и тврде интерметалне фазе. Додавањем елемената као што су: Ni, Be, Zr, Mn, Co, Sr, Ca и Re (ренијум) мења се морфологија плочастих интерметалних фаза и самим тим се побољшавају механичка својства легуре. Отпорност на хабање је једно од најважнијих својстава Al-Si легура. Карактеристике Al-Si легура и легура уопште, поред састава, умногоме зависе и од поступка добијања, о чему ће бити речи у неком од наредних поглавља. Хабање ових легура значајно зависи од њихове тврдоће, затезне чврстоће, кртости, микроструктуре и др. [9].

## 2.1. Надеутектичке Al-Si легуре

Економски и еколошки фактори постали су разлог за константан развој технологија смањења масе у аутомобилској индустрији, те се у те сврхе доста користи Al, његове легуре и композити [32,33]. Поред аутомобилске индустрије, Al и његове легуре користе се и у ваздухопловној и електронској индустрији, због ниске густине, високе електричне и термичке проводљивости, добре специфичне чврстоће, високе отпорности на корозију, добрих особина ливења и заварљивости. Међутим, поред свих ових добрих својстава, недостаци Al легура огледају се у ниској чврстоћи и отпорности на хабање, те високом коефицијенту топлотног ширења. За погонски склоп аутомобила, каросерију, ослањање и шасију користе се Al и његове легуре [34,35]. Врста Al-Si легуре са више од 13 мас.%Si (надеутектичка легура) користи се у погонским склоповима за клипове и клипне цилиндри. Ове легуре имају низак коефицијент топлотног ширења, добре карактеристике ливења, добру заварљивост, високу отпорност на хабање и високу температурну чврстоћу [8,35–40]. Поменути својства произилазе из присуства примарног Si у микроструктури Al основе [8,35,36,40].

Познато је да микроструктура материјала одређује њихова својства. У микроструктури надеутектичке Al-Si легуре припремљене конвенционалним ливачким методама постоје



крупне примарне фазе Si, обично неправилног облика, плочасте или у облику блокова, и дугачке игличасте еутектичке фазе Si [6,35,40–44]. Већи садржај Si у легури резултује већим честицама примарног Si, што узрокује лошу обрадивост и дуктилност надеутектичких Al-Si легура [45,46]. Да би се добила добра својства надеутектичких Al-Si легура, од велике је важности постићи добру дистрибуцију честица и fine примарне Si честице, што је могуће остварити на три начина: развојем одговарајућег поступка добијања [35,38,41–48], применом термичке обраде [41,49] и/или додатком ојачавача формирајући композит [6,35,40,44,47,50].

Циљ многих истраживања је развој поступка добијања којим ће се постићи присуство финих примарних и еутектичких Si честица у легури. Поступак добијања надеутектичких Al-Si легура је, углавном, ливење, посебно конвенционално ливење, али без модификација даје мање повољну микроструктуру материјала са честицама примарног Si већих димензија. Поступак добијања може утицати на микроструктуру материјала. На пример, центрифугално ливење, ливење мешањем и ливење гњечењем дају материјале веће тврдоће са бољом дистрибуцијом честица и са честицама примарног Si мањих димензија у поређењу са конвенционално ливеним надеутектичким Al-Si легурама. Смањење димензија примарног Si помоћу одговарајућег поступка добијања је значајно и, у неким случајевима, могуће је смањити димензије честица примарног Si за више од 50% у односу на конвенционалне поступке добијања [46,51].

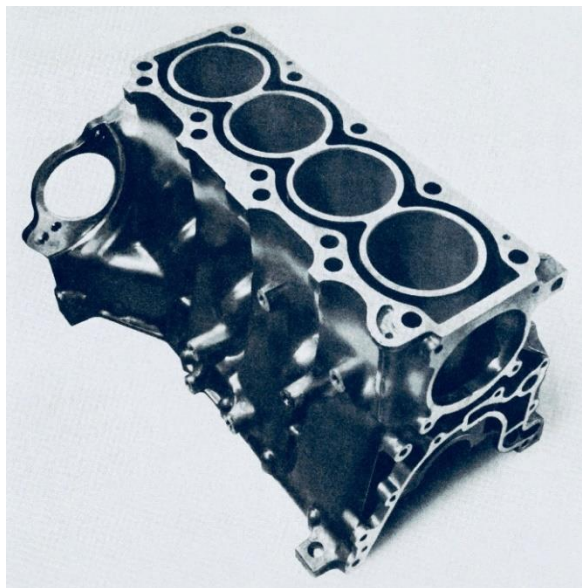
Термичка обрада, обично T6, користи се за добијање боље микроструктуре надеутектичких Al-Si легура и композита. Овај третман се састоји од: топљења, брзог хлађења и вештачког старења и даје већу тврдоћу и побољшану микроструктуру у односу на нетретиране легуре [41,52].

Иако сама надеутектичка Al-Si легура има задовољавајућа својства, њој се додају ојачавачи како би се даље побољшала њена својства, формирајући тиме композите.

## 2.2. Примена надеутектичких Al-Si легура

Одлична топлотна проводљивост, која омогућава брже хлађење при сагоревању у односу на ливено гвожђе, као и велики однос чврстоће и тежине чине да Al-Si легуре имају све већу примену у аутомобилској индустрији. Константна тежња аутомобилске индустрије за повећањем ефикасности и укупних карактеристика мотора доводи до тога да максималну температуру и радни притисак у мотору треба повећати. Надеутектичке легуре под утицајем високих температуре омекшавају те их треба начинити отпорним на повишене температуре. Примена цилиндра мотора без кошуљице би могла повећати степен искоришћења мотора (повећањем топлотне проводљивости и смањењем масе мотора) у односу на већ широко коришћене блокове мотора од подеутектичких Al-Si легура са кошуљицом цилиндра од ливеног гвожђа, које при траженим условима не би могле да испуне триболошке захтеве. Једна од алтернатива је примена надеутектичких Al-Si легура за израду блокова мотора или цилиндара мотора. При великом уделу Si у Al легури (>12,6%), примарни Si се кристалише у микроструктури чиме се повећава тврдоћа и побољшавају триболошке карактеристике. Стога је веома битно постићи униформну расподелу примарног Si у легури јер би у супротном уследило интензивно хабање спрегнутог тела, што би довело до преурањеног отказа мотора. Прва комерцијална примена надеутектичких Al-Si легура за елементе са праволинијским наизменичним кретањем је код аутомобила шевролет вега (*Chevrolet VEGA*) који је произвео „Денерал

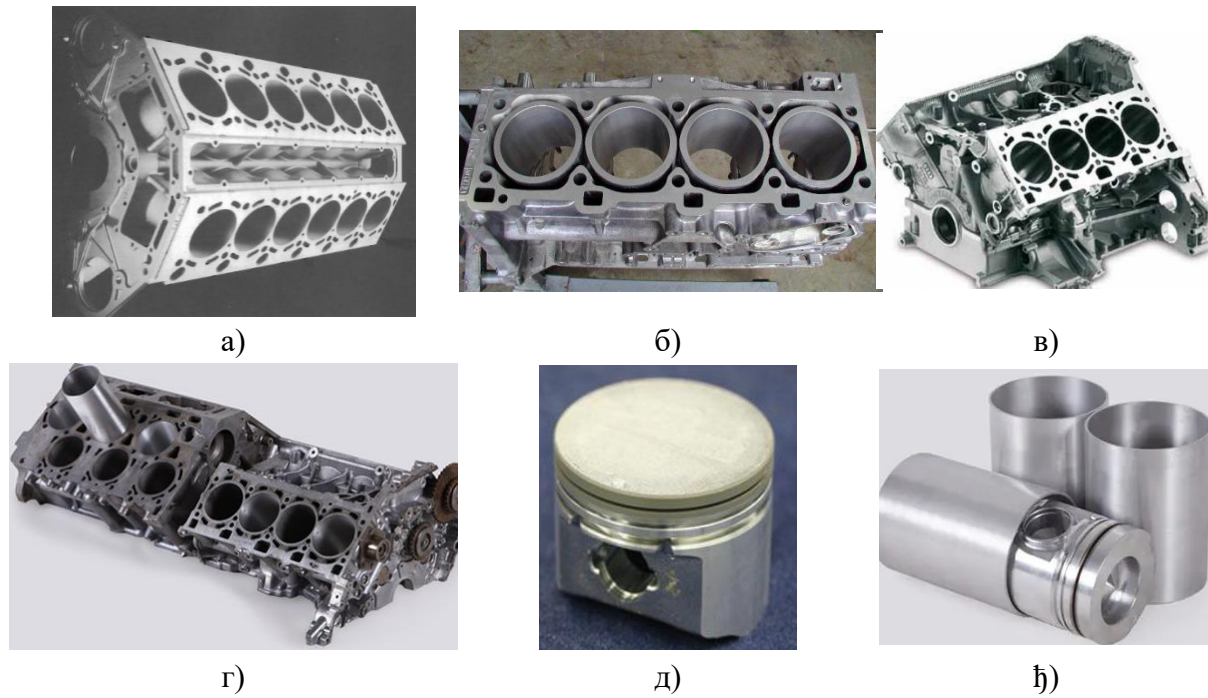
моторс“ (*General Motors – GM*) 70-их година прошлог века. Блок мотора поменутог аутомобила био је израђен од легуре А390 (17% Si, 4–5% Cu) и приказан је на слици 2.3.



Слика 2.3. Блок мотора код аутомобила шевролет вега [53,54]

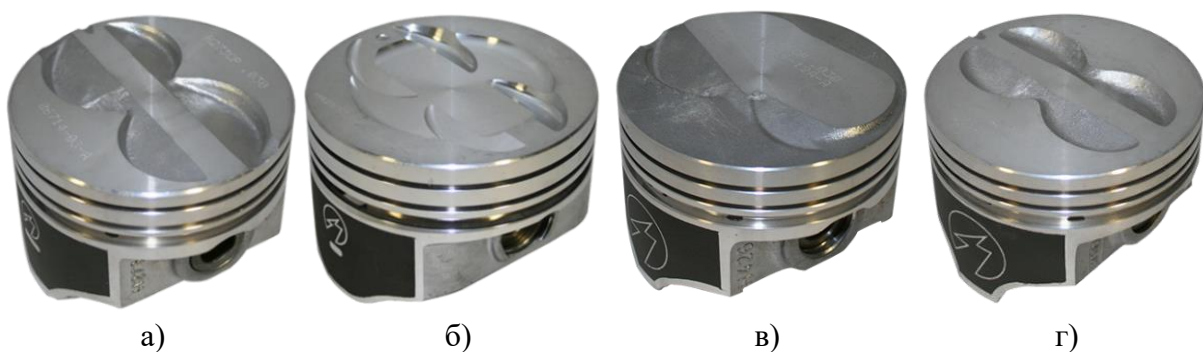
Блокови мотора од надеутектичких легура доста су измењени до данас и под различитим именима: алусил, локасил, силитек, диасил, меркосил, албонд (*Alusil, Lokasil, Silitec, DiASil, Mercosil, ALBOND*) се производе и користе код произвођача: Мерцедес, Ауди, БМВ, Волво, Хонда (*Mercedes, Audi, BMW, Volvo, Honda*) и других аутомобила, док се неке од ових технологија користе и код мотора чамаца („меркосил“). Технологија алусил је базирана на производњи монолитног блока мотора од надеутектичке легуре  $Al17Si4CuMg$ , при чему долази до таложења честица примарног Si које после машинске обраде и полирања штите отвор цилиндра и обезбеђују одговарајуће триболошке карактеристике за правилан рад мотора. Наношење Si превлака на моноблок моторе израђене од надеутектичке Al-Si легуре извршили су Дајмлер-Бенц (*Daimler-Benz*) силитек поступком. Локасил концепт омогућава добијање микроструктуре повољне за рад у екстремним условима повећавајући локално отпорност на хабање, термичку и димензиону стабилност блока мотора. Композитне кошуљице се добијају на два начина: током процеса ливења блока мотора, и то инфилтрацијом шупљих цилиндричних, високо порозних, предформи од керамичких влакана и Si честица (локасил I) или само Si честица (локасил II) у легуру Al [55–57].

Легура А390 због 4–5% Cu није могла бити коришћена у сланој води, па је 1986. године патентирана легура А391 (меркосил). Меркосил легура се користи код блокова мотора чамаца произвођача „Меркјури Марин“ (*Mercury Marine*). Ова легура не садржи Cu и поседује униформну дистрибуцију примарног Si што резултује бољим триболошким карактеристикама од А390 легуре. Варијација А391 легуре са 4%Ni развијена 2015. год. има добру обрадивост због присуства  $NiAl_3$  фазе. Данас се надеутектичке легуре успешно примењују код блокова мотора, кошуљица цилиндара мотора, клипова, пумпи, компресора и других компоненти које захтевају велику отпорност на хабање. Неки од примера примене надеутектичких Al-Si легура код делова мотора дати су на слици 2.4. [7,55,58–60].

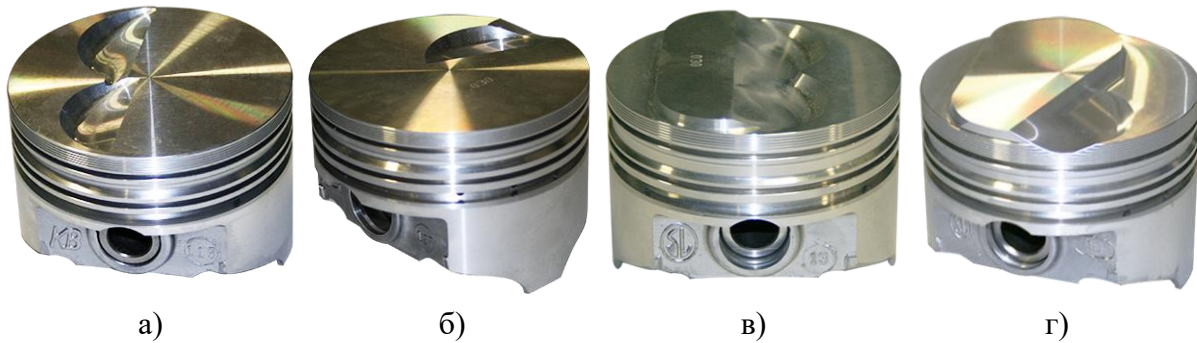


**Слика 2.4.** Примери примене надеутектичких легура код делова мотора а) блок БМВ мотора В-12 М70 [61], б) блок мотора поршеа 928 [56], в) блок мотора аудија V8, г) Al25Si кошуљица цилиндра [62], д) ГМ клип [7], њ) Al20Si клип [63]

Надеутектичке легуре Al-Si користе се код блокова мотора БМВ. Један од старијих примера приказан је на слици 2.4.а); на слици 2.4.б) приказан је блок мотора поршеа 928 (*Porsche 928*) направљеног од алусил легуре. Један од примера Аудијевог блока мотора са надеутектичком кошуљицом цилиндра дат је на слици 2.4.в). На слици 2.4.г), слици 2.4.д) и слици 2.4.њ) дат је изглед кошуљице цилиндра од легуре Al25Si, клип који производи ГМ и клипа од легуре Al20Si, које производи кинеска фирма Бенвеи (*Baifenwei*). Поред фабричких делова мотора израђених од надеутектичких Al-Si легура, ту су и заменски делови који се користе при модификацијама аутомобила и при већим снагама мотора. Примери изгледа клипова два произвођача „Спид про“ (*Speed Pro*) и „КБ перформанс“ (*KB Performance*) дати су на слици 2.5. и на слици 2.6.



**Слика 2.5.** Спид про надеутектички Al-Si клип за: Фордов а) 289 и 302 SV мотор, Шевролетов б) 350 SV, в) 454 VB и г) 400 SV мотор [64]



**Слика 2.6.** КБ перформанс надеутектички Al-Si клип за: Фордов а) 302 *SB* и б) 460 *BB* мотор, Шевролетов в) 327 *SB* и г) 396/402 *BB* мотор [65]

Бројне ознаке мотора дате на сликама 2.5. и 2.6. представљају запремину мотора у кубним инчима ( $\text{in}^3$ ), док ознаке *SB* (*small-block*) и *BB* (*big-block*) представљају величину блока мотора, тј. мали блок мотора и велики блок мотора.

### 2.3. Композити са алуминијумском основом

Данашња индустрија и живот уопште захтевају материјале супериорних карактеристика које конвенционални материјали не могу да испуне. Један вид побољшања карактеристика материјала је формирање легура додавањем одговарајућих хемијских елемената. Други вид је формирање композита додавањем ојачавача/модификатора у основни материјал при чему се они међусобно не мешају нити растварају један у другом, те се јасно виде две фазе [66,67].

Циљ формирања композита је добијање материјала бољих карактеристика од оних које имају његови конституенти посебно. Конституенти композита могу бити: полимери, керамике и метали. Својства композита зависе од особина конституената од којих се састоји, као и од величине и распореда конституената, њиховог облика, запреминског или масеног удела и природе и јачине њихове везе [66].

Мало је познато да се у природи могу наћи композити код биљака и животиња. Дрво је један природни композит који се састоји од целулозних влакана и лигнина који у комбинацији чине материјал веома добрих карактеристика. Поред дрвета, биљни композити су и целер и бамбус. Кости живих бића су, такође, композити састављени од хидроксиапатита, који је јак, али крт материјал и колагена, који је флексибилан, али мекан. Комбинација ова два материјала даје костима карактеристике потребне за потпору телу [66,68].

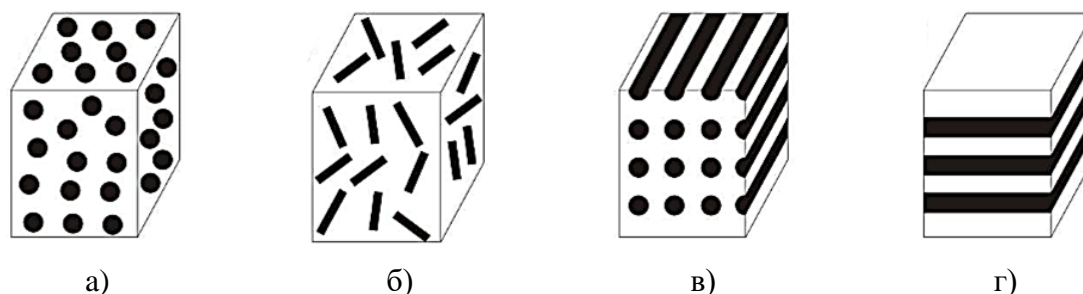
Најстарији композитни материјали, направљени људском руком, који се и данас користе су цигла и бетон. Бетон је први пут споменут у списима из 2500. године п.н.е. и састоји се од песка или шљунка повезаних цементом. У Египту и Месопотамији су пронађени први подаци о примени композита и то у виду шпер плоче и цигле. Цигле су прављене од блата ојачаног сламом или дрветом. Египћани су посмртне маске правили мешањем слојева платна или папира и гипса. Биљна влакна за ојачање су користиле и Маје и Инке при изради цигли и керамике. Композитне лукове су у 12. веку користили Монголи; ови лукови су прављени од свиле, бамбуса, животињских рогова и тетива који су били повезани боровом смолом. При прављењу иглоа Ескимима су лед ојачавали маховином добијајући тиме композит [66,67]. Поред поменутих композита, ту је још и фиберглас

који се појавио 40-их година прошлог века, ламинат и инжењерски паркет (компонитни под) [69].

Постоје више начина поделе композита. Према материјалу основе композити се могу поделити на композите са:

- металном основном (*ММС–metal matrix composite*),
- полимерном основном (*ПМС–polymer matrix composite*) и
- керамичком основном (*СМС–ceramic matrix composite*).

Према типу ојачавача постоје честицама ојачани (слика 2.3.а), влакнасто ојачани (кратка или дуга влакна) (слика 2.7.б и слика 2.7.в) и ламинарни/слојевити композитни материјали (слика 2.7.г).



Слика 2.7. Врсте ојачавача код композитних материјала [70]

Према величини честица ојачавача постоје макро, микро и нано композити.

Композити се превасходно производе да би се добили материјали бољих карактеристика од оних које имају његове компоненте понаособ. Да би се композит произвео, основном металу се додају ојачавачи који, како само име каже ојачавају – обезбеђују чврстоћу и тврдоћу композиту, док основа повезује честице ојачавача. Главни задатак основе је, поред повезивања честица ојачавача, и заштита ојачавача од спољашњих утицаја, равномерна расподела оптерећења између честица или влакана ојачавача, као и побољшање отпорности композита на удар и лом [71–73].

Композити са металном основном су најзаступљенији у индустрији. Метали мале тежине као што су Al, Mg и Ti су идеалне основе које се користе у производњи композита са металном основном, а ојачавају се карбидима, нитридима, боридима и оксидима припремљеним у облику честица или влакана [74].

Легуре Al су најраспрострањенија основа у производњи композита због високе специфичне чврстоће, добре обрадивости, добре рециклабилности, повећане топлотне проводљивости у односу на челик, високе отпорности на хабање, ниског коефицијента топлотног ширења, мале густине и високе отпорности на корозију. Како би се побољшала својства Al легура, додају им се ојачавачи, чији избор зависи од тога где ће се наведене легуре примењивати. Композити са Al основном (*aluminium matrix composites*) имају широку примену у аутомобилској, електронској, војној, ваздухопловној, поморској индустрији, производњи медицинских инструмената итд. [74–77].

Ради побољшања механичких, термичких, триболошких и физичких особина композита са Al основном њима се додају ојачавачи, а неки од највише коришћених су Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Gr (графит), AlN (алуминијум нитрид), ZrO<sub>2</sub> (цирконијум диоксид), SiC, BN (бор нитрид) B<sub>4</sub>C (бор карбид), WC (волфрам карбид) и TiC (титанијум карбид).

$Al_2O_3$  је један од најчешће коришћених ојачавача који поседује добра механичка својства као што су чврстоћа и тврдоћа, као и отпорност на хабање. Поменута својства га чине примењивим у области авио, војне, аутомобилске, ваздухопловне индустрије и индустрије бродоградње [78].

Додатком Gr у Al легуру добија се композит високе термичке и електричне проводљивости, мале густине и са способношћу самоподмазивања. Због својих добрих триболошких карактеристика Al+Gr композити користе се у аутомобилској индустрији, највише за израду клипова и клипних цилиндара [79,80].

AlN је керамички материјал који карактерише висока топлотна проводљивост, ниска диелектрична константа, низак коефицијент термичког ширења који одговара коефицијенту термичког ширења Si, висока тачка топљења, висока електрична отпорност, механичка чврстоћа, отпорност на хабање и корозију. Ове особине AlN су од великог значаја због потенцијала које има за различите примене; висока температура топљења ( $>2500^{\circ}C$ ) чини га термички и хемијски стабилним и погодним за примену као ватростални материјал. Овај композит налази примену и у електронској индустрији, посебно као полупроводнички материјал [81].

$ZrO_2$  се углавном користи за развој зубних имплантата због своје високе тврдоће, хемијске нереактивности и биокompatбилности [82]. У индустрији се  $ZrO_2$  користи за развој ваздухопловних специјалних делова, за алате за сечење, при производњи електронике, за оптичка влакна и за производњу млазница за ливење [83,84].

Употреба композита са Al основом уз додатак SiC, као ојачавача, се последњих година стално повећава због његових јединствених својстава као што су мала маса, висока затезна чврстоћа, висока тврдоћа и мала густина. Користи се у производњи аутомобилских кочница и спојница, као и панцира због својих добрих абразивних својстава [85,86].

BN је синтетички керамички материјал који се широко примењује због својих физичких и хемијских својстава, као што су висока топлотна проводљивост, низак коефицијент топлотног ширења, висока електрична отпорност, ниска диелектрична константа, нетоксичност, лака обрада и неабразивност. Због наведених особина погодан је за примене на високим температурама [87].

Композити са Al основом уз додатак B<sub>4</sub>C припадају материјалима који се интензивно користе у производњи нуклеарне енергије, као апсорбер неутрона у бурадима за радиоактивни отпад [88].

WC је керамички материјал који је по тврдоћи одмах иза дијаманта (тврдоћа 9 на Мосовој скали). На високим температурама он задржава своју чврстоћу, што га чини једним од најбољих кандидата за производњу алата за сечење који могу да функционишу на повишеним температурама и уређаја који раде на великим брзинама [74].

Због својих повољних механичких својстава, TiC композити се обично користе у великом броју различитих индустријских грана као што су ваздухопловство, аутомобилска, поморска, железничка и свемирска индустрија. Ови ојачавачи карактеришу се високим тврдоћом, термичком стабилношћу и квашљивошћу. Неки од примера употребе Al+TiC композита су при производњи клипова, блокова мотора и кочница [89].

Последњих година се истражују композити на бази надеутектичке легуре Al-Si како би се ојачали клипови, посебно њихова глава [49]. У наредном тексту, када се говори о

количини Si или других елемената у легури, подразумева се да је у мас.%, осим ако није другачије наведено.

Поред поступка добијања, термичке обраде и садржаја Si у надеутектичкој Al-Si легури, такође је важно додавање ојачавача/модификатора попут Ni, Mn, P, Sr, Sn, Mg, Er (ербијум), Co, Fe, силиманита (*sillimanite*), илменита (*ilmenite*), и др. Истраживања [6,35,40,41,43,44,47,50,90–94] се баве утицајем додавања неких елемената на микроструктуру, механичка и триболошка својства надеутектичке Al-Si легуре. Елементи попут P, Sr, Mg, Er, Co итд. додају се како би се постигла хомогена дистрибуција и уситњавање примарних Si честица, еутектичких Si честица, и побољшала механичка и триболошка својства. Неки од ових елемената формирају интерметалне фазе током ливења и термичке обраде. Ови процеси модификације су комплексни и више су описани у [41,44,47,49,50,90–94]. Ако постоји Fe у надеутектичкој Al-Si легури, оно делује као нечистоћа, повећавајући хабање и дајући игличасту морфологију, што неповољно утиче на механичке карактеристике. Додавањем Mn у Al-Si легуру ефекат Fe се ублажава, морфологија постаје звездаста и отпорност на хабање се повећава [95]. У истраживању [96], у надеутектичке легуре Al19Si и Al18Si додато је приближно 1% и 6% Fe без значајних промена у другим елементима. Истраживање је показало да додавање веће количине Fe у надеутектичку Al-Si легуру побољшава микротврдоћу, али смањује затезну чврстоћу и издужење, што је последица формирања интерметалних фаза богатих Fe. Додавањем Cu и Mg тврдоћа надеутектичке легуре се повећава [97], а чак и мали додаток модификатора попут Sr (0,06%) може имати значајан утицај на затезну чврстоћу и тврдоћу [98]. Микроструктура, тврдоћа и затезна чврстоћа термички обрађене надеутектичке Al17,5Si легуре испитана су у [99]. Затезна чврстоћа надеутектичке Al-Si легуре за температуру старења од 120°C била је најнижа за све време старења. За температуру старења од 150°C затезна чврстоћа је расла са повећањем времена старења и максимална затезна чврстоћа (396 МПа) постигнута је након старења од 16 h. Са повећањем времена старења за температуру старења од 180°C, затезна чврстоћа надеутектичке Al-Si легуре се смањује.

Последњих година интензивно се истражују надеутектичке Al легуре и њихови композити како би се испитао утицај различитих елемената и производних процеса на механичка и триболошка својства.

### 3. ПОСТУПЦИ ДОБИЈАЊА НАДЕУТЕКТИЧКИХ АЛУМИНИЈУМСКИХ ЛЕГУРА И КОМПОЗИТА

Поступци добијања Al легура и композита могу се поделити на поступке у течном, чврстом и полуочврслном стању. У овом поглављу биће речи о најчешће коришћеним поступцима добијања надеутектичких Al-Si легура и композита.

Постоји много поступака добијања надеутектичких Al-Si легура и композита. Најчешће методе су процеси у течном стању као што су: гравитационо, конвенционално и ливење под притиском. Током година, појавило се мноштво других поступака добијања, као што су ливење мешањем, ливење гњечењем, центрифугално ливење, затим неки процеси у полуочврслном стању – реоливење и тиксоливење. Поред ових процеса, развијени су и процеси у чврстом стању – селективно ласерско топљење и друге технике металургије праха. Међу свим наведеним методама добијања највише предности има центрифугално ливење због ниске цене, једноставности рада и флексибилности овог процеса у циљу производње легура различитих својстава [38,46–49,100–105].

#### 3.1. Конвенционално ливење надеутектичких легура и композита

Конвенционално ливење је најједноставнији облик ливења који обухвата топљење материјала и изливање у калуп који се може направити од песка, метала или неког другог материјала [105]. Ливење под притиском је облик ливења где течни метал испуњава калуп под притиском. Ова врста ливења даје елементима високу димензиону тачност и мању порозност [103,105]. При прегледу литературе, када се помиње начин израде, ако се говори о ливењу у металном калупу, претпоставља се да се ради о конвенционалном ливењу. Шинг (*Xing*) и остали испитивали су легуре Al17,5Si и Al25Si модификоване помоћу Er које су произведене конвенционалним ливењем у металном калупу [40]. После триболошких испитивања, најмање хабање забележено је за Al17,5Si+0,3% Er и Al25Si+0,05% Er или 0,3% Er. У микроструктури немодификованог Al25Si просечна величина честица примарног Si износила је 95,62  $\mu\text{m}$ . Након додавања 0,3% Er просечна величина ових честица је била 52,31  $\mu\text{m}$ , што показује да су се димензије примарних честица Si смањиле, што је резултовало побољшаним триболошким карактеристикама Al25Si легуре. Немодификована Al17,5Si легура је имала примарне Si честице величине 35,61  $\mu\text{m}$ , а за модификовану легуру Al17,5Si+0,3% Er величина примарног Si износила је 28,34  $\mu\text{m}$ , што указује на то да одговарајућа количина Er може да уситни честице примарног Si. Што се тиче облика примарног Si у немодификованим надеутектичким Al-Si легурама, примарна зрна Si су била велика полигонална, разграната и плочаста (тромбоцитна – platelet). Након модификације легуре Al-Si, број зрна примарног Si налик на плочице се смањило и смањиле су се димензије полигоналних зрна. Уситњавање примарних честица Si додатком Er доводи до бољих механичких својстава легура Al17,5Si и Al25Si [40]. Реди (*Reddy*) и остали [106] су при ливењу надеутектичке Al17Si0,3Mg легуре применили пешчани калуп. Након микроструктурног посматрања добијене Al-Si легуре у основи су присутне: примарне честице Si неправилних оштрих ивица (полигоналног облика), величине 360  $\mu\text{m}$  и дугачке игличасте еутектичке Si



честице. Ванг (*Wang*) и остали [107] у микроструктури конвенционално ливене надеутектичке легуре Al20Si приметили су неправилне честице примарног Si у еутектичкој основи, што ограничава даље побољшање њених особина. Легуре Al17Si и Al20Si произведене су поступком реоливења и таложењем распршивањем (*Spray-Deposition*) ради упоређивања њихових карактеристика [107], о чему ће бити речи касније. Рамадан (*Ramadan*) и остали испитивали су конвенционално ливене и термички обрађене легуре Al18Si<sub>0,8</sub>Fe [108] и Al18Si<sub>0,95</sub>Fe [52]. У микроструктури ливене легуре Al18Si<sub>0,8</sub>Fe налазиле су се неравномерно распоређене честице примарног Si, еутектички  $\alpha$ -Al, еутектички Si и игличасте интерметалне фазе богате Fe. Величина примарних честица Si у ливеном стању била је приближно 38  $\mu\text{m}$ , величина  $\alpha$ -Al је била 95  $\mu\text{m}$ , а дужина интерметалних фаза богатих Fe била је 50  $\mu\text{m}$ . Након циклуса термичке обраде (1–4) величина примарног Si је била од 35  $\mu\text{m}$  до 50  $\mu\text{m}$ , величина  $\alpha$ -Al након термичке обраде износила је од 77,5  $\mu\text{m}$  до 130  $\mu\text{m}$ . Дужина интерметалних фаза богатих Fe за прва три циклуса је била слична, док је за четврти износила 60  $\mu\text{m}$ , али је у термички обрађеним узорцима њихов облик био плочаст. Тврдоћа термички обрађених узорака је незнатно повећана у поређењу са ливеним узорком и то са 56 на 64,5 HRB [108]. У микроструктури од ливене легуре Al18Si<sub>0,95</sub>Fe налазиле су се игличасте интерметалне фазе богате Fe, примарни Si величине 70  $\mu\text{m}$ , еутектички Si и  $\alpha$ -Al величине 155  $\mu\text{m}$ . После термичке обраде (10–40 min) честице су биле рафинисане [52]. Највећа тврдоћа је добијена за време загревања од 25 min и њена вредност је износила 72,5 HRB, што је повећање од 10,5 HRB у односу на ливену легуру. Шћепановић и остали истраживали су погодност надеутектичке легуре Al13,5Si за израду клипова у [109]. У овом истраживању су посматрана микроструктурна својства, механичка својства, анализа лома и корозионо понашање надеутектичке легуре Al13,5Si. Надеутектичка легура Al13,5Si добијена је конвенционалним ливењем, у претходно незагрејаном калупу, при температури изливања од 740°C. У микроструктури узорака уочени су фини дендрити  $\alpha$ -Al фазе, значајно дисперзовани еутектици и честице интерметалних фаза. У централном делу узорка присутна су велика подручја еутектика и порозности; присуство порозности је вероватно резултат квалитета истопљеног материјала и процеса изливања. Након хлађења ливених узорака извршена су затезна испитивања на собној температури (25°C) и температурама од 250°C и 300°C. Узорци испитани на собној температури показују највећу затезну чврстоћу, а повећањем температуре затезна чврстоћа постепено опада, док је уочено да промене температуре нису имале значајан утицај на тврдоћу [109]. Зуо (*Zuo*) и остали извршили су модификацију надеутектичке легуре Al30Si са различитим количинама Al3P и Al10Sr [50]. Модификоване легуре су добијене различитом термичком обрадом (од 770 до 850°C). Немодификовани узорак имао је неправилну дистрибуцију грубог плочастог и полигоналног примарног Si величине 203,8  $\mu\text{m}$  и игличастог еутектичког Si. Највећу затезну чврстоћу и најмању величину примарног Si (32,5  $\mu\text{m}$ ) имала је легура добијена конвенционалним ливењем, што значи да су модификатори додавани на следећи начин: на температури 770°C додато је 0,7% Al10Sr, на температурама 800 и 830°C додат је 0,5% Al3P и на 850°C је додат 1% Al3P. Ова комбинација температура се показала као прикладна за посматране модификаторе јер на ниским температурама не реагују међусобно да би формирали интерметална једињења [50]. У неким истраживањима није наведен поступак добијања; нпр. у истраживању која су спровели Трипковић и остали [98], па ће се он сматрати конвенционалним ливењем. Надеутектичка легура Al18Si је модификована са 0,06% P или 0,12% Sb, а узорци су посматрани на собној температури и на повишеној температури од 250°C. За оба модификатора на собној температури тврдоћа је била приближно иста ( $\approx 111$  HV), али је затезна чврстоћа легуре са додатком 0,06% P била већа (209 MPa). На повишеној

температури легура модификована са 0,12% Sb показала је бољу тврдоћу (89,5 HV) и чврстоћу (166 МПа) од легуре модификоване помоћу 0,06% P (81,9 HV и 153 МПа). За обе модификоване легуре густа дистрибуција примарних честица Si величине не веће од 70  $\mu\text{m}$  и игличасте еутектичке фазе била је присутна у Al основи [98]. Повећање величине честица примарног Si је могуће са већим садржајем Ca у надеутектичкој легури, што су показали Ким и остали (*Kim*) [110]. У легури Al-18,7Si повећање садржаја Ca од 0,0016% до 0,019% резултовало је повећањем величине примарног Si, док су затезна чврстоћа и издужење смањени. Честице примарног Si су биле уситњеније (рафинисане) и боље распоређене за мањи садржај Ca у надеутектичној легури Al-Si [110]. Ши (*Shi*) и остали посматрали су утицај Nd (неодијум) на величину примарног Si и хабање Al<sub>20</sub>Si легуре [111]. Додавањем 0,3% Nd смањила се величина примарног Si из опсега од 80  $\mu\text{m}$  до 120  $\mu\text{m}$  на опсег од 20  $\mu\text{m}$  до 50  $\mu\text{m}$  у поређењу са немодификованим узорком. Немодификовани узорак је имао неправилну морфологију и примарни Si је био у облику звезде, док је модификовани узорак имао правилну морфологију са финим полигоналним Si. Због промена у морфологији, након додавања Nd, отпорност на хабање је побољшана.

Микроструктуру и тврдоћу конвенционално ливених легура Al<sub>16</sub>Si и легура модификованих додатком CeO<sub>2</sub> (церијум диоксид) испитивали су Каур (*Kaur*) и остали [112]. Касније у дисертацији ови резултати ће бити упоређени са истом легуром модификованом електромагнетним мешањем (*Electromagnetic stirring-EMS*) и/или CeO<sub>2</sub>. Ливена легура Al<sub>16</sub>Si је имала велике примарне честице Si (152  $\mu\text{m}$ ),  $\beta$ -интерметални Al-Fe-Si (314  $\mu\text{m}$ ) и нешто интерметалног Co-Ni у Al основи. Присуство честица великих димензија утиче на чврстоћу и дуктилност легура, што је разлог за додавање 0,2% CeO<sub>2</sub>. Додатком CeO<sub>2</sub> честице су биле рафинисане и примарне честице Si су имале просечну величину од 98  $\mu\text{m}$ , а  $\beta$ -интерметална Al-Fe-Si фаза је имала просечну величину од 221  $\mu\text{m}$ . Тврдоћа, затезна чврстоћа, напон на граници течења и издужење су повећани додатком 0,2% CeO<sub>2</sub>, што се може приписати бољем рафинисању честица и мањој порозности. Кемраж (*Khemraj*) и остали припремали су узорке конвенционалним ливењем надеутектичке Al<sub>18</sub>Si легуре која је у својој микроструктури имала примарни Si, интерметалне фазе ( $\beta$ -Al<sub>4,5</sub>FeSi и Al-Cu) и игличасти еутектички Si, неправилно распоређене у алуминијумској основи [113]. Својства (микроструктурна испитивања, испитивања затезања, тврдоће и хабања) добијених узорака су упоређена са узорцима који су подвргнути гњечењу у конвергентном – сужавајућем калупу са односом редукције од 1,5 и 2,0 на температурама од 300°C, 400°C и 500°C. Након гњечења, примарни Si и еутектички Si су били рафинисани и боље распоређени у Al основи. За оба односа редукције, рафинисање честица се повећава са растом температуре од 300°C до 400°C, али пораст температуре од 400°C до 500°C доводи до формирања грубих примарних честица Si. Добијени резултати показују да температура обраде има велики утицај на својства надеутектичких Al-Si легура. У поређењу са ливеним узорцима, легуре добијене гњечењем показују боља својства, посебно на 400°C и при редукционом односу 2,0 и то су: најмања величина примарних Si (7,5  $\mu\text{m}$ ) и еутектичких Si честица (6,7  $\mu\text{m}$ ), затезна чврстоћа (240 МПа), тврдоћа (125 HV) и интензитет хабања ( $1,4\text{-}1,6 \times 10^{-3} \text{mm}^3/\text{m}$ ) [113].

Процес ливења под притиском, где течни метал испуњава калуп великом брзином, назива се ливење под високим притиском (*High pressure die casting – HPDC*) [114]. Ђао (*Jiao*) и остали проучавали су надеутектичке легуре Al-Si (означене као A, X и C) добијене HPDC поступком у [115]. Легура A је била легура Al<sub>17,3</sub>Si<sub>4,20</sub>Cu, X је била легура Al<sub>17,26</sub>Si<sub>2,37</sub>Cu, а легура C је била легура Al<sub>20,01</sub>Si<sub>2,58</sub>Cu. Параметри обраде за посматране легуре су: температура топљења (730°C, 750°C, 780°C), почетна температура калупа (120°C), мала брзина убризгавања (0,1 m/s, 0,2 m/s), велика брзина убризгавања

(2,75 m/s), време задржавања калупа (8 s). Микроструктура показује ниску густину примарних Si честица на површини која је била окренута према зидовима калупа и већу густину примарних Si честица и пора у језгру ливених легура. Легура А је имала највећи запремински удео порозности, а легура X је имала најмањи. Еутектички Si и интерметалне фазе богате Cu биле су присутне у посматраним легурама. Формирање пора је узроковано фазама богатим Cu које су утицале на раст кракова Al дендрита. HPDC легуре Al20Si и Al17Si су испитивали Јамагата (*Yamagata*) и остали, као и Ванг (*Wang*) и остали у [116] и [117]. Легуре Al20Si су припремљене при различитим брзинама хлађења (од 4,9°C/s до 82,9°C/s), а уочено је да се са повећањем брзине хлађења величина честица значајно смањује, а њихова дистрибуција је равномернија. За брзину хлађења од 4,9°C/s просечан пречник примарних Si честица био је 89,7  $\mu\text{m}$ , а просечна величина размака секундарних дендрита (*Secondary dendritic arm spacing*) била је 22,1  $\mu\text{m}$ . Најмања величина честица била је за брзину хлађења од 82,9°C/s и просечан пречник примарног Si је био 17,3  $\mu\text{m}$ , док је просечна величина размака секундарних дендрита била 5,1  $\mu\text{m}$  [116]. Легура Al17Si је такође припремљена ливењем под високим притиском, а у њеној микроструктури су били присутни примарни Si неправилног грубог облика величине од 20  $\mu\text{m}$  до 30  $\mu\text{m}$  и еутектички Si мање величине и правилнијег тракастог облика. Дендрити  $\alpha$ -Al су били присутни око честица примарног Si, док су око еутектичког Si биле фазе богате Cu. Што се тиче порозности, она је била присутна у честицама примарног Si, око граница примарног Si или у  $\alpha$ -Al дендритима [117].

Када су предформе ливених делова направљене од неке врсте пене, онда се ова врста ливења назива „ливењем изгубљене пене” којим се могу изливати делови сложеног облика. Ова врста користи пешчане калупе и предформе испаравају када се сипа растопљени метал [118]. Ласа (*Lasa*) и Родригез-Ибабе (*Rodriguez-Ibabe*) приметили су да је микроструктура након ливења изгубљене пене Al16Si финија са смањеном величином примарних честица Si (са 121 на 25  $\mu\text{m}$ ) у поређењу са конвенционално ливеним узорком, док је тврдоћа након третмана Т6 била већа [119].

Гравитационо ливење је трајно ливење у калупима и један од најчешћих типова ливења надеутектичке Al-Si легуре. Ова врста ливења састоји се од топљења метала и пуњења калупа само уз помоћ силе гравитације [103,105]. Дар (*Dhar*) и Рој (*Roy*) испитивали су чврстоћу, тврдоћу и триболошке карактеристике надеутектичке Al21,6Si легуре произведене гравитационим ливењем [101]. Просечна тврдоћа је била 70 HV, затезна чврстоћа је била 175 МПа; за услове испитивања хабања без подмазивања и геометрију контакта куглице на диску измерен је специфични интензитет хабања, није било извештаја о микроструктури за овај материјал. Ли (*Li*) и остали приметили су да је надеутектичка Al-Si легура са 15-22%Si у својој микроструктури имала грубе (оштре ивице) честице примарног Si и плочасти еутектички Si у Al основи [47]. Особине легура добијених гравитационим ливењем упоређене су са узорцима добијеним поступком ливења гњечењем, о чему ће бити речи касније.

Микроструктура конвенционално ливених, гравитационих и материјала ливених под притиском показује да не постоји равномерна дистрибуција честица, као и присуство грубих или полигоналних примарних Si честица великих димензија и игличастиг еутектичког Si, што је разлог за додавање модификатора/рафинера и примену неког другог поступка добијања.

## 3.2. Центрифугално ливење

Центрифугално ливење је врста ливења где се растопљени метал (мешавина-растоп) улива у претходно загрејан ротирајући калуп; додаје се ојачавач у случају композита, а калуп наставља да ротира до очвршћавања. Овај процес користи центрифугалну силу за дистрибуцију растопљеног материјала у калуп [120]. Приликом производње композита, услед утицаја центрифугалне силе, формирају се две зоне честица: обogaћена и осиромашена зона, које зависе од температуре топљења, вискозности метала, брзине хлађења, густине и величине честица, центрифугалног убрзања и његове величине. Честице веће густине формирају зону обogaћену честицама на спољној периферији одливака, док честице мање густине мигрирају и формирају зону обogaћену честицама на унутрашњој периферији. Повећањем температуре изливања и брзине обртања калупа смањује се дебљина зона обogaћених честицама. Центрифугално ливење се може поделити у две групе: прва је заснована на оси обртања калупа, а друга се заснива на температури растопа. Прву групу чине два главна типа – вертикално и хоризонтално центрифугално ливење, док су остали типови њихове варијације, као што су вертикално и хоризонтално нагнуто центрифугално ливење и други. У другој групи, на основу температуре, постоје ин-ситу (*in-situ*) и екс-ситу (*ex-situ*) процеси. За ин-ситу процес температура је виша од ликвидус температуре основног материјала и ојачавач се формира при топљењу основног материјала током процеса очвршћавања. Екс-ситу центрифугално ливење је ливење где се основном материјалу додаје префабрикован чврст ојачавач методом инфилтрације, вортекс методом или ливењем [120,121]. На основу литературе, температура ликвидуса за Al18Si је од 640°C до 690°C, а солидус око 575,5°C, али она зависи од масеног садржаја Si у легури, што се може видети и са фазног дијаграма приказаног на слици 2.2. [52,108].

Маликарђун (*Mallikarjun*) и остали испитивали су легуру Al18Si добијену модификованим поступком центрифугалног ливења у [122]. Апаратуру чини мотор, који је преко осовине повезан са руком, на једном крају руке је причвршћен калуп, док је на другом крају контра-тег. Легура је произведена са температурама растопа од 750°C и 850°C и при брзини обртања калупа од 200 min<sup>-1</sup>. Анализа микроструктуре показала је да се за обе температуре проценат Si повећава одоздо ка врху узорка услед деловања центрифугалне силе. Честице примарног Si су биле рафинисане и боље распоређене за температуру растопа од 850°C. Резултати добијени испитивањем тврдоће и затезаним испитивањима показују да се повећањем температуре растопа повећавају затезна чврстоћа и тврдоћа, те је закључено да легура Al18Si добијена при температури растопа од 850°C има боља својства у погледу микроструктуре, затезне чврстоће, тврдоће и интензитета хабања [122]. Чен (*Chen*) и остали [123] испитивали су ефекат хоризонталног центрифугалног ливења на микроструктуру и својства надеутектичког Al18Si ин-ситу композита за кошуљицу цилиндра. За ин-ситу композите ојачавач од Si честица се формира током процеса очвршћавања. Брзина обртања калупа је варијала: 1100 min<sup>-1</sup>, 1300 min<sup>-1</sup> и 1600 min<sup>-1</sup>, температура растопа била је 800°C. Тврдоћа материјала добијених центрифугалним ливењем испитана је за сваки слој у три тачке и израчунат је просек, а затим су ови материјали термички обрађени Т6 обрадом. У Т6 термичкој обради температура чврстог раствора и време раствора износили су 515±5°C и 7h, док су температура и време вештачког старења били 185±5°C и 11h. На тврдоћу утиче локација на узорку, а, као што је већ речено; на узорку су уочена три слоја: спољашњи, средњи и унутрашњи. Повећањем брзине обртања, код центрифугалног ливења, примарни Si се постепено помера са спољашњег на унутрашњи слој легуре. За брзину обртања од

1100 min<sup>-1</sup> у свим слојевима су присутне дендритна  $\alpha$ -Al фаза, еутектичка ( $\alpha$ +Si) фаза и примарни Si. У спољашњем слоју узорка добијеног брзином обртања од 1300 min<sup>-1</sup> налази се  $\alpha$  (Al) база и присутан је велики број еутектичког Si и мала количина примарног Si. У средњем слоју присутан је агломерисан део честица примарног Si, док је у унутрашњем слоју присутно више примарног Si. Узорак добијен брзином обртања од 1600 min<sup>-1</sup> у спољашњем слоју показује јасну стратификацију – скоро да нема примарног Si, велики број флокулантног еутектичког Si и  $\alpha$  (Al) базе. У средњем слоју је присутан мали део примарног Si, а унутрашњи слој је обогаћен великим бројем примарног Si. Тврдоћа ливене легуре Al18Si зависи од количине честица примарног Si; у овом случају тврдоћа је имала највеће вредности за највећу брзину обртања код центрифугалног ливења (1600 min<sup>-1</sup>), јер је била највећа количина честица примарног Si. После термичке обраде T6 тврдоћа легуре је благо повећана у свим слојевима [123].

Механичке и микроструктурне особине Al17Si ин-ситу композитне кошуљице цилиндра, добијене хоризонталним центрифугалним ливењем, испитивали су Раџан (*Rajan*) и остали у [121]. Микроструктура кошуљице цилиндара показује да се у најудаљенијим зонама цилиндра налазе еутектичке микроструктуре, а према унутрашњем делу повећава се садржај Si, односно присутна је надеутектичка микроструктура. У близини унутрашње периферије постоје порозности услед присуства гасова и скупљања. Микроструктура ових ин-ситу шупљих цилиндара доводи до боље тврдоће, побољшане отпорности на хабање и издржљивости. За шупљи цилиндар, добијен од Al-Si ин-ситу композита, постоји присуство честица примарног Si према унутрашњој периферији, а исто је примећено и у [123].

Хуанг (*Huang*) и остали [49] посматрали су композитне клипове са основом од Al18 зап.% Si легуре добијене вертикалним центрифугалним ливењем, локално ојачане на челу клипа честицама SiC (15–30  $\mu$ m) и термички обрађене. Параметри центрифугалног ливења били су: температуре растопа 850°C и 800°C, температура калуца 600°C и 500°C и брзина обртања калуца 800 min<sup>-1</sup>. На дну тела клипа налазио се велики број пора, мала количина честица примарног Si неправилног облика и честице SiC. Идући према челу клипова, количина честица SiC и  $\alpha$ -Al се повећавала и на челу клипа, честице SiC су равномерно распоређене у основи и неке честице SiC су уграђене у примарни Si. За комбинацију температуре растопа од 800°C и калуца од 500°C присутне су честице SiC, честице примарног Si и поре. Пошто су температуре растопа и калуца ниске при овом поступку, вискозитет растопљеног метала постаје такав да се честице SiC, честице примарног Si и поре не могу ефикасно одвојити једне од других. Вредности тврдоће расту од тела до чела клипа, што значи да се максималне вредности тврдоће јављају у зони сегрегације SiC у челу клипа. Упоређивањем резултата испитивања тврдоће за клипове произведене центрифугалним ливењем, уочено је да се вредност тврдоће на челу клипа повећава при вишој температури изливања и брзини обртања калуца. Уочено је да се са повећањем температуре тврдоћа значајно повећава и за чело клипа добијеног комбинацијом температуре растопа од 850°C и температуре калуца од 600°C, тврдоћа износи 93,9 HRB. Шаилеш (*Shailesh*) и остали [124], испитивали су надеутектичке легуре Al17Si у погледу микроструктуре и тврдоће. Изливане цеви од посматраног материјала произведене су вертикалним центрифугалним ливењем са различитим брзинама обртања калуца: 600 min<sup>-1</sup>, 800 min<sup>-1</sup>, 1000 min<sup>-1</sup> и 1200 min<sup>-1</sup>. Уобичајена ливена цев се добија само при 1000 min<sup>-1</sup> и ова брзина обртања се сматра оптималном. У микроструктури ливене цеви добијене брзином обртања од 600 min<sup>-1</sup>, присутне су честице примарног Si неправилног облика. Ливена цев добијена брзином обртања од 800 min<sup>-1</sup> имала је мање, равномерно распоређене честице Si. За брзину обртања од 1000 min<sup>-1</sup>, где се добија правилна ливена цев, формирају се

рафинисана зрна Si (фина структура), док је за брзину обртања од  $1200 \text{ min}^{-1}$ , поново постојао примарни Si. Што се тиче тестова тврдоће, они су показали да су највеће вредности тврдоће добијене за оптималну брзину обртања калуца. Када је брзина обртања била  $1000 \text{ min}^{-1}$ , тврдоћа је била 104 HV и 103 HV за унутрашњи и спољашњи слој. Може се закључити да, у овом случају, брзина обртања калуца има велики утицај на тврдоћу и величину зрна Al17Si легура. Чирита (*Chirita*) и остали [38], испитивали су легуру Al18Si добијену вертикалним центрифугалним ливењем и термичком обрадом (температура калуца  $100^\circ\text{C}$ , брзина обртања калуца  $450 \text{ min}^{-1}$ ), а тврдоћа је мерена на 3 различита растојања од површине ингота и средња вредност тврдоће је била  $109,33 \pm 2,83 \text{ HV}$ .

Центрифугалним ливењем са различитим производним параметрима, као што су брзина обртања калуца, температура растопа и калуца, може се утицати на микроструктуру, а тиме и на својства надеутектичких Al-Si легура. Виша температура растопа, одговарајућа брзина обртања калуца и виша температура калуца могу дати добро распоређене и уситњене честице, са примарним Si на врху чела клипа или у унутрашњем делу кошуљице цилиндра у зависности од тога да ли је ливење хоризонтално или вертикално.

### 3.3. Ливење мешањем

После центрифугалног ливења, најчешће коришћен процес за производњу надеутектичких легура и композита је ливење мешањем. Принцип ливења мешањем се огледа у топљењу метала и додавању ојачавача (за композите), уз механичко мешање растопа. Ојачавач се може директно унети у растопљену основу уз помоћ инертног гаса или вортекс методом. Ова метода је веома исплатива, једноставна и може се применити за велики број материјала, али постоје неки недостаци у смислу лошег квашења, потешкоћа у постизању хомогене расподеле честица, порозности и хемијских реакција између основног материјала и ојачавача [125,126].

Самал (*Samal*) и остали [127], испитивали су микроструктуру и својства обрадивости надеутектичких Al-Si легура. Поступак добијања није наведен, али је из шематског дијаграма закључено да се ради о ливењу мешањем. Надеутектичке Al-Si легуре посматране су у ливеном стању и термички обрађене, а у свом садржају имале су од 16% до 24%Si. Ливена легура Al16Si имала је малу количину честица примарног Si оштрих ивица,  $\alpha\text{-Al}$  и еутектичког Si, али је након термичке обраде морфологија промењена и честице примарног Si су имале заобљене ивице, а еутектички Si је имао скоро сферни облик. За Al20Si легуру, микроструктура је показала велику количину примарног Si,  $\alpha\text{-Al}$  и еутектичког Si са оштрим ивицама, а након термичке обраде, примарна величина Si је била мања и ивице су биле заобљеније, док је еутектички Si имао сферни облик. Велика количина масивног примарног Si полигоналног облика била је присутна у микроструктури Al24Si, као и  $\alpha\text{-Al}$  и еутектички Si. Уочено је да се са повећањем Si у легури, тврдоћа и величина честица примарног Si повећавају, честице еутектичког Si постају прогресивно грубље, што директно утиче на обрадивост. Након термичке обраде, тврдоћа и величина примарног Si су смањене. Утицај додатка од 1 до 1,5% Mn на микроструктуру и брзину хабања Al14Si испитивали су Џена (*Jena*) и остали у [128]. Најбољи резултати триболошких испитивања добијени су за Al14Si1,5Mn за оптерећење од 40 N и брзину обртања од  $500 \text{ min}^{-1}$ . Што се тиче микроструктуре, основна легура је имала оштре ивице неправилног полигоналног примарног Si око којег су били  $\alpha\text{-Al}$  дендрити и еутектички Si. Додатак Mn је резултовао бољом дистрибуцијом,

рафинисаним честицама примарног Si финијих ивица и глобуларних еутектичких Si честица, као и присуством интерметалних Mn фаза. Утицај додатка мале количине Ti (0,05%), Sr (0,05%) и графена (5%) на механичке особине мешано ливене надеутектичке легуре Al16Si истраживали су Сумалата (*Sumalatha*) и остали у [129]. Основна легура без модификације је у својој микроструктури имала полигонални (*block-like*) примарни Si оштрих ивица, игличасти еутектички Si и грубе стубасте  $\alpha$ -Al дендрите. Додавање Ti у основну легуру омогућило је гушћу  $\alpha$ -Al дендритну дистрибуцију и фина, уситњена зрна еутектичког Si у Al основи. Додавање Sr основној легури, такође, доводи до гушће расподеле  $\alpha$ -Al дендрита, рафинисање примарног Si у облику блокова и тањег глобуларног еутектичког Si у Al основи. Када се комбинују уситњавач и модификатор зрна у легури Al16Si, дистрибуција честица је хомогенија и величина честица је смањена. Додатком графена у Al16Si0,05Ti0,05Sr, постиже се финија и гушћа расподела  $\alpha$ -Al дендрита, са глобуларним еутектичким Si и честицама графена у Al основи. Уз додатак уситњавача зрна и/или модификатора зрна и графена, механичка својства су била боља, а најбоља су била за Al16Si0,05Ti0,05Sr5 графен. Сингал (*Singhal*) и Панди (*Pandey*), испитивали су композит са основом од Al17,4Si легуре ојачан силиманитом и/или Sn и/или Gr припремљен поступком ливења мешањем у [130]. Састав силиманита био је Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (58,60%), SiO<sub>3</sub> (38,54%), ZrO<sub>3</sub> (2,20%), TiO<sub>2</sub> (0,26%) и Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0,40%). У микроструктури основне легуре биле су присутне примарне Si честице великих димензија и грубог полигоналног облика и игличасти еутектички Si, што је смањило брзину хабања. Додатак силиманита рафинисао је структуру основне легуре, био је присутан глобуларни еутектички Si, а честице силиманита су биле равномерно распоређене у Al основи. Додавање Sn или Gr силиманитном композиту у сврху подмазивања доводи до даљег рафинисања примарног Si, а најбоље рафинисање честица дала је комбинација Al17,74Si са 10% силиманита и 1% Sn (49  $\mu$ m). Уз додатак 0,5% Sn и 0,5% Gr силиманитном композиту, примарни Si је такође имао малу величину зрна (50  $\mu$ m), највећу тврдоћу од 189 НВ, најнижи коефицијент трења и интензитет хабања. Исти аутори испитивали су други композит са силиманитом, Sn и Gr, али и са додатком илменита са саставом: TiO<sub>2</sub> (55,3%), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0,8%), Cr<sub>2</sub>O<sub>5</sub> (0,1%), FeO (20,5%), SiO<sub>2</sub> (1,6%), MgO (1,0%), Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (19,9%), B<sub>2</sub>O<sub>5</sub> (0,2%) у [44]. Посматране су триболошке карактеристике, микроструктура и тврдоћа композита и утврђено је да највећу тврдоћу и најмањи интензитет хабања има композит са Al17,74Si основом и додатком 5% силиманита, 5% илменита, 0,5%Sn и 0,5%Gr. У микроструктури основне легуре био је присутан примарни Si великих димензија, коцкастог, звездастог и полигоналног облика. Додатком силиманита и илменита у основну легуру, постигнута је равномерна дистрибуција ојачавача, као и рафинисање примарних честица Si. Додатак Sn и Gr композиту је такође резултовао рафинисањем примарног Si и игличасти еутектичког Si. Хагајеги (*Haghayeghi*) и Тимели (*Timelli*), додали су елементе за рафинисање, као што су Sr и Sb при ливењу мешањем легуре Al17,74Si у [131]. У немодификованом узорку, величина примарног Si је била 67  $\mu$ m; уз додатак Sr смањена је на 12  $\mu$ m и додатком Sb на 24  $\mu$ m. Њугуна (*Njuguna*) и остали, као и Зу (*Zhu*) и остали, додали су уситњивач P у надеутектичке Al-Si легуре са 24% Si и 18% Si у [91] и [132], тим редом. У Al24Si су додате три различите матичне легуре: Si3P, Si25Mn10P и Al10Si2Fe3P. Микроструктура основних легура показује грубе честице примарног Si звездастог облика и величине 200  $\mu$ m. За све легуре најмања величина примарног Si је била за време држања од 30 min, а када је време држања повећано, величина примарног Si се, такође, повећала. Најмања величина примарног Si (18  $\mu$ m), добијена је за додатак од 0,35% Si25Mn10P у основну легуру и време држања од 30 min, а примарни Si је био у облику блока једнаких оса [91]. Легура Al18Si је мешана и рафинисана додатком Al3P формирајући Al18Si, Al18Si0,02P и Al18Si0,04P [132]. Додатком 0,02% P и 0,04% P, густина честица је повећана, а

величина примарног Si је смањена, са 160  $\mu\text{m}$  код немодификованог узорка, на 83  $\mu\text{m}$  и 28  $\mu\text{m}$ . Може се закључити да, чак и мала количина P у надеутектичкој Al-Si легури, може довести до доброг уситњавања честица примарног Si.

Рамеш (*Ramesh*) и Прасад (*Prasad*) [133], испитивали су надеутектичку Al-Si легуру за израду клипа добијену ливењем мешањем (вортекс метода). У овом истраживању, посматрано је понашање при трењу и хабању хибридних композита са основом од Al17Si легуре ојачаних графитом и/или кратким угљеничним влакнима (*short carbon fibers – cf*). Као ојачавач, коришћене су бакром обложене графитне честице величине од 10  $\mu\text{m}$  до 30  $\mu\text{m}$  и бакром обложена угљенична влакна. Анализом микроструктуре помоћу скенирајућег електронског микроскопа (*Scanning Electron Microscopy – SEM*), уочена је уједначена дистрибуција ојачавача у основи композита. Највеће вредности затезне чврстоће и тврдоће, добијене су за надеутектички Al17Si+2Gr+2cf хибридни композит, због равномерне расподеле Gr и cf ојачавача у основи хибридног композита.

Алгхамди (*Alghamdi*) и остали [51], испитивали су утицај мешања и додавања нанолистов графена на микроструктуру и механичка својства 393 надеутектичке Al-Si легуре (Al22Si), која се користи код клипова дизел мотора. Први узорак је конвенционално ливен, а други узорак је добијен мешањем легуре Al-Si током 12 минута, при брзини обртања од 400  $\text{min}^{-1}$ . Трећи и четврти узорак су добијени мешањем легуре Al-Si током 2 минута, затим додавањем нанолистов графена у легуру и настављањем мешања током 10 минута, при брзини обртања од 50  $\text{min}^{-1}$ , која се полако повећава на 400  $\text{min}^{-1}$ . У микроструктури конвенционално ливеног узорка примећени су примарни Si, еутектички Si и еутектички  $\alpha$ . Механичким мешањем, микроструктура је била добро рафинисана, честице примарног Si су биле глобуларне и финије, али ове честице нису биле хомогено распоређене, посебно у центру узорка. Додавање мале количине нанолистов графена у Al основу, резултовало је даљим рафинисањем честица примарног Si, док је додавањем 1% нанолистов графена постигнута боља расподела честица примарног Si на ивици и у центру узорка, као и њиховим финијим обликом. Просечна величина честица примарног Si, на ивици и у центру узорка, била је 65  $\mu\text{m}$  и 69  $\mu\text{m}$ , тим редом. Додатак 0,25% графена узорку не утиче у великој мери на величину честица примарног Si; за овај узорак просечна величина на ивици и у центру узорка била је 67  $\mu\text{m}$  и 69  $\mu\text{m}$ . Узорак са додатком 1% графена на ивици и у центру има најмању величину честица примарног Si, од 49 и 52  $\mu\text{m}$ , респективно. Ливењем мешањем и додавањем графена, добија се већа тврдоћа узорака, формирају се финије и глобуларне честице примарног Si и остварује њихова боља дистрибуција. Кумар Саху (*Kumar Sahu*) и остали [134], као и Маџи (*Majhi*) и остали [135], испитивали су утицај додавања наночестица 3% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и 2% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, тим редом, у надеутектичку легуру Al16Si произведену поступком ливења мешањем са три различите температуре изливања (од 720°C до 820°C). У оба рада су испитивани хабање, тврдоћа и микроструктура легура. Додатак од 3% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и 2% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, као и повећање температуре изливања са 720°C на 770°C, повећава тврдоћу композита. Повећањем температуре изливања са 770°C на 820°C, смањује се тврдоћа, што је резултат агломерације зрна. Због равномерне расподеле честица интензитет хабања је најнижи за композите добијене при температури изливања од 770°C [134,135].

Модификација конвенционално ливених Al16Si и Al16Si+0,2CeO<sub>2</sub> методом EMS у току процеса очвршћавања, извршена је у [112]. Након топљења, легура је уведена у електромагнетно поље (22,5 kVh) и мешана 2 минута у полуочврслном стању (испод 625-645°C). Немодификована легура добијена EMS, показала је боља својства од конвенционално ливеног узорка, о коме је већ било речи у поглављу 3.1. Величина



честица примарног Si је била мања (120  $\mu\text{m}$ ), а интерметални  $\beta\text{-Al-Fe-Si}$  је такође имао мању дужину (234  $\mu\text{m}$ ). Додавање 0,2%  $\text{CeO}_2$  резултовало је бољим рафинисањем и дистрибуцијом честица, највећом тврдоћом, затезном чврстоћом, границом течења, издужењем и порозношћу од свих посматраних узорака [112].

### 3.4. Остали поступци добијања надеутектичких Al-Si легура и композита

Поред већ поменутих, најчешће коришћених поступака добијања надеутектичких Al-Si легура и композита, постоје и неки поступци који се ређе користе због високе цене производње.

Ливење гњечењем, познато и као течно ковање, обухвата топљење материјала, изливање у доњу половину калупа, спуштање горње половине калупа и притискање до очвршћавања [103,136]. Ли (*Li*) и остали [47], испитивали су ефекте ливења гњечењем на механичка својства и микроструктуру три надеутектичке легуре Al-Si (15, 17, 22% Si). За испитивање ових легура узорци су припремљени поступком ливења гњечењем и гравитационим ливењем. За разлику од гравитационо ливених узорака, микроструктура узорака добијених поступком ливења гњечењем, показала је рафинисану еутектичку структуру, а у структури су били и  $\alpha\text{-Al}$  дендрити, док је величина и количина примарног Si смањена. Са повећањем садржаја Si у легурама, количина примарних Si фаза се повећава, а количина примарних  $\alpha\text{-Al}$  дендрита постепено смањује. Након поређења тврдоће оба узорка, гравитационог ливења и ливења гњечењем, закључено је да легуре добијене поступком ливења гњечењем имају побољшану тврдоћу и да са повећањем садржаја Si расте тврдоћа [47].

Други поступак добијања надеутектичке легуре Al-Si је модификација електричним импулсима (*Electric Pulse Modification – EPM*). Овај поступак добијања се састоји од топљења материјала, уклањања гасова из растопљеног метала, уметања графитних електрода у суд и примене *EPM*. Ванг (*Wang*) и остали [137], испитивали су утицај *EPM* на легуру  $\text{Al13Si}$  богату Ni. Произведена су четири узорка (означена од А до D) са четири различита напона импулса: 0V, 300V, 500V и 700V, при фиксној фреквенцији импулса од 3 Hz. Након израде, посматрањем микроструктуре, откривене су следеће фазе:  $\alpha\text{-Al}$ , примарни Si, еутектички Si и фазе богате Ni. У микроструктури легуре А, дистрибуција примарних Si фаза у основи била је неуједначена, док је у основи постојала насумична дистрибуција великих еутектичких Si фаза. Постојала је велика количина  $\alpha\text{-Al}$  дендрита, дуж којих, на дивергентан начин, расту крупне флокуле Ni-богатих фаза. У узорцима B, C и D, који су добијени *EPM*, величина примарних Si фаза је мања и опада са вишим напонам, а, поред тога, у овим узорцима нестају  $\alpha\text{-Al}$  дендрити. Постоји добра дистрибуција фаза богатих Ni за узорке B, C и D. Испитивања микротврдоће показала су да узорак D има највећу вредност тврдоће, и то 144,56 HV, што је више од тврдоће узорка A (132,12 HV) [137].

Најчешћи процеси у получврстом стању за производњу материјала су тиксоливење и реоливење. Реоливење је процес који укључује топљење материјала и његово пажљиво хлађење и мешање да би се добила глобуларна микроструктура. Када се охлади, полуочврсли растоп се преноси на ливење. Процес тиксоливења се састоји од припреме одливака који имају глобуларну микроструктуру, њиховог поновног загревања до полуочврслост стања и затим ливења припремљеног материјала [138]. С обзиром на то да

је А390 (Al16-18Si) једина надеутектичка Al-Si легура која се добија поступком тиксоливења [139], за развијање композита са основом од поменуте легуре, требало би применити поступак добијања композита у полуочврслном стању који се назива компокастинг поступак. Поменути поступак сличан је поступцима тиксо- и реоливења, само има још један корак који се састоји од додавања честица ојачавача у полуочврсли растоп материјала основе композита. Овај поступак се све чешће користи за добијање Al композита због своје једноставности и ниже цене [140]. Мохамадигангарај (*Mohamadigangaraj*) и остали, применили су компокастинг поступак за производњу композита са А390 основом и додатком 10% SiC [141]. При компокастинг поступку, варирани су брзина обртања мешача од 450 до 650 min<sup>-1</sup>, температура растопа од 610°C до 630°C и време мешања од 10 min<sup>-1</sup> до 20 min<sup>-1</sup>. Закључено је да додаток 10% SiC честица има значајнији утицај на микроструктуру композита него варирани параметри. Након производње и микроструктурних посматрања, извршена су мерења механичких (затезне чврстоће) и триболошких карактеристика (интензитет хабања и коефицијент трења). Триболошка испитивања извршена су у условима без подмазивања, при нормалном оптерећењу од 10 N, брзини клизања од 0,5 m/s и путу клизања од 1000 m и ова испитивања су показала вредности интензитета хабања реда 10<sup>-6</sup> gm<sup>-1</sup>, што говори да је дошло до веома малог хабања.

Хекмат-Ардакан (*Hekmat-Ardakan*) и Ајерш (*Ajersch*) [142], применили су процес реоливења за добијање надеутектичке легуре Al-Si. Уочено је да је надеутектички Al17Si са различитим садржајем Mg, тачније од 6 до 10%, конвенционално ливен и реоливен. У микроструктури ових легура може се уочити значајна сегрегација честица примарног Si и присуство два слоја, што је резултат методе реоливења. У спољашњем слоју је концентрисана већина честица примарног Si, а у унутрашњем слоју није било честица примарног Si, већ глобуларних зрна α-Al. Са повећањем садржаја Mg од 6% до 10% у реоливеним узорцима, величина честица примарног Si се смањује и морфологија је финија [142]. У циљу побољшања механичких својстава Лин (*Lin*) и остали, применили су реоливење потпомогнуто ултразвучним вибрационим процесом (*Ultrasonic Vibration Process – USV*) у производњи надеутектичке легуре Al17Si са 2% Fe [102]. Тврдоћа узорка третираног USV у температурном опсегу од 665°C до 645°C је најбоља (141 HB). Микроструктура USV третираних узорака у поређењу са необрађеним узорцима, показала је да је фаза δ-Al<sub>4</sub>(Fe, Mn)Si<sub>2</sub> рафинисана у ситне честице за температурни опсег од 665°C до 645°C [102]. Ма (*Ma*) и остали, као и Ли (*Li*), испитивали су легуре Al17Si и Al20Si реоливане гњечењем ојачане честицама од 0% до 6% TiB<sub>2</sub> у [143] и [144]. У микроструктури основне Al17Si легуре у α-Al бази су присутне честице примарног Si величине пречника 50,2 μm и игличасти еутектички Si дужине од 20 μm до 50 μm. После додавања 1%, 3% и 6% TiB<sub>2</sub> основној легури, пречник примарног Si је био 40,4 μm, 39 μm и 24,5 μm, тим редом, формиран су игличасти еутектички Si величине од 5 μm до 15 μm, док је пречник финих α-Al честица био од 10 μm до 20 μm. Са већим садржајем Si у основној легури [144], пречник честица примарног Si био је сличан (50 μm) као код Al17Si легуре. Уз додаток од 1% до 6% TiB<sub>2</sub>, микроструктура и просечна величина честица је иста као код композита испитиваних у [143] и при највишем садржају TiB<sub>2</sub> (6%), пречник примарног Si је био 26 μm. За основу Al17Si и композите ојачане честицама TiB<sub>2</sub> затезна чврстоћа је повећана са 173,4 МПа на 283,3 МПа, а за композите са Al20Si основом и исти ојачавач, повећана је са 110 МПа на 215,7 МПа; TiB<sub>2</sub> (≤ 2 μm) постоји у примарним Si и еутектичким структурама Al17Si+6TiB<sub>2</sub> [143,144].

Капранос (*Kapranos*) и остали [145], применили су тиксоливење за добијање добош кочнице од надеутектичке легуре Al15Si и од 0,4% до 4% Ni. Кочни добоши су били у тиксоливењем и Т6 третираном стању, а испитана је њихова тврдоћа, тежина и цена. У

тиксоливењу, примарни Si се не растапа и његова хомогеност највише зависи од већ припремљених одливака, а у ниском проценту од самог поступка ливења. Тврдоћа након тиксоливења је била у распону од 67–76 HRB, а након третмана Т6 се повећала на 83–84 HRB. Тежина тиксоливених узорака била је најмања за узорке са додатком од 1% до 4% Ni, али је њихова цена била висока. Испитивање микроструктуре показало је да је примарни Si полиедарног облика и величине од 30  $\mu\text{m}$  хомогено распоређен у материјалу, Al глобуле су биле величине од 60  $\mu\text{m}$  до 100  $\mu\text{m}$ , а између глобула су биле присутне честице еутектичког Si и интерметалне фазе. Такође, примећено је да додаток од 4% Ni утиче на погоршање заобљености честица у микроструктури надеутектичке легуре, што је веома важно у тиксоливењу [145].

Поред поступака добијања у течном и полуочврслном стању, постоје и поступци добијања у чврстом стању. Канг (*Kang*) и остали [146,147], испитивали су надеутектичке Al-Si легуре добијане техником металургије праха – селективним ласерским топљењем (*Selective Laser Melting – SLM*). *SLM* је процес у коме се у ласерској комори материјал производи слој по слој топљењем прашкасте мешавине материјала [48]. Испитивани материјали су били Al18Si и Al50Si, а након посматрања микроструктуре, примећене су униформно распоређене поре код обе легуре. Легура Al18Si је имала поре мање величине, па чак и поре у облику полумесеца због делимично истопљених честица. Порозност мешовите структуре је примећена у легури Al50Si, при чему је постојао мањи број пора, али је величина тих пора била већа. Испитивани узорци су показали ултрафину микроструктуру у поређењу са конвенционално ливеним надеутектичким Al-Si легурама. Микроструктуре Al18Si и Al50Si се састоје од честица еутектичког и финих честица примарног Si, при чему се са повећањем количине Si (са 18% на 50%), примарни Si пропорционално повећава. Такође, извршена су триболошка испитивања (геометрија контакта куглица на диску) и резултати показују да Al50Si има нешто мању отпорност на хабање од Al18Si [146]. Највећа микротврдоћа добијена је за снагу ласера од 320 W и износила је 188 HV [99]. За узорак Al50Si, при снази ласера од 260 W, величина честица примарног Si износила је 3,12  $\mu\text{m}$ , а са даљим повећањем снаге ласера, величина честица примарног Si расте [146,147].

### **3.5. Преглед механичких и триболошких карактеристика надеутектичких Al-Si легура и композита**

#### **3.5.1. Механичке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита**

Како би се боље сагледао утицај поступка добијања, термичке обраде, врсте и количине ојачавача на механичке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита, извршен је преглед досадашњих истраживања који је приказан у табели 3.1. Посматране механичке карактеристике су тврдоћа, затезна чврстоћа и издужење, а поред њих посматрана је и величина честица примарног Si пре и после уситњавања.

Важно је напоменути да су вредности које се односе на тврдоћу, затезну чврстоћу и издужење приказане у табели 3.1. просечне или приближне вредности, с обзиром на то да је већина истраживача приказала те вредности у облику дијаграма. Треба имати у виду и да тврдоћа није у свим истраживањима испитивана по Викерсу (*Vickers*, HV), па самим тим могу постојати мала одступања настала при конверзији.

**Табела 3.1.** Механичке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита са утицајним факторима

Литература	[40]	[40]	[50]	[51]	[104]
Поступак добијања	Конвенционално ливење				Конвенц. ливење, тиксоливење и Т6
Основни материјал	Al17,5Si	Al25Si	Al30Si	Al22Si	Al15,3-15,9Si
Легирајући елемент/ојачавач	Er	Er	Al3P; Al10Sr	-	-
Количина додатка [мас. %]	0-1	0-1	Al3P: 0-1,5; Al10Sr: 0,7-2	-	-
Величина примарног Si пре уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	35,61	95,62	203,8	101,5	121
Величина примарног Si након уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	Al17,5Si+0,3Er 28,34	Al25Si+0,05Er 42,31 Al25Si+0,3Er 52,31	32,5-58,7	-	11,6-11,8
Тврдоћа по Викерсу	-	-	-	94,38-98,57	<u>ливено:</u> 120,67-145,41 <u>Т6 третирано:</u> 179,52-197,5
Затезна чврстоћа [МПа]	-	-	45-130	-	-
Издужење [%]	-	-	-	-	-

**Табела 3.1.** Механичке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита са утицајним факторима – наставак

Литература	[106]	[110]	[112]	[113]
Поступак добијања	Конвенционално ливење			
поређен са	-	-	EMS	Ливење у конвергентном калупу
Основни материјал	Al17Si	Al18,7Si	Al16Si	Al18Si
Легирајући елемент/ојачавач	-	Ca	CeO <sub>2</sub>	-
Количина додатка [мас. %]	-	4,5	0,2	-
Величина примарног Si пре уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	360	24,5	120-152	13,4-21,2
Величина примарног Si након уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	-	20,3-54,7	76-98	7,5
Тврдоћа по Викерсу	130	-	<u>ливено:</u> 104,17-126 <u>EMS:</u> 124-129	<u>ливено:</u> 78 <u>компримовано на</u> <u>300°-500°С:</u> 85-125
Затезна чврстоћа [МПа]	-	127-162,5	<u>ливено:</u> 107-128 <u>EMS:</u> 119-139	<u>ливено:</u> 114 <u>компримовано на</u> <u>300°-500°С:</u> 165-240
Издужење [%]	-	0,75-3,4	<u>ливено:</u> 2,2-3,4 <u>EMS:</u> 2,4-4,5	-

**Табела 3.1.** Механичке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита са утицајним факторима – наставак

Литература	[119]	[119]	[119]	[47]
Поступак добијања поређен са	Конвенционално ливење			Гравитационо ливење и ливење гњечењем
	Ливење изгубљене пене и Т6	Ливење гњечењем и Т6	Тиксоливнење и Т6	
Основни материјал	Al15,9-16,1Si	Al15,9-19,85Si	Al15,3-15,9Si	Al15-22Si
Легирајући елемент/ојачавач	-	-	-	-
Количина додатка [мас.%]	-	-	-	-
Величина примарног Si пре уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	121	121	121	Ø5,59-14,3
Величина примарног Si након уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	29,1	<u>15,1</u>	11,6-11,8	-
Тврдоћа по Викерсу	<u>ливено:</u> 91-120,67	<u>ливено:</u> 91,25-120,67	<u>ливено:</u> 120,67-145,41	<u>грав. ливено:</u> 51,8-62,3
	<u>Т6 третирано:</u> 192,5-207,5	<u>Т6 третирано:</u> 142,7-192,5	<u>Т6 третирано:</u> 163,45-192,5	<u>лив. гњечењем:</u> 61,6-75,5
Затезна чврстоћа [МПа]	-	-	-	<u>грав. ливено:</u> 92,33-108 <u>лив. гњечењем:</u> 113-153
Издужење [%]	-	-	-	<u>грав. ливено:</u> 1,42-3,69 <u>лив. гњечењем:</u> 3,22-5,75

**Табела 3.1.** Механичке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита са утицајним факторима – наставак

Литература	[49]	[121]	[123]	[148]	[91]
Поступак добијања	Центрифугално ливнење		Центрифуг. ливнење и Т6	Ливнење под нагибом и тиксоливнење	Ливнење мешањем
Основни материјал	Al18Si	Al17Si	Al18Si	Al16,83Si	Al24Si
Легирајући елемент/ојачавач	SiC	-	-	-	Si3P, Si25Mn10P или Al10Si2Fe3P
Количина додатка [мас.%]	17,2 зап.%	-	-	-	Si3P 1,2; Si25Mn10P: 0,35 Al10Si2Fe3P: 1,2
Величина примарног Si пре уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	-	-	-	-	200
Величина примарног Si након уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	-	-	-	-	18-42
Тврдоћа по Викерсу	129-227	150-260	<u>ливено:</u> 101,15-124,3	<u>ливено:</u> 68-92	-
			<u>Т6 третирано:</u> 106,25-130,38	<u>тиксоливно:</u> 86-147	
Затезна чврстоћа [МПа]	-	-	-	-	-
Издужење [%]	-	-	[123]	-	-

**Табела 3.1.** Механичке карактеристике надеутектичних Al-Si легура и композита са утицајним факторима – наставак

Литература	[44]	[51]	[129]	[130]	[131]
Поступак добијања	Ливење мешањем				
Основни материјал	Al17,4Si	Al22Si	Al16Si	Al17,4Si	Al17,4Si
Легирајући елемент/ојачавач	силиманит, илменит и/или Sn и/или Gr	графен	Ti и/или Sr и графен	силиманит и/или Sn и/или Gr	Sr или Sb
Количина додатка [мас. %]	силиманит: 5; илменит: 5; Sn: 0,5-1; Gr: 0,5-1	0,25-1	Ti: 0,05; Sr: 0,05; графен: 5	силиманит: 10; Sn: 0,5-1; Gr: 0,5-1	-
Величина примарног Si пре уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	-	67	-	104	67
Величина примарног Si након уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	-	51-68	-	49,72	12 за додат Sr 24 за додат Sb
Тврдоћа по Викерсу	95-202,5	67-75	99,25-111,91	172-200	-
Затезна чврстоћа [MPa]	-	-	164-197	-	-
Издужење [%]	-	-	1,6-3,4	-	-

**Табела 3.1.** Механичке карактеристике надеутектичних Al-Si легура и композита са утицајним факторима – наставак

Литература	[132]	[127]	[127]	[127]
Поступак добијања	Ливење мешањем	Ливење мешањем и T6		
Основни материјал	Al18Si	Al16Si	Al20Si	Al24Si
Легирајући елемент/ојачавач	Al3P	-	-	-
Количина додатка [мас. %]	0,02-0,04	-	-	-
Величина примарног Si пре уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	160	18	26	39,5
Величина примарног Si након уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	28-83	15	22,5	34,5
Тврдоћа по Викерсу	-	<u>ливено:</u> 72 <u>T6 третирано:</u> 52	<u>ливено:</u> 76 <u>T6 третирано:</u> 58	<u>ливено:</u> 80 <u>T6 третирано:</u> 61
Затезна чврстоћа [MPa]	-	-	-	-
Издужење [%]	-	-	-	-

**Табела 3.1.** Механичке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита са утицајним факторима – наставак

Литература	[133]	[149]	[150]	[143]	[144]
Поступак добијања	Ливење мешањем	Ливење мешањем, T4 и T6	Ливење мешањем и T6	Реоливење са гњечењем	
Основни материјал	Al17Si	Al17,74Si	Al17Si	Al17Si	Al20Si
Легирајући елемент/ојачавач	Gr обложен са Cu и cf*	Илменит, Sn и Gr	Mg	TiB <sub>2</sub>	TiB <sub>2</sub>
Количина додатка [мас. %]	Gr: 2; cf: 2	Илменит: 10; Sn: 0,5; Gr: 0,5	0,5-10	0-6	0-6
Величина примарног Si пре уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	за 2 Gr: 10-30	-	за 0,5Mg: 190,876	50	50,6
Величина примарног Si након уситњавања [ $\mu\text{m}$ ]	-	-	за 6Mg: 145,1	24,5-40,4	24,5
Тврдоћа по Викерсу	<u>Основна легура</u> 120 <u>композит</u> 122-139	<u>Ливено</u> 130-170 <u>T4, T6 третирано</u> 360-450	<u>ливено</u> 116-131 <u>Термички третирано</u> 139-163	-	-
Затезна чврстоћа [MPa]	<u>Осн. легура</u> 144 <u>композит</u> 149-169	-	-	173,4-283,3	110-215,7
Издужење [%]	-	-	-	0,97-1,62	2,3-4,2

\*cf – кратка угљенична влакна (*short carbon fibers*)

Као што је већ поменуто, и на основу табеле 3.1., примећује се да поступак добијања може имати значајан утицај на својства надеутектичких Al-Si легура и композита. У случајевима где је величина Si честица била већа, тврдоћа је, такође, била већа. Код материјала код којих су додати модификатори, величина примарних Si честица се значајно смањује, а у том случају већа тврдоћа може бити резултат формирања интерметалних фаза које такође утичу на својства материјала. Затезна чврстоћа, такође, зависи од садржаја Si и величине честица; већа количина Si и уситњене честице могу повећати затезну чврстоћу. Још један важан фактор је термичка обрада, која значајно може повећати тврдоћу и смањити величину зрна надеутектичких Al-Si легура и композита.

Из табеле 3.1. може се приметити да је највиша вредност тврдоће, као резултат fine микроструктуре, забележена за композит са основом од Al17,74Si и додатком 10% илменита, 0,5% Sn и 0,5% Gr [149]. Применом HPDC процеса за добијање надеутектичке Al-Si легуре добијена је легура високе тврдоће са уситњеним честицама примарног Si и еутектичког Si у својој микроструктури [117]. Применом центрифугалног ливења и ливења мешањем, постигнута је добра дистрибуција и уситњавање честица примарног Si у надеутектичким Al-Si легурама. Конвенционални процеси ливења, попут гравитационог ливења, центрифугалног ливења и ливења мешањем, углавном се користе за надеутектичке Al-Si легуре. Разлози њихове велике заступљености су ниски трошкови, флексибилност процеса, као и могућност поновне употребе калуца. Главно ограничење гравитационог ливења је што без модификатора зрна или термичке обраде уситњавање примарног Si може бити могуће само уз одређене температуре ливења и нема начина да се утиче на дистрибуцију честица композита. Код центрифугалног и ливења мешањем, утицај на уситњавање и дистрибуцију честица може се остварити

променама у параметрима процеса, попут температуре ливења, брзине обртања калупа или мешача, али њихове мане одражавају се у лошој квашљивости, порозности, реакцијама између основног материјала и додатака и тешкоћама у постизању хомогене структуре. Процесом *SLM* добијају се уситњене Si честице, добра отпорност на хабање и висока тврдоћа. Главна мана процеса *SLM* је висока рефлективност и осетљивост материјала на оксидацију. Тиксоливење се може користити у масовној производњи надеутектичких Al-Si легура; његовом употребом смањује се тежина делова, али тренутно овакав поступак добијања има високе трошкове (више од 2 пута веће од ливеног гвожђа) [145].

### 3.5.2. Триболошке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита

На триболошка својства утиче велики број фактора, почев од поступка добијања, присуства ојачавача, количине и величине ојачавача, до услова испитивања. У табели 3.2. приказан је преглед триболошких карактеристика Al-Si легура и композита, урађен према поступку добијања, основном материјалу, врсти ојачавача, као и његовој величини и количини, контактної геометрији испитиваних материјала, материјалу спрегнутог тела и условима испитивања. Триболошка испитивања су, углавном, извођена у условима без подмазивања на уређајима са контактном геометријом епрувета на диску или куглица на диску. За већину истраживања услови околине, попут влажности, температуре, итд., нису наведени; претпоставља се да су истраживања спроведена при собној температури и стандардној влажности.

**Табела 3.2.** Триболошке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита са утицајним факторима

Литература	[40]	[96]	[104]	[106]	[107]
Поступак добијања	Конвенционално ливење				
поређен са	-	-	тиксо и Т6	реоливење	спреј поступак
Основни материјал	Al17,5-25Si	Al18Si	Al15-16Si	Al17Si	Al20Si
Легирајући елемент/ојачавач	Er	Fe, Ni, Cr	-	-	-
Удео ојачавача [мас. %]	0-1	Fe: 5; Ni: 0,6; Cr: 1,2	-	-	-
Величина ојачавача [ $\mu\text{m}$ ]	-	-	-	-	-
Контактна геометрија	Епрувета на диску			Епрувета на плочи	Епрувета на диску
Материјал спрегнутог тела	-	-	-	Челик	Челик
Услови испитивања	Без подмазивања				
Нормално оптерећење [N]	10	20	46,51	10-40	8,9-35,6
Брзина клизања [m/s]	-	0,64	0,09-0,36	-	0,48
Пређени пут/време	500 m	200-4600 m	2000 m	50 m, 30 min	1700 m
Коефицијент трења	Al17,5Si+Er: 0,11-0,24 Al25Si+Er: 0,17-0,31	Al18Si: 0,28-0,38 Al18SiFeNiCr: 0,3-0,375	0,45	-	-
Интензитет хабања $\times 10^{-3}$ [ $\text{mm}^3/\text{m}$ ]	Al17,5Si: 1,357-6,786 Al25Si: 0,814-1,49	Al18Si: 3,81 Al18SiFeNiCr: 4,198-8,38	ливено: 0,319-1,72 Т6 трет.: 0,36-1,95	ливено: 5,72-13,74 реоливлено: 2,09-8,397	ливено: 1,68-3,74 спреј поступак 1,07-3,24



**Табела 3.2.** Триболошке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита са утицајним факторима – наставак

Литература	[113]	[119]	[151]	[101]	[47]
Поступак добијања поређен са	Конвенционално ливење			Гравитационо ливење	
	конверг. калуп	ливење гњечењем, тиксо и Т6	ливење у пешчаном калупу	-	ливење гњечењем
Основни материјал	Al18Si	Al15,3-19,85Si	Al18,5Si	Al21,6Si	Al15-22Si
Легирајући елемент/ојачавач	-	P	-	-	-
Удео ојачавача [мас. %]	-	-	-	-	-
Величина ојачавача [ $\mu\text{m}$ ]	-	-	-	-	-
Контактна геометрија	Епрувета на диску	Епрувета на диску	Епрувета на диску	Куглица на диску	Епрувета на диску
Материјал спрегнутог тела	Нерђајући челик; 63HRC	-	-	-	Челични диск
Услови испитивања	Без подмаз.	Без подмаз.	Са подмаз. уље SAE5W-30	Без подмаз.	-
Нормално оптерећење [N]	10-30	46,51	0,5	14	70
Брзина клизања [m/s]	1,256	0,089-0,356	0,05	-	$\approx 0,42$
Пређени пут/време	2260 m	2000 m	$6 \times 10^5$ циклуса	1000 m	1800 s
Коефицијент трења	-	0,47	-	0,42	-
Интензитет хабања $\times 10^{-3}$ [ $\text{mm}^3/\text{m}$ ]	<u>ливено</u> 1,98-3 <u>компримовано на 300°-500°С</u> 1,35-2,25	<u>ливено</u> 0,266-1,7 <u>Т6 третирано</u> 0,412-1,95	Нема значајног хабања	0,0105-мало хабање	<u>грав. ливење</u> 5,725-27,34 <u>лив. гњечењем</u> 2,485-7,139

**Табела 3.2.** Триболошке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита са утицајним факторима – наставак

Литература	[152]	[44]	[93]	[95]	[111]
Поступак добијања	Центрифуг. ливење	Ливење мешањем			
Основни материјал	Al17Si	Al17,4Si	Al15Si	Al18Si	Al20Si
Легирајући елемент/ојачавач	Mg	силиманит, илменит и/или Sn и/или Gr	Sr и/или P и/или Al1Ti3B и/или Al5Ti1B и Gr	Fe, FeMn	Nd
Удео ојачавача [мас. %]	2-4 зап. %	силиманит: 5; илменит: 5; Sn: 0,5-1; Gr: 0,5-1	Sr: 0,04; P: 0,04; Al1Ti3B:0,04; Al5Ti1B:0,04 Gr:1	Fe: 1,2 1,2 FeMn	0,3
Величина ојачавача [μm]	-	силиманит: 37,25; илменит: 37,74	-	-	-
Контактна геометрија	Епрувета на диску	Епрувета на диску	Епрувета на диску	Епрувета на диску	Епрувета на диску
Материјал спрегнутог тела	Каљени челични диск EN 31	EN31 челични диск 832 HV	Каљени челични диск	Челични диск; 62-65HRC	Нерђајући челик 192 HV
Услови испитивања	Без подмазивања				
Нормално оптерећење [N]	9,81-39,23	9,81-68,67	20-100	18-100	10-30
Брзина клизања [m/s]	0,6 m/s	1,6	1	0,3	0,8
Пређени пут/време	500m, ≈780 s	3000m	1000 m	1000 m	500 m
Коефицијент трења	-	-	0,3-0,425	-	$\frac{Al20Si}{0,28-0,43}$ $\frac{Al20Si+0,3Nd}{0,19-0,32}$
Интензитет хабања $\times 10^{-3}$ [mm <sup>3</sup> /m]	$\frac{Al17Si}{0,809-2,427}$ $\frac{Al17Si+2-4Mg}{0,522-2,387}$	$\frac{Основа}{4,2-13,2}$ $\frac{КОМПОЗИТИ}{1,5-10}$	1,3-12,5	$\frac{Al18Si}{1,8-5,5}$ $\frac{Al18Si}{+1,2FeMn}$ 1,5-6,3	$\frac{Al20Si}{1,908-13,7}$ $\frac{Al20Si+0,3Nd}{0,758-9,874}$

**Табела 3.2.** Триболошке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита са утицајним факторима – наставак

Литература	[128]	[130]	[133]	[153]	[154]	[37]
Поступак добијања	Ливење мешањем					<i>EBM</i>
Основни материјал	Al17Si	Al17,4Si	Al17Si	Al15Si	Al15,7Si	Al16-18Si
Легирајући елемент/ојачавач	Mn	силиманит и/или Sn и/или Gr	Gr обложен са Cu и cf*	Sr и/или P и/или Al1Ti3B и/или Al5Ti1B	Mg	-
Удео ојачавача [мас. %]	0-1,5	силиманит: 10; Sn: 0,5-1; Gr: 0,5-1	2	Sr: 0,04; P: 0,04 Al1Ti3B: 0,04 Al5Ti1B: 0,04	2,5-4,5	-
Величина ојачавача [ $\mu\text{m}$ ]	-		Gr: 10-30 $\mu\text{m}$	-	-	-
Контактна геометрија	Епрувета на диску					Куглица на диску
Материјал спрегнутог тела	-	Челични диск EN31; 832 HV	Каљени челични диск; Rc60	Каљени челични диск EN-31	-	Челична куглица
Услови испитивања	Без подмазивања					
Нормално оптерећење [N]	40-60	9,81-68,67	10-50	40	4,9-19,6	5
Брзина клизања [m/s]	0,63-1,05	1,6	0,3-1,2	1-3	2,5- 9	-
Пређени пут/време	5 min	3000 m	1800 s	1000 m	600-2400 s	6 m
Коефицијент трења	-	<u>Al17,4Si</u> 0,54-0,72 <u>композити</u> 0,26-0,66	<u>Al17Si</u> 0,65-0,8 <u>Al17Si и 2%Gr</u> и/или 2%cf 0,4-0,7	0,31-0,359	-	<u>Al-Si</u> 0,64 <u>EBM Al-Si</u> 0,93
Интензитет хабања $\times 10^{-3}$ [ $\text{mm}^3/\text{m}$ ]	<u>основа</u> 2-26,5 <u>композит</u> 1,7-19,5	<u>Основа</u> 4,5-13 <u>композити</u> 2-11,5	<u>Al17Si легура</u> 1,7-10,5 <u>Al17Si и 2%Gr</u> и/или 2%cf 1,15-9,25	1,4-4,95	<u>Al18Si</u> 2,78-7,04 <u>Al18Si2,5-</u> 4,5Mg 3,74-11,29	<u>нетретиран</u> 14,5 <u>EBM</u> 5,25-13,75

\* cf – кратка угљенична влакна (*short carbon fibers*)

**Табела 3.2.** Триболошке карактеристике надеутектичких Al-Si легура и композита са утицајним факторима – наставак

Литература	[149]	[150]	[48]	[146]	[147]	[141]
Поступак добијања	Лив. меш., T4 и T6	Ливење мешањем и T6	SLM			Тиксо ливење и компокастинг
Основни материјал	Al17,74Si	Al16,7Si	Al18Si	Al18Si и Al50Si	Al18Si и Al50Si	Al16-18Si
Легирајући елемент/ојачавач	илменит, Sn и Gr	Mg	-	-	-	SiC
Удео ојачавача [мас. %]	илменит: 0-10; Sn: 0-0,5; Gr: 0-0,5	0,5-10	-	-	-	10
Величина ојачавача [ $\mu\text{m}$ ]		-	-	-	-	45
Контактна геометрија	Епрувета на диску	-	Куглица на диску	Куглица на диску	Куфлица на диску	Епрувета на диску
Материјал спрегнутог тела	Челични диск EN31; 831 HV	-	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Челик SAE 52100 60HRC
Услови испитивања	Без подмазивања	Абразионо хабање	Без подмазивања			Без подмазивања
Нормално оптерећење [N]	9,81-68,67	130	2	-	5	10
Брзина клизања [m/s]	1,6	-	0,03	-	0,02	0,5
Пређени пут/време	3000 m 1920 s	215,4 m	≈80 m	50 m	125 m	1000 m
Коефицијент трења	<u>Основна легура</u> 0,54-0,61 <u>композити</u> 0,25-0,42	-	Al18Si ≈0,46	<u>Al18Si</u> 0,4 <u>Al50Si</u> 0,4-0,5	<u>Al50Si</u> 0,48-0,51	<u>Al-Si</u> 0,40 <u>Al-Si+10SiC</u> 0,31
Интензитет хабања $\times 10^{-3}$ [mm <sup>3</sup> /m]	<u>Основа и T4, T6</u> 4-14 <u>композити и T4, T6</u> 2,5-12	<u>ливено</u> 0,278-0,344 <u>T6 третиран</u> 0,259-0,301	1,4-3,2	<u>Al18Si</u> 3,25 <u>Al50Si</u> 4,05	2,75-4,15	<u>Al-Si</u> 2,132 <u>Al-Si+10SiC</u> 2,022

У истраживањима надеутектичких Al-Si легура и композита, углавном су проучаване микроструктуре, механичке особине и интензитет хабања; врло мало је истраживан коефицијент трења. Из табеле 3.2. се може приметити да је већина коефицијената трења, у условима без подмазивања, била у распону од 0,20 до 0,50, при чему је најнижи коефицијент трења (од 0,11 до 0,15) постигнут за Al17,5Si који је модификован са 0,3% Er [40]. Највиши коефицијент трења постигнут је за узорке третиране EBM (од 16,5 kV до 36 kV) [37] и био је просечно 0,93, што је веће од вредности за нетретирану легуру. Истраживачи су закључили да је овај феномен резултат адхезије алуминијума на челичну куглу, што је резултовало већим коефицијентом трења и оксидацијом. У зависности од истраживања, примећен је утицај различитих параметара, као што су брзина клизања, дужина пређеног пута и оптерећење. Повећање брзине клизања доводи до смањења и повећања коефицијента трења. На пример, у [153] коефицијент трења се смањује за све

узорке за брзине клизања од 1 m/s до 1,5 m/s, где се благо повећава до брзине клизања од 2 m/s, а затим поново опада. Још један пример је у [133], где за све узорке коефицијент трења расте за брзине клизања од 0,25 m/s до 0,5 m/s, затим опада за брзине клизања од 0,5 m/s до 0,9 m/s, а затим поново расте за брзине клизања од 0,9 m/s до 1,2 m/s, налазећи се у опсегу од  $\approx 0,28$  до 0,61. У табели 3.2. за [133] је приказан само утицај оптерећења на коефицијент трења и за све узорке коефицијент трења опада са порастом оптерећења од 10 N до 30 N, а затим од 30 N до 50 N поново расте. У односу на основну легуру, додаток од 2% Gr у основну легуру смањило је коефицијент трења, а додаток од 2% cf довео је до још нижег коефицијента трења. Међутим, најнижи коефицијент трења постигнут је додатком и 2% Gr и 2% cf и налазио се у опсегу од  $\approx 0,4$  до 0,5. У [93] коефицијент трења благо расте са повећањем оптерећења за све узорке. Утицај микроструктуре на коефицијент трења је значајан. Додатак ојачавача и модификатора [40,94,126,128,145] надеутектичким Al-Si легурама доводи до ситних и равномерно распоређених честица Si и додатног повећања тврдоће. Опште запажање је да повећање тврдоће доводи до нижег коефицијента трења. Код узорака третираних SLM (Al18Si и Al50Si) микроструктура није имала значајан утицај на коефицијент трења, јер су сви узорци имали фину микроструктуру, и за ове узорке коефицијент трења се кретао у распону од 0,4 до 0,5 [146,147]. Коефицијент трења је, у већини случајева, више или мање константан и у условима без подмазивања није зависио од оптерећења и брзине клизања, што је у складу са класичном теоријом за метале у условима трења без подмазивања.

У истраживањима триболошких својстава надеутектичких Al-Si легура и композита, углавном су проучавани интензитет хабања, губитак материјала услед хабања, специфични интензитет хабања, итд. Генерално, интензитет хабања зависи од тврдоће материјала и, са порастом тврдоће, интензитет хабања се смањује, односно отпорност на хабање је већа. Оптерећење и брзина клизања такође утичу на интензитет хабања, при чему са повећањем оптерећења интензитет хабања расте, а са повећањем брзине клизања интензитет хабања опада. Интересантан рад је [151] где није детектован мерљив губитак масе, што је вероватно због малог оптерећења и испитивања у условима са подмазивањем. Утицај температура растопа и калуца на интензитет хабања код центрифугалног ливења надеутектичких Al-Si легура је значајан [49]. Најнижи просечан интензитет хабања (чело клипа, тело клипа и подножје тела клипа) био је при температури растопа од 800°C и температури калуца од 500°C, али, када се посматра тврдоћа и интензитет хабања на подножју тела клипа и челу клипа, најнижи интензитет хабања био је при температури растопа од 850°C и температури калуца од 600°C. У подручју највише изложеном центрифугалној сили постоји највећа концентрација равномерно распоређених SiC честица, што доводи до веће тврдоће и отпорности на хабање. Тб третмани узорака утичу на повећање тврдоће и смањење интензитета хабања. За центрифугално ливени надеутектички композит ојачан са SiC, Cu и Mg, најнижи интензитет хабања био је за Al17Si+4 зап.% Mg [152]. Разлог тога је што додаток Mg доводи до формирања Mg<sub>2</sub>Si честица и самим тиме веће тврдоће. Од свих Al легура и композита добијених ливењем мешањем, најнижи интензитет хабања има Al композит са 2% Gr и 2% cf [133]. Микроструктура, тврдоћа и интензитет хабања у легурама добијеним поступком ливења гњечењем [47] побољшане су у поређењу са легурама добијеним гравитационим ливењем. Механичка и триболошка својства конвенционално ливених Al легура могу се побољшати додатком малих количина Er. Додатак од 0,05% Er и 0,3% Er у Al17,5Si и Al25Si легуре резултира рафинисањем Si честица за обе легуре. Утицај додатка Er на микроструктуру и интензитет хабања Al17,5Si је већи него код Al25Si. Због високог садржаја Si у легури и рафинисаних Si честица, Al25Si+0,05%Er има најнижи интензитет хабања [40]. У поређењу са конвенционално ливеним и

гравитационо ливеним узорцима, нижи интензитет хабања постигнут је за тиксоливане и узорке добијене поступком ливења гњечењем у [47,104,119]. Од нових метода израде, *SLM* метода даје добре резултате у погледу микроструктуре, коефицијента трења и интензитета хабања. Интензитет хабања за узорке добијене овим поступком не повећава се брзо као у случају конвенционално ливених недеутектичких Al-Si легура. Додатак силиманита, илменита, Sn и Gr са комбинацијом Т6 термичке обраде резултује високом тврдоћом и ниским интензитетом хабања за оптерећење од 9,81 N ( $\approx 1 \times 10^{-3} \text{ mm}^3/\text{m}$ ) [149].

## 4. ПОСТУПАК ДОБИЈАЊА ИСПИТИВАНИХ МАТЕРИЈАЛА, ЊИХОВА МИКРОСТРУКТУРА И ФИЗИЧКО-МЕХАНИЧКЕ КАРАКТЕРИСТИКЕ

На основу истраживања и прегледа литературе, селектовани су материјали за израду композита и хибридних композита, као и одговарајући поступак добијања. Приликом избора типа ојачавача композита треба узети у обзир специфичне захтеве у погледу карактеристика мотора са унутрашњим сагоревањем и других примена при великом оптерећењу, као и цену производње. За побољшање отпорности на хабање Al композита као ојачавачи се најчешће користе SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Gr [155]. Овако формиран композит се примењује за израду лежја, кошуљица цилиндара мотора, клипова, клипњача, клипних прстенова, блокова мотора, делова кочница и великог броја других делова [155–157].

За испитивања у овој дисертацији селектоване су нано Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, микро SiC и микрочестице Gr као ојачавачи композита са надеутектичком легуром Al-Si као основом. Број истраживања за композите са основом Al-Si легуре је ограничен. Ојачавачи овог типа су показали позитиван утицај на подеутектичке, еутектичке легуре Al-Si и алуминијумске композите. Нанокерамика Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> се успешно користи за Al композите због доказано повољног утицаја на отпорност на хабање и високотемпературна својства без формирања интерметалних фаза [158–160]. Честице ојачавача Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и SiC користе се како би се повећала тврдоћа композита, као и његова чврстоћа на притисак и затезање, али са повећањем њиховог масеног садржаја, повећава се и порозност [161–163].

Као поступак добијања селектован је поступак у полуочврслем стању јер даје најбољи однос цене и квалитета. Произведене су две серије материјала и то серије А и Б. Серија А обухвата основу и 5 композита, док серија Б обухвата основу и 7 композита. Обе серије материјала имале су основу од надеутектичке Al18Si легуре.

### 4.1. Поступак добијања материјала серије А

Инготи надеутектичких легура Al18SiCuMgNi послужили су као основа за реоливење и топло пресовање основног материјала (ОМ') и компокастинг и топло пресовање хибридних композита са металном основом (*hybrid metal matrix composites – НММС*). Основна легура је произведена у Ливници „Петар Драпшин“ у Младеновцу и хемијски састав ове легуре дат је у табели 4.1. У току реоливење/компокастинг поступка добијања основне легуре додат је Sr да би се модификовала њена структура.

Табела 4.1. Хемијски састав основне легуре у мас.%

Елемент	Si	Mg	Cu	Ni	Fe	Mn	Sr	Al
Садржај [мас. %]	17–19	0,8–1,3	0,8–1,5	0,8–1,3	<0,7	<0,2	0,03	остатак

Даљи поступци добијања испитиваних материјала извршени су на Институту „Винча“. При поступку добијања НММС коришћене су честице Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> величине од 20 nm до 30 nm, SiC честице величине 30 μm, док су величине честица Gr биле 17 μm и од 200 μm до

800  $\mu\text{m}$ . Масени удео честица  $\text{Al}_2\text{O}_3$  у композитима био је 0,5 мас.%,  $\text{SiC}$  честица 10 мас.%, док је удео  $\text{Gr}$  честица био од 0 мас.% до 3 мас.%.

Произведено је укупно шест материјала чији су састав, величина и масени удео ојачавача, као и уведене ознаке дати у табели 4.2. Ознаке материјала су уведене јер материјали имају дуге називе.

**Табела 4.2.** Ознаке и састав материјала серије А

Ознака	Основа	Садржај ојачавача			Величина честица ојачавача		
		$\text{Al}_2\text{O}_3$ [мас.%]	$\text{SiC}$ [мас.%]	$\text{Gr}$ [мас.%]	$\text{Al}_2\text{O}_3$ [nm]	$\text{SiC}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\text{Gr}$ [ $\mu\text{m}$ ]
OM'	Al18SiCuMgNi(Sr)	/	/	/	/	/	/
K1		0,5	10	/	20–30	30	/
K2		0,5	10	1	20–30	30	17
K3		0,5	10	3	20–30	30	17
K4		0,5	10	1	20–30	30	200–800
K5		0,5	10	3	20–30	30	200–800

#### 4.1.1. Поступак добијања надеутектичке Al-Si легуре

Почетни ливени инготи OM' (Al18SiCuMgNi) уведени су у електроотпорну пећ и топљени у челичном калулу на температури од 720°C. На овој температури, Al10%Sr легура је додата у растоп OM'. Након тога, растоп без шљаке је пребачен у нов челични калулу за ливење у другу електроотпорну пећ пројектовану за експерименте тиксоливења и реоливења. Пре преноса растопа, челични калулу за ливење је претходно загрејан на температуру од 585°C. У полуочврсли растоп уведен је мешач који се обртао брзином од 200  $\text{min}^{-1}$  непосредно пре него што је температура достигла 585°C током хлађења. На 585°C, мешање је настављено при брзини обртања од 500  $\text{min}^{-1}$  у трајању од 20 min. Плочасти мешач је направљен од челика обложеног Al. Однос између ширине мешача и пречника челичног калулу за ливење био је 0,55. Однос између растојања од доње ивице мешача до дна калулу и растојања од горњег нивоа полуочврслог растопа до дна калулу био је 0,143. После мешања на 585°C, полуочврсли растоп је сипан у призматичне челичне калуле и остављен да се охлади на ваздуху. Пре уливања растопа, челични калули су загрејани на 500°C. Од добијених призматичних одливака димензија 120 mm  $\times$  30 mm  $\times$  20 mm, машинском обрадом су произведени узорци за топло пресовање. Димензије узорака биле су 30 mm  $\times$  20 mm  $\times$  5 mm. Вруће пресовање је изведено на температури од 470°C и притиску од 250 MPa. У овој дисертацији узорци Al18SiCuMgNi(Sr) добијени методом реоливења и врућим пресовањем разматрани су као референтни OM'.



#### 4.1.2. Поступак добијања хибридних композита са основом од надеутектичке Al-Si легуре компокастинг поступком

Припрема OM' за додавање ојачавајућих честица ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ , SiC, Gr) и производњу хибридних нанокмозита са металном основом (*hybrid metal matrix nanocomposites* – HMMNC) била је иста као и у случају OM' узорка до тренутка када је мешање почело при брзини обртања од  $500 \text{ min}^{-1}$ . Наиме, мешање при брзини обртања од  $500 \text{ min}^{-1}$  је трајало 5 min, а затим је смањено на  $200 \text{ min}^{-1}$  у трајању од 3 min, када је у полуочврсли растоп ручно додат нанопрах  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Иста брзина мешања је одржавана још 2 min након чега је повећана на  $500 \text{ min}^{-1}$  у трајању од 10 min. Када је последњи временски интервал истекао, мешање је настављено при брзини  $200 \text{ min}^{-1}$  у трајању од 5 min током којих је SiC микропрах ручно уведен у полуочврсли растоп. Иста брзина мешања је одржавана још 5 min, а затим је повећана на  $500 \text{ min}^{-1}$  у трајању од 15 min. Као и у случају OM', након мешања, полуочврсли растоп који садржи  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и SiC је пребачен у призматичне челичне калупе и остављен да се охлади на ваздуху. Пре преноса растопа, челични калупи су претходно загрејани на  $500^\circ\text{C}$ . Од добијених призматичних одливака, машинском обрадом произведени су узорци  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и SiC који садрже Al18SiCuMgNi(Sr) (или  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$  HMMNC) за топло пресовање. Димензије узорка за компокастинг и топло пресовање, као и услови топлог пресовања, били су исти као и код OM' узорка. У овој дисертацији, узорци Al18SiCuMgNi(Sr) који садрже  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и SiC (или  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$  HMMNC), добијени компокастингом и топлим пресовањем, означени су као K1.

Поред OM' и K1 узорка, узорци са додатком честица  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , SiC и Gr, односно  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}/\text{Gr}$  HMMNC (у даљем тексту композити) су такође произведени за потребе ове дисертације додавањем Gr микропраха у Al18SiCuMgNi(Sr) полуочврсли растоп. Узорци K2–K5 су произведени по потпуно истом поступку као и у случају K1 узорка. Једина разлика је била у томе што је уместо SiC микропраха додата мешавина SiC и Gr микропраха.

#### 4.2. Микроструктура добијених надеутектичких Al-Si композита серије А

Познато је да поступак добијања утиче на микроструктуру материјала, па самим тим и на триболошко-механичке карактеристике. Веома је битно пре било каквих даљих испитивања сагледати каква микроструктура је постигнута. У зависности од потребног увећања и циља испитивања, уређаји којима се ово може постићи су, углавном, разне врсте микроскопа. За посматрање величине зрна и честица (на микронивоу), и морфологије фаза користи се оптички микроскоп или скенирајући електронски микроскоп (*Scanning electron microscope* – SEM). За посматрање дислокација у подструктури, границе зрна и фазе, као и таложење, поред SEM, може се применити и микроскоп атомских сила (*Atomic Force Microscope* – AFM). За веома велика увећања, где се посматра структура материјала на нано нивоу, примењују се скенирајућа тунелска микроскопија (*Scanning Tunneling Microscopy* – STM), рендгенска дифрактометрија (*X-ray Diffraction* – XRD), трансмисиона електронска микроскопија (*Transmission electron microscopy* – TEM) и друге врсте микроскопије. У овој дисертацији за анализу микроструктуре произведених материјала користиће се SEM, о коме ће бити више речи у наставку.

#### 4.2.1. Припрема узорака за микроструктурну анализу

Узорци ОМ', К1–К5 за микроструктурну анализу су хладно монтирани у епоксидну смолу са површинама за анализу окренутим према дну силиконских калупа. Када је епоксидна смола очврснула, узорци су уклоњени из силиконских калупа, а површине за анализу су брушене коришћењем SiC водоотпорних папира (P-500, P-1000, P-1500, P-2000 и P-3000). Брушене површине су затим полиране коришћењем дијамантских пасти са средњом величином честица од 6  $\mu\text{m}$ , 3  $\mu\text{m}$  и 1  $\mu\text{m}$ , и на крају полиране употребом суспензије силицијум диоксида са средњом величином честица од 50 nm. Након брушења и полирања, површине узорака су очишћене у ацетону, а затим у етанолу помоћу ултразвучне кадице (слика 4.1.а). Да би површине могле да се посматрају на SEM-у, потребно је претходно их напарити неким елементом, у нашем случају угљеником. Напаривање површина је остварено помоћу уређаја марке *Leica EM SCD005* приказаног на слици 4.1.б).



а)



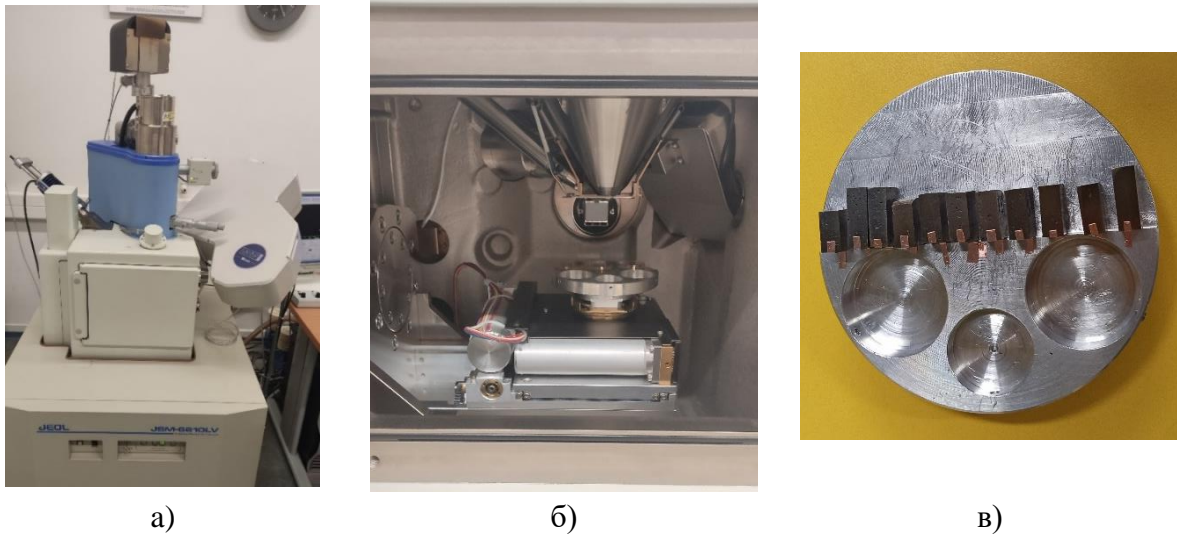
б)

Слика 4.1. а) ултразвучна кадица *Bandelin Sonorex* и б) уређај за напаривање површине материјала *Leica EM SCD005*

Када је извршена припрема испитиваних материјала, могуће је приступити даљем посматрању, а затим и анализи њихове микроструктуре.

#### 4.2.2. Уређај за микроструктурну анализу

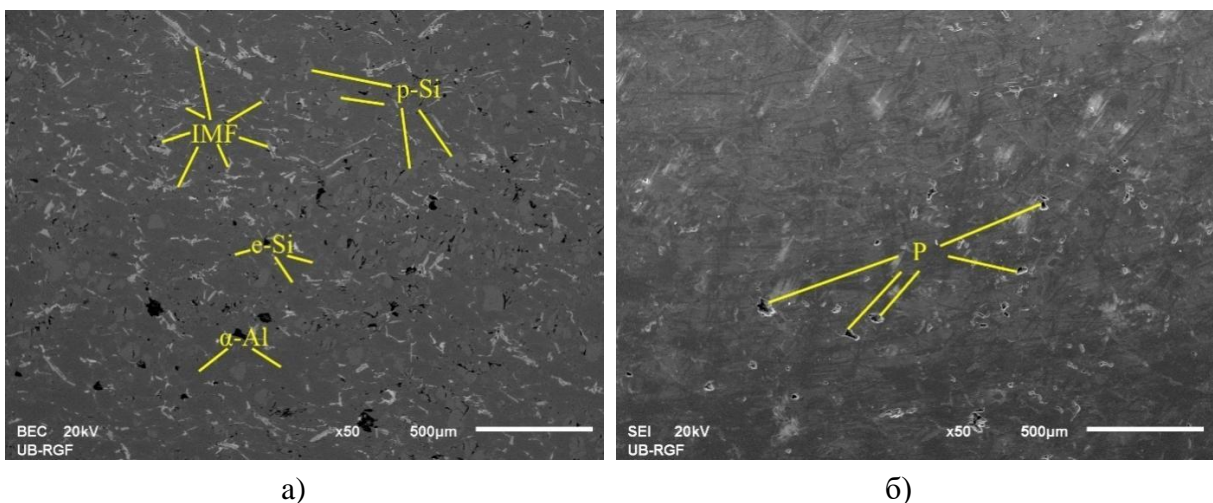
Полиране површине узорака, које су претходно ултразвучно очишћене у ацетону, а затим у етанолу, напарене графитом, испитане су помоћу SEM ознаке *JEOL JSM-6610LV* у комбинацији са јединицом за енергодисперзиону спектроскопију (*EDS INCA 350*) у лабораторији на Рударско-геолошком факултету Универзитета у Београду. Напон убрзања електрона је постављен на 20 kV, док је извор електрона била волфрамова нит. На слици 4.2. а) приказан је изглед SEM микроскопа, на слици 4.2. б) је приказана унутрашњост коморе микроскопа и на слици 4.2. в) приказан је носач материјала са постављеним узорцима.



Слика 4.2. SEM а) изглед уређаја, б) изглед унутрашњости коморе, в) изглед носача са постављеним материјалима

### 4.2.3. Резултати анализе микроструктуре

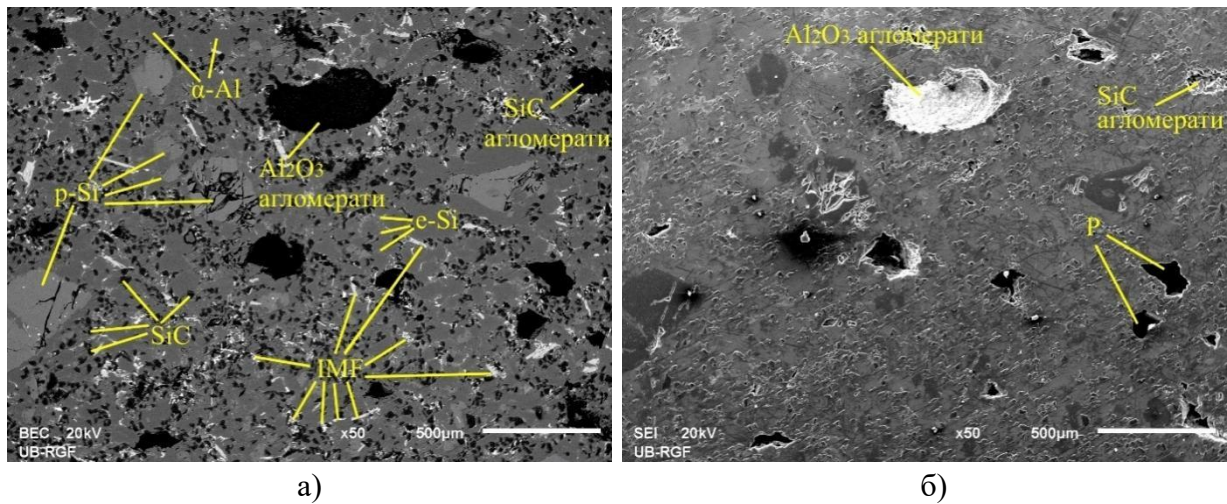
Анализа микроструктуре извршена је на *SEM* микроскопу. Постоје два начина посматрања површине материјала и то: *SE* (*Secondary electrons* – секундарни електрони) и *BSE* (*Backscattered electrons* – повратно расејани електрони). На сликама од 4.3. до 4.8. под а) су приказане микроструктуре материјала  $OM'$  и композита K1–K5 према *BSE*. Микроструктуре основног материјала ( $OM'$ ) и композита K1–K5 према *SE* приказане су на сликама од 4.3. до 4.8. под б). Са ових слика може се видети распоред честица примарног Si (p-Si), еутектичког Si (e-Si), интерметалне фазе (IMF), као и присуство порозности (P) у основи ( $\alpha$ -Al). Код композита, присутни су и агломерати  $Al_2O_3$ , SiC и Gr. Због малих увећања на сликама од 4.3. до 4.8. облик и садржај елемената IMF су јасније приказани на слици 4.9.



Слика 4.3. Микроструктура  $OM'$  а) BSE, б) SE

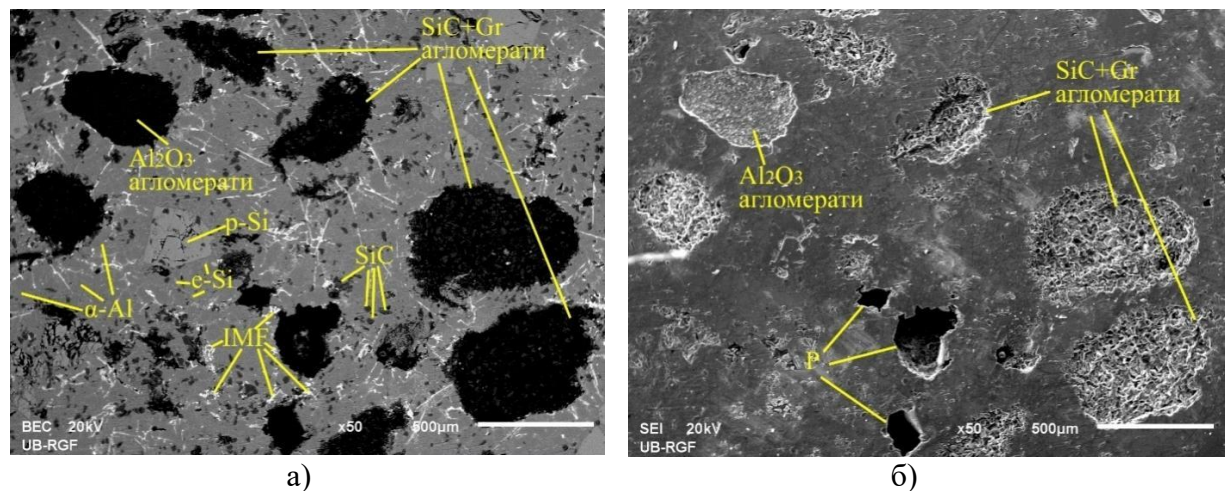
На слици 4.3. приказана је микроструктура основе на којој се може приметити униформна дистрибуција примарног, еутектичког Si, као и интерметалних фаза. Поре

су, такође, присутне, али се може запазити да су у малом броју и малих димензија (слика 4.3.б).



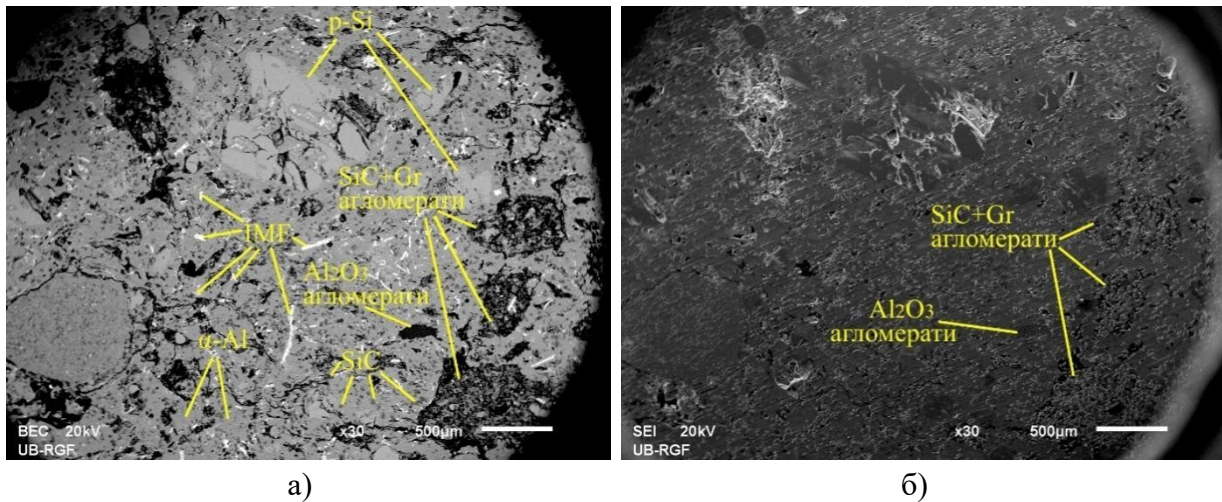
**Слика 4.4.** Микроструктура К1 ( $Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$  (20–30 nm)+10% SiC (30  $\mu m$ ))  
а) BSE, б) SE

Слика 4.4. приказује микроструктуру композита К1, где су присутне поре већих димензија у односу на ОМ', као и агломерати  $Al_2O_3$  честица. Присутне су честице SiC, интерметалних фаза, као и примарног Si различитих димензија.



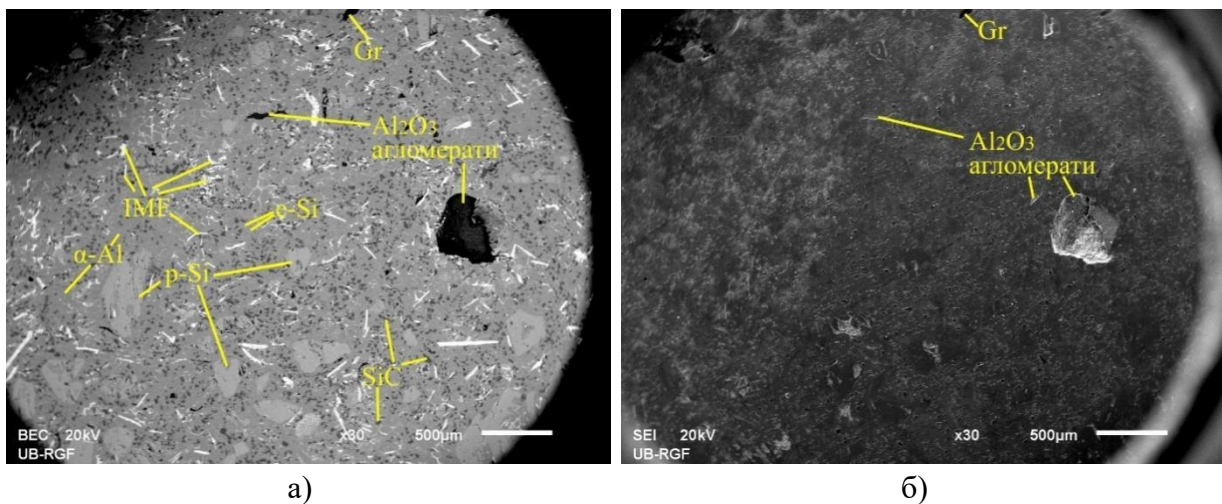
**Слика 4.5.** Микроструктура К2 ( $Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$  (20–30 nm)+10% SiC (30  $\mu m$ )+  
1% Gr (17  $\mu m$ )) а) BSE, б) SE

Додатком 1% ситног Gr (слика 4.5.) примећен је повећан број агломерата SiC честица, као и поре већих димензија. У агломератима SiC честица присутан је и Gr. Такође су присутне интерметалне фазе и агломерати  $Al_2O_3$  честица. У односу на композит К1 (слика 4.4), може се приметити мањи број крупних честица примарног Si и већи број игличастих интерметалних фаза.



Слика 4.6. Микроструктура К3 ( $\text{Al}18\text{Si}+0,5\% \text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm)+10% SiC (30  $\mu\text{m}$ )+3% Gr (17  $\mu\text{m}$ )) а) BSE, б) SE

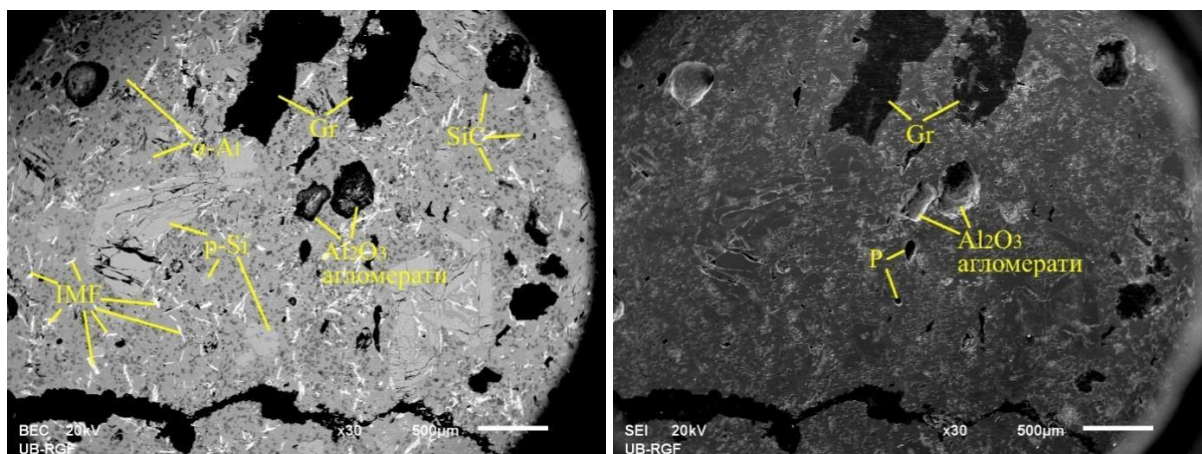
У микроструктури композита К3 ( $\text{Al}18\text{Si}+0,5\% \text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm)+10% SiC (30  $\mu\text{m}$ )+3% Gr (17  $\mu\text{m}$ )) (слика 4.6.) примећен је, такође, повећан број агломерата SiC са Gr. На слици 4.6. могу се приметити крупне честице примарног Si, интерметалне фазе и агломерати  $\text{Al}_2\text{O}_3$  честица, као и поре чији су број и величина веома мали.



Слика 4.7. Микроструктура К4 ( $\text{Al}18\text{Si}+0,5\% \text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm)+10% SiC (30  $\mu\text{m}$ )+1% Gr (200–800  $\mu\text{m}$ )) а) BSE, б) SE

Додатком 1% крупног Gr (200–800  $\mu\text{m}$ ) (слика 4.7.) може се приметити да нема присуства агломерата SiC. Присутне су крупне и ситније честице примарног Si. Могу се приметити интерметалне фазе и агломерати  $\text{Al}_2\text{O}_3$  честица.

На слици 4.8. приказана је микроструктура композита К5 ( $\text{Al}18\text{Si}+0,5\% \text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm)+10% SiC (30  $\mu\text{m}$ )+3% Gr (200–800  $\mu\text{m}$ )) код које се могу приметити честице Gr, крупне и ситније честице примарног Si, интерметалне фазе и агломерати  $\text{Al}_2\text{O}_3$  честица.



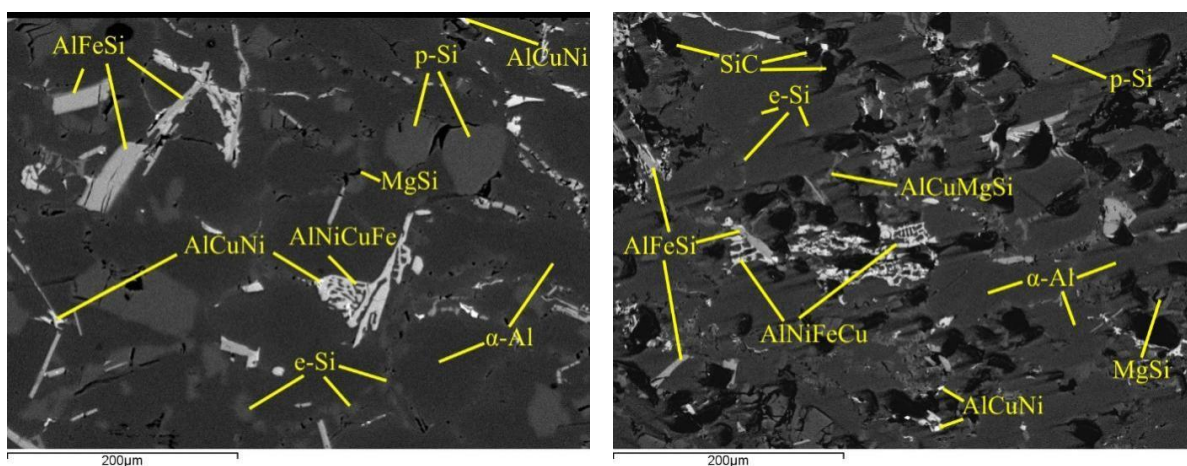
а)

б)

Слика 4.8. Микроструктура К5 ( $\text{Al18Si}+0,5\% \text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm)+10% SiC (30  $\mu\text{m}$ )+3% Gr (200–800  $\mu\text{m}$ )) а) BSE, б) SE

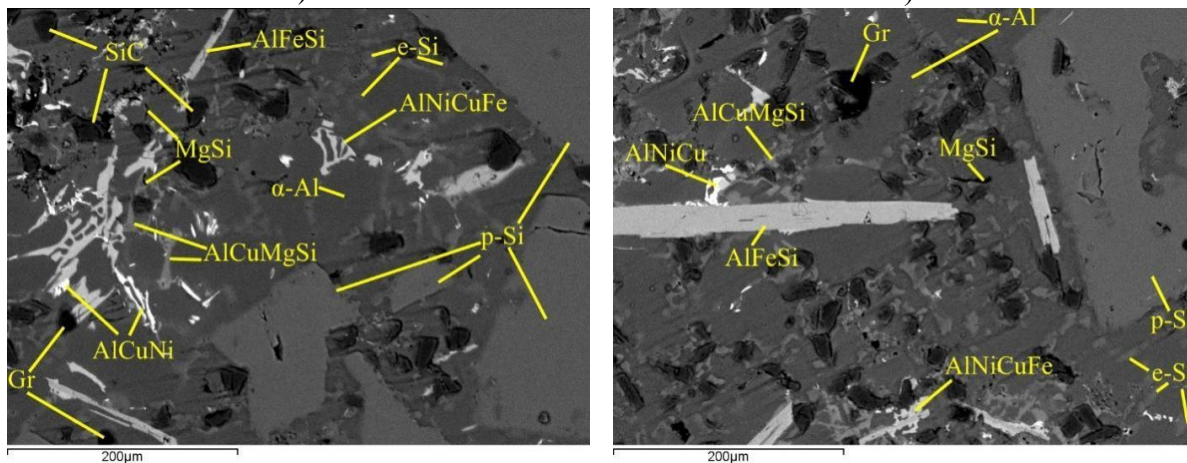
Код композита К1–К5 (од слике 4.3 до слике 4.8), наночестице  $\text{Al}_2\text{O}_3$  су присутне само у агломератима, што је последица лоше квашљивости. Дистрибуција примарног и еутектичког Si, честица SiC, као и интерметалних фаза је, углавном, била униформна, док је распоред Gr честица био неравномеран.

Ради бољег увида у микроструктуру  $\text{OM}'$  и композита К1–К5, на слици 4.9. приказане су микроструктуре посматраних материјала при већем увећању (150x).



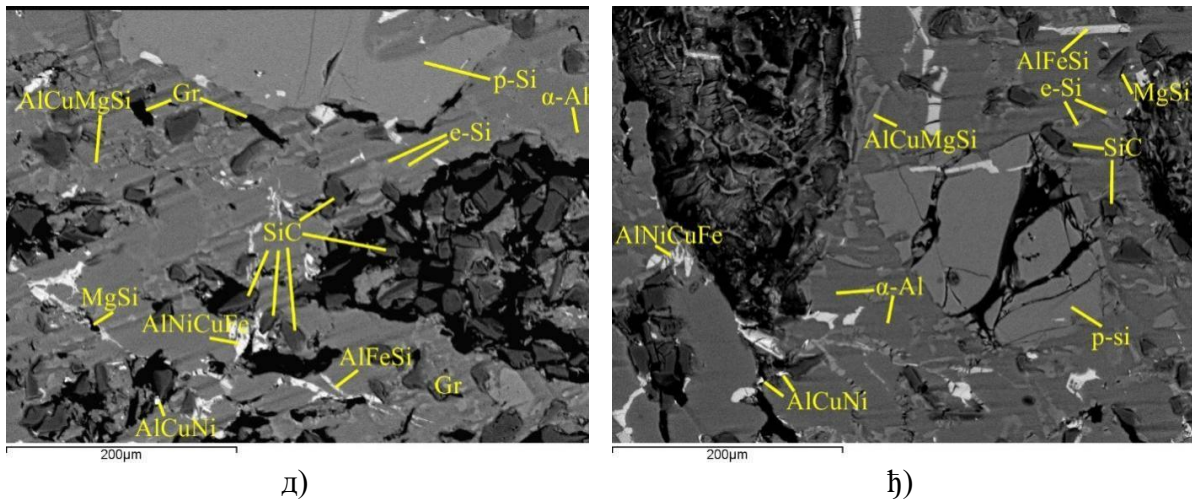
а)

б)



в)

г)



**Слика 4.9.** Микроструктура материјала са већим увећањем: а) основни материјал ОМ', б) К1 ( $\text{Al18Si}+0,5\% \text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm)+10% SiC (30  $\mu\text{m}$ )), в) К2 ( $\text{Al18Si}+0,5\% \text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm)+10% SiC (30  $\mu\text{m}$ )+1% Gr (17  $\mu\text{m}$ )), г) К3 ( $\text{Al18Si}+0,5\% \text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm) +10% SiC (30  $\mu\text{m}$ )+3% Gr (17  $\mu\text{m}$ )), д) К4 ( $\text{Al18Si}+0,5\% \text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm)+10% SiC (30  $\mu\text{m}$ )+1% Gr (200–800  $\mu\text{m}$ )), њ) К5 ( $\text{Al18Si}+0,5\% \text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm)+10% SiC (30  $\mu\text{m}$ ) +3% Gr (200–800  $\mu\text{m}$ ))

Са слике 4.9. а)–њ) може се приметити да постоји више интерметалних фаза присутних у микроструктури посматраних материјала. Интерметалне фазе се могу понашати као ојачање или пак могу имати и неповољан утицај на својства материјала. Код посматраних материјала, присутна је интерметална фаза MgSi; највероватније је то фаза  $\text{Mg}_2\text{Si}$  која је забележена и у истраживањима [97,150,164–166], као фаза црне боје уз честице примарног или еутектичког Si. Фаза  $\text{Mg}_2\text{Si}$  има нижу густину ( $1,88 \text{ g/cm}^3$ ), виши модул еластичности и приближно исту микротврдоћу у поређењу са Si и често је присутна као ојачавајућа фаза у композитима са Al основом [97]. Поред ове фазе, присутна је још и Al-Fe-Si фаза, у облику иглица или издужених плочица, која може и повољно утицати, зависно од тога који је тачан хемијски састав, као и облик кристалне решетке. Претпоставља се да је ова фаза  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ , јер по облику одговара фази присутној у истраживањима [142,165,167,168]. Фаза  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  неповољно утиче на материјал, јер је узрочник појаве напона. Интерметална фаза Al-Ni-Cu-(Fe), која се углавном јавља у облику кинеског писма или неправилног облика, је једна од најсветлијих фаза присутних на слици 4.9. Фаза Al-Ni-Cu-Fe у облику кинеског писма је према [169]  $\delta\text{-AlCuNi}$  ( $\text{Al}_3(\text{CuNi})_2$ ) фаза, док је фаза Al-Ni-Cu неправилног облика  $\gamma\text{-AlCuNi}$  фаза ( $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ ), која је представљена као најсветлија фаза веома малих димензија. Према истраживању [170], фазе богате Cu утичу на повећање порозности када је удео Cu већи од 0,2%; поре се формирају због комбинације већег притиска гаса водоника, тежег храњења и повећаног скупљања течног метала богатог Cu. Интерметална фаза Al-Cu-Mg-Si неправилног облика, према истраживањима [99,142,151], је Q фаза, односно  $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ . Код произведених материјала може се приметити доста интерметалних фаза, неке фазе се понашају као ојачавајуће фазе, док неке неповољно утичу на карактеристике материјала.

### 4.3. Поступак добијања материјала серије Б

За серију материјала Б као ојачавачи селектовани су микро/нано  $Al_2O_3$  и/или SiC и/или Gr, пошто су то најчешће коришћени ојачавачи за материјале клипова [155]. Повећањем садржаја SiC и  $Al_2O_3$  у Al композиту, повећава се отпорност на хабање, тврдоћа и затезна чврстоћа, али и густина и порозност [161–163,171,172]. Изабрано је 3 мас.% SiC и 3 мас.%  $Al_2O_3$  како би се постигла равнотежа побољшаних карактеристика (као што су тврдоћа и отпорност на хабање) и одржао интегритет и обрадивост композита, што омогућава оптимизацију више својстава материјала без значајног нарушавања других.

Материјали серије Б су произведени на сличан начин као и материјали серије А. У табели 4.3. дате су ознаке композита серије Б са мас.% ојачавача и њиховим величинама на микро и нано нивоу.

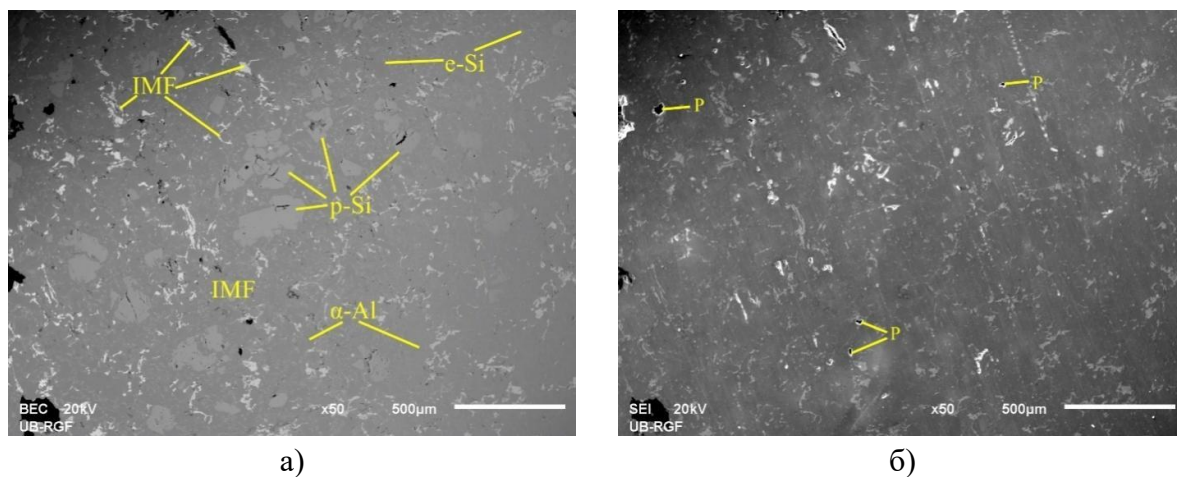
Табела 4.3 Ознаке материјала серије Б и њихов састав у мас.%

Ознака	Основа	Садржај ојачавача				Величина честица ојачавача			
		$Al_2O_3$ , нано [мас.%]	$Al_2O_3$ , микро [мас.%]	SiC, [мас.%]	Gr, [мас.%]	$Al_2O_3$ [nm]	$Al_2O_3$ [μm]	SiC [μm]	Gr [μm]
OM''	Al18SiCuMgNi	/	/	/	/	/	/	/	/
C1		0,5	/	/	/	20–30	/	/	/
C2		/	3	/	/	/	36	/	/
C3		/	/	3	/	/	/	40	/
C4		/	/	/	3	/	/	/	250–500
C5		0,5	3	/	/	20–30	36	/	/
C6		0,5	/	3	/	20–30	/	40	/
C7		0,5	/	/	3	20–30	/	/	250–500

#### 4.3.1. Резултати анализе микроструктуре добијених надеутектичких Al-Si композита серије Б

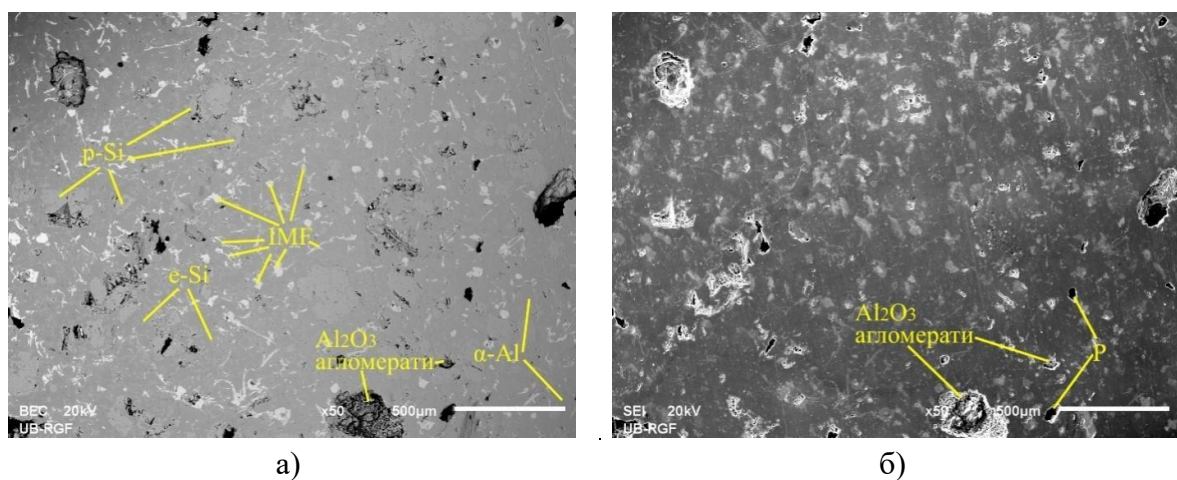
Анализа микроструктуре извршена је на истим узорцима на којима су рађена и триболошка испитивања. Припрема узорака одвијала се на исти начин, коришћени су исти уређаји и исти SiC брусни папири као и за серију материјала А. Микроскопска испитивања извршена су на SEM микроскопу, о коме је већ било речи у поглављу 4.2.2. На сликама од 4.10. до 4.17. приказане су микроструктуре OM'' и композита серије материјала Б. Микроструктура OM'' и композита од C1 до C7 према BSE приказана је на сликама од 4.10. до 4.17. под а), док је на поменутих сликама под б) приказана микроструктура према SE.





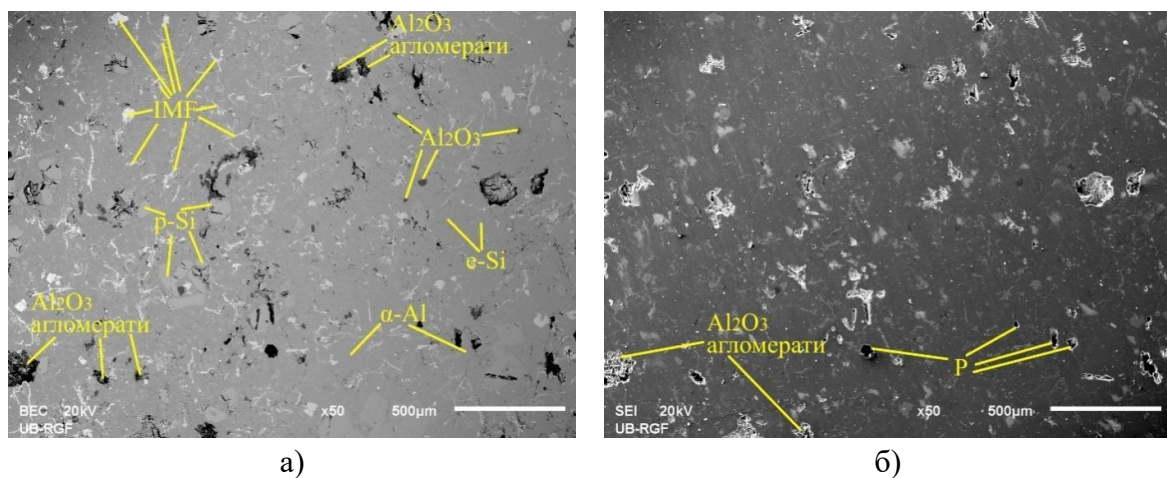
Слика 4.10. Микроструктура OM” а) BSE, б) SE

На слици 4.10.а) може се приметити присуство честица примарног Si, еутектичког Si и интерметалних фаза у основи. Може се приметити и присуство малих пора (слика 4.10.б).



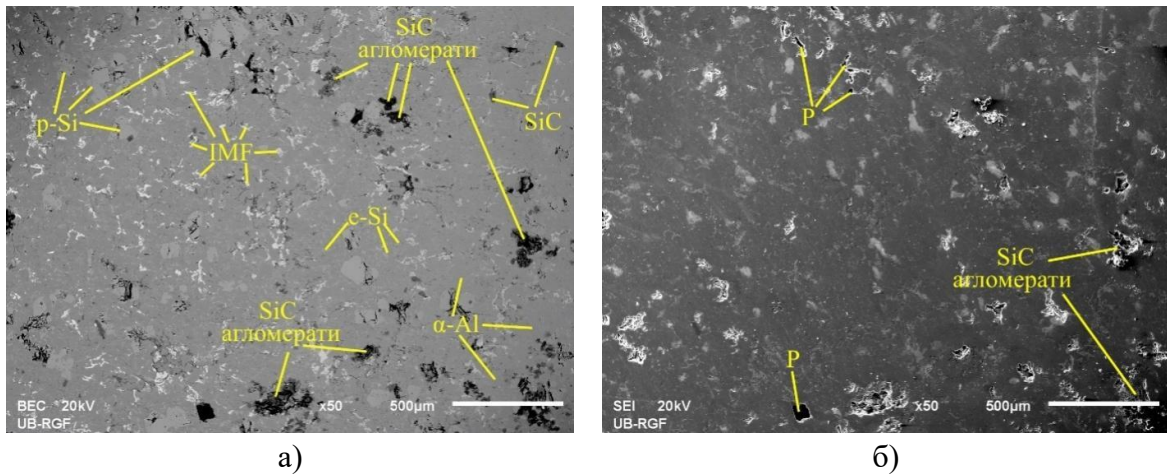
Слика 4.11. Микроструктура композита C1 (Al18Si+0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm)) а) BSE, б) SE

Додатком од 0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) наноојачавача основном материјалу, формира се композит C1, честице Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> се могу наћи у агломератима, величина честица примарног Si се смањила, док се величина пора повећала (слика 4.11.).



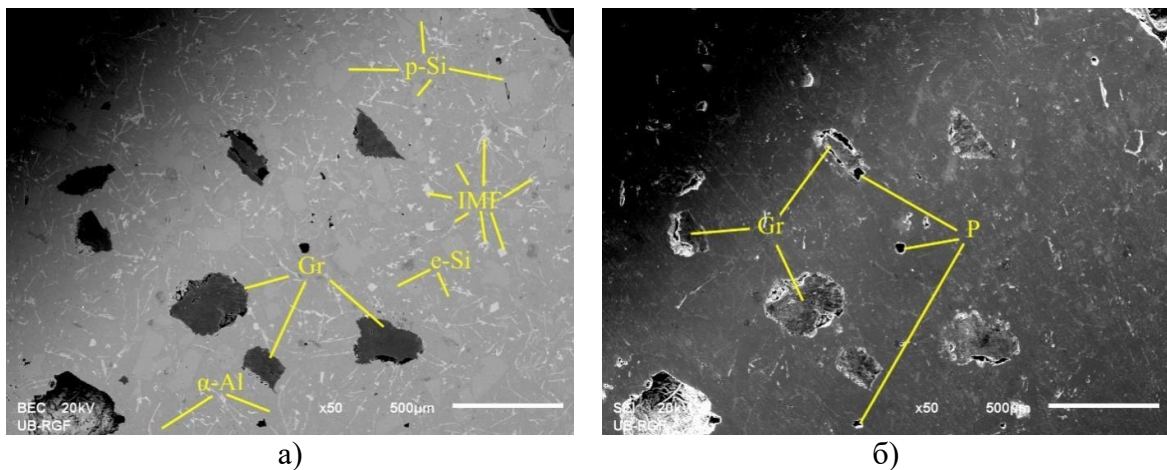
Слика 4.12. Микроструктура композита C2 (Al18Si+3% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (36 μm)) а) BSE, б) SE

Додатак 3%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ( $36 \mu\text{m}$ ) ојачавача у  $\text{OM}''$  није знатно утицао на величину пора и интерметалне фазе, док се величина честица примарног Si смањила у односу на  $\text{OM}''$ . Честице  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ојачавача могу се наћи и у агломератима и самостално у основи.



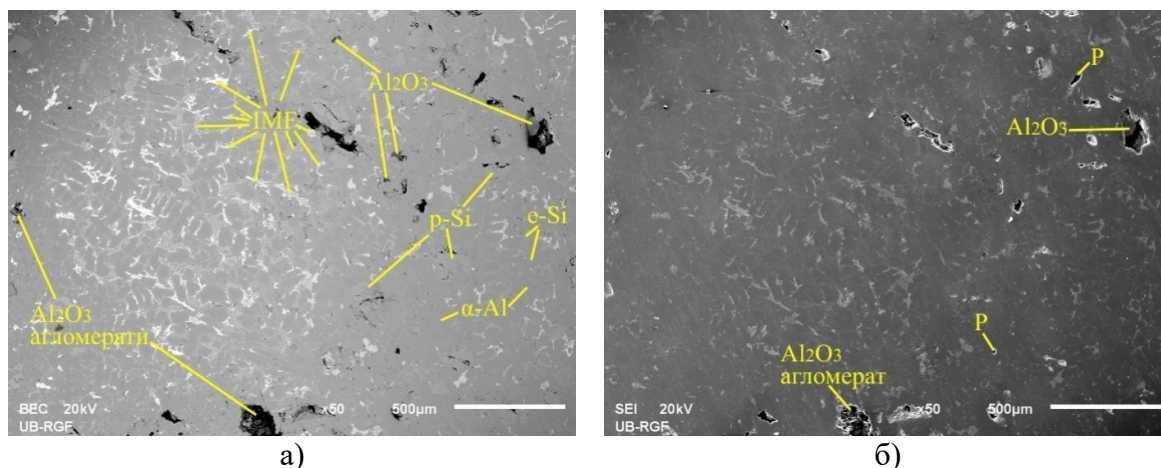
Слика 4.13. Микроструктура композита C3 ( $\text{Al18Si}+3\% \text{SiC}$  ( $40 \mu\text{m}$ )) а) BSE, б) SE

При додатку 3% SiC честица у  $\text{OM}''$  (слика 4.13.), SiC честице су се могле наћи у агломератима, док се величина честица примарног Si смањила у односу на  $\text{OM}''$ . Поред SiC и честица примарног Si, присутни су и еутектички Si, као и интерметалне фазе.

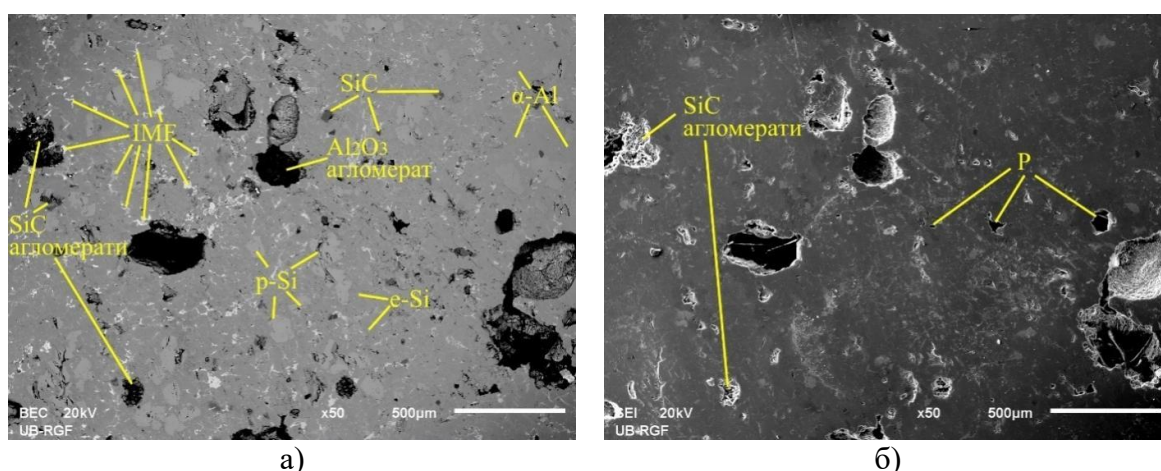


Слика 4.14. Микроструктура композита C4 ( $\text{Al18Si}+3\% \text{Gr}$  ( $250\text{--}500 \mu\text{m}$ )) а) BSE, б) SE

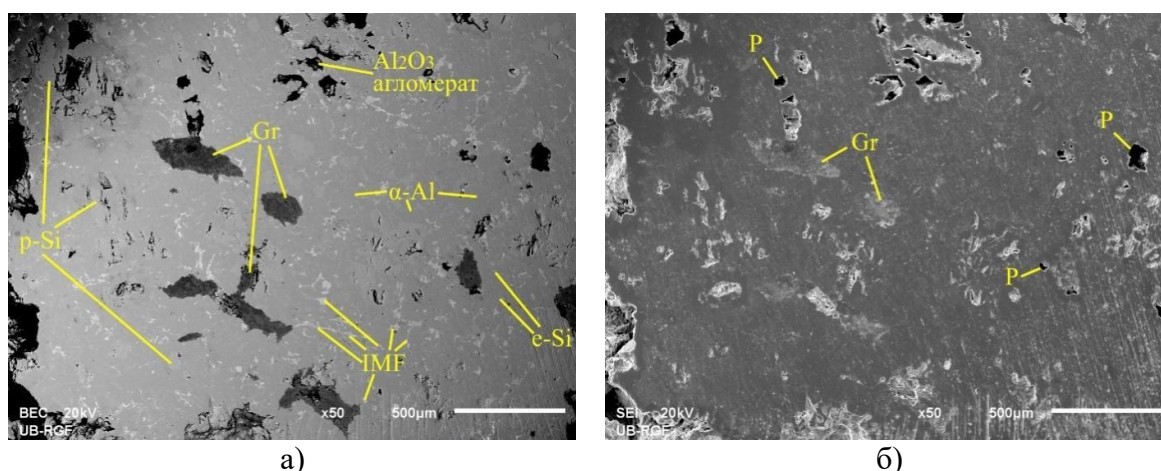
У микроструктури композита C4 са 3% Gr ( $250\text{--}500 \mu\text{m}$ ), приказаној на слици 4.14. могу се уочити честице крупног Gr, интерметалне фазе, примарни Si великих диманзија и еутектички Si. Такође се уочава да се додавањем 3% Gr ( $250\text{--}500 \mu\text{m}$ ) у  $\text{OM}''$  величина пора незнатно повећала.



Слика 4.15. Микроструктура композита C5 ( $Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$  (20–30 nm)+3%  $Al_2O_3$  (36 $\mu m$ )) а) BSE, б) SE



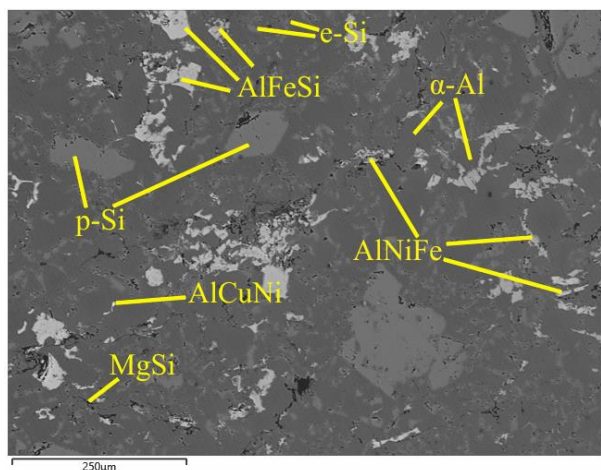
Слика 4.16. Микроструктура композита C6 ( $Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$  (20–30 nm)+3% SiC (40  $\mu m$ )) а) BSE, б) SE



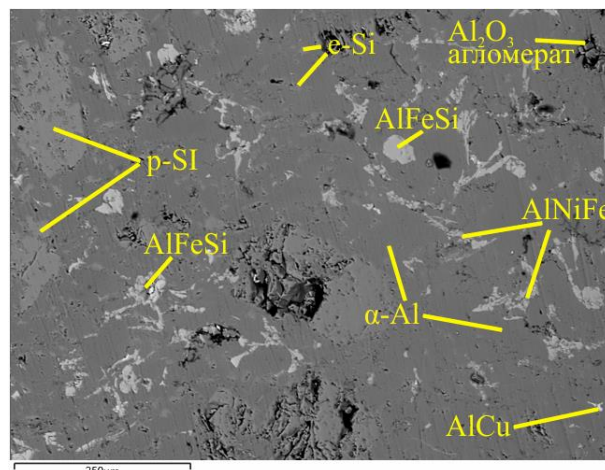
Слика 4.17. Микроструктура композита C7 ( $Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$  (20–30 nm)+3% Gr(250–500  $\mu m$ )) а) BSE, б) SE

Микроструктура композита (C5–C7) добијених комбиновањем OM<sup>®</sup>, 0,5%  $Al_2O_3$  (20–30 nm) и 3%  $Al_2O_3$  (36  $\mu m$ ) или SiC (40  $\mu m$ ) или Gr (250–500  $\mu m$ ) није показала неке знатне разлике у микроструктури, осим повећања броја и величине пора, у односу на композите C1–C4.

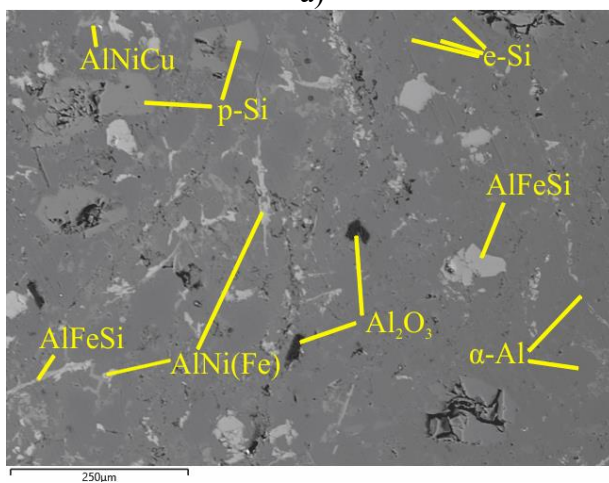
На слици 4.18 а)–ж) приказане су микроструктуре посматраних материјала серије Б при већем увећању (150x).



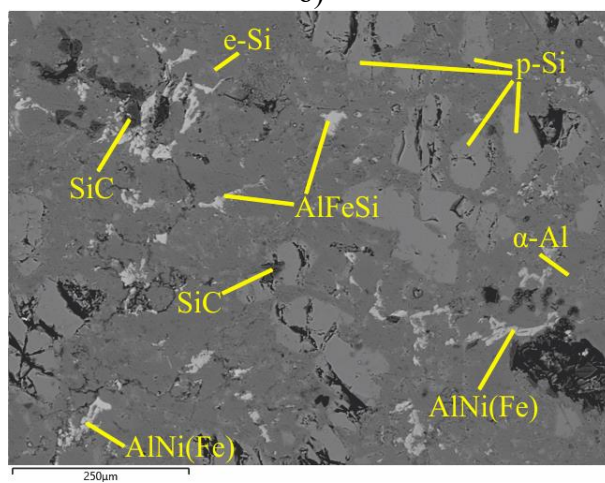
а)



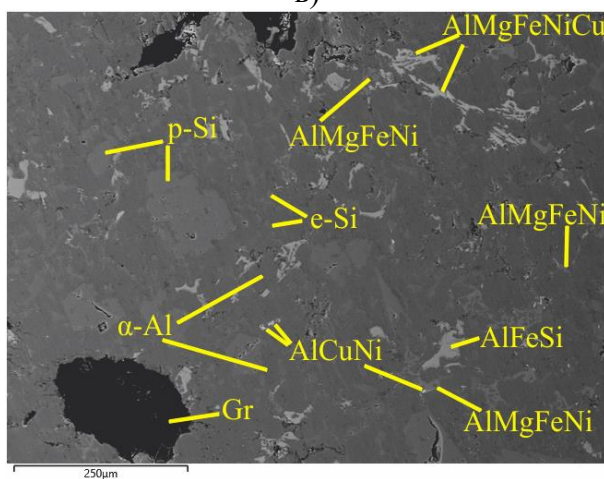
б)



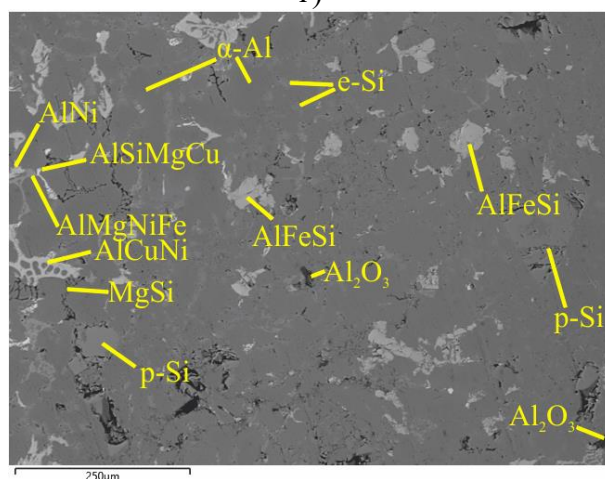
в)



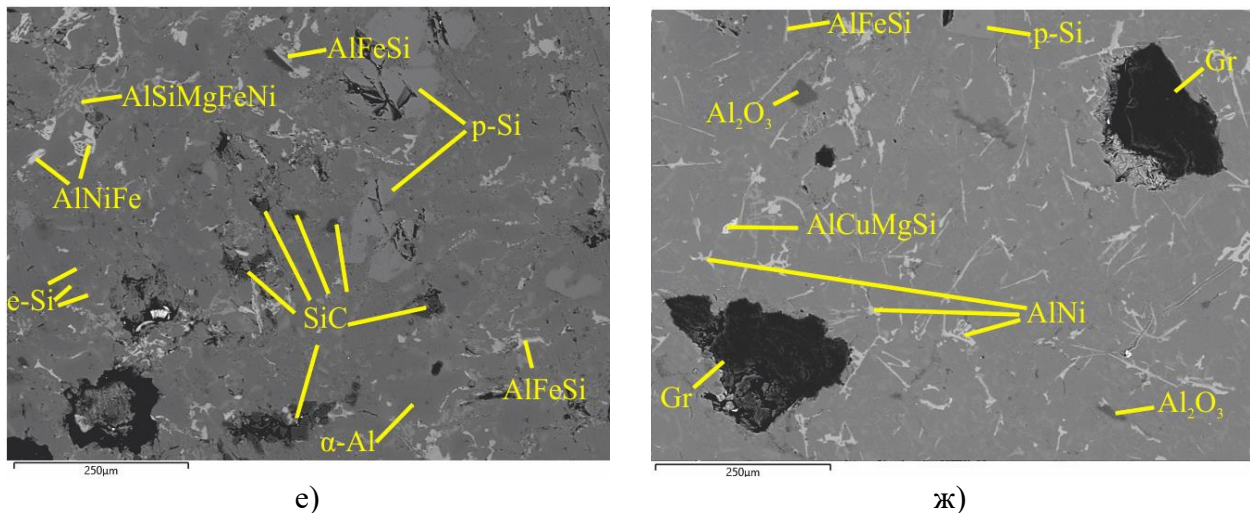
г)



д)



ж)



**Слика 4.18.** Микроструктура материјала са већим увећањем: а)  $OM''$ , б) C1 ( $Al18Si+0,5\% Al_2O_3$  (20–30 nm)), в) C2 ( $Al18Si+3\% Al_2O_3$  (36  $\mu m$ )), г) C3 ( $Al18Si+3\% SiC$  (40  $\mu m$ )), д) C4 ( $Al18Si+3\% Gr$  (250–500  $\mu m$ )), ђ) C5 ( $Al18Si+0,5\% Al_2O_3$  (20–30 nm) +3%  $Al_2O_3$  (36  $\mu m$ )), е) C6 ( $Al18Si+0,5\% Al_2O_3$  (20–30 nm)+3% SiC (40  $\mu m$ )), ж) C7 ( $Al18Si+0,5\% Al_2O_3$ (20–30 nm)+3% Gr (250–500  $\mu m$ ))

Након извршене микроскопске анализе, може се приметити у  $OM''$  (слика 4.10. и слика 4.18.а) присуство честица примарног Si веће величине, које се додавањем 0,5%  $Al_2O_3$  (20–30 nm) или 3%  $Al_2O_3$  (36  $\mu m$ ) у  $OM''$ (C2 или C3) уситњавају [173], што се може приметити на сликама 4.11. и 4.12., као и на слици 4.18. б) и в). Поред уситњавања честица, додатком  $Al_2O_3$  микро/нано честица, долази и до њихове агломерације. Присуство честица примарног Si веће величине може се приметити на сликама микроструктуре надеутектичких Al-Si легура у радовима [142,174–176]. Уситњавање честица примарног Si додатком наночестица  $Al_2O_3$  (0–1%), примећено је у радовима [174,176]. Агломерација честица  $Al_2O_3$  је примећена и у радовима [174,177], што је највероватније последица лошије квашљивости наночестица у поређењу са микрочестицама [178]. Додатаком 3% SiC (40  $\mu m$ ) у  $OM''$  (C3), поменуте честице су се могле наћи распоређене у основи, али и у агломератима (слика 4.13. и слика 4.18. г), док додатак од 3% Gr (250–500  $\mu m$ ) није довео до неких значајнијих промена у микроструктури (слика 4.14. и слика 4.18. д). Комбинацијом 0,5%  $Al_2O_3$  (20–30 nm) и 3%  $Al_2O_3$  (36  $\mu m$ ) (C5) или SiC (40  $\mu m$ ) (C6) или Gr (250–500  $\mu m$ ) (C7), уочени су агломерати  $Al_2O_3$  у микроструктури материјала, као и веће присуство пора, што се може уочити на сликама од 4.15. до 4.17, као и на слици 4.18. од ђ) до ж).

У микроструктури  $OM''$  и композита приказаним на сликама од 4.10. до 4.18., примећено је присуство већег броја интерметалних фаза. Игличасте интерметалне Al-Fe-Si фазе су  $\beta-Al_5FeSi$ , које су такође примећене у литератури [142,165,167,168]. У микроструктури посматраних материјала могу се приметити две светле фазе Al-Ni-Cu-(Fe) неправилног облика, које су према [169],  $\delta-AlCuNi$  ( $Al_3(CuNi)_2$ ) и  $\gamma-AlCuNi$  ( $Al_7Cu_4Ni$ ) фаза, која је представљена као најсветлија фаза најмањих димензија. Поред већ поменутих фаза материјала серије Б, уочена је још једна тамнија сива фаза неправилног облика (Al-Mg-Fe-Ni) за коју се према истраживању [179] може установити да је највероватније  $\pi$  фаза ( $Al_8FeMg_3Si_6$ ).

## 4.4. Густина и порозност произведених материјала

### 4.4.1. Густина

Густина се дефинише као однос масе ( $m$ ) и запремине ( $V$ ) неког тела и лако се може одредити помоћу обрасца [180]:

$$\rho = \frac{m}{V}. \quad (4.1)$$

Јединица за густину је  $\frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$ , али се користи још и  $\frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$ .

Метода којом је могуће одредити густину узорка неравномерног облика, са неравним површинама или порозношћу је Архимедов принцип. Архимедов принцип гласи: „На свако тело потопљено у флуид делује сила усмерена на горе (сила потиска), која је једнака тежини истиснутог флуида” [181,182].

Ова метода омогућава одређивање густине у ваздуху у поређењу с њеном променом у води или другој течности познате густине, где је померање узорка одговорно за изазивање промене у запремини течности. Овај принцип се заснива на одређивању масе узорка у ваздуху, мерење масе истог узорка у води или неком другом флуиду густине такве да узорак потоне [180].

Према Архимедовом принципу, густина се израчунава по обрасцу:

$$\rho = \frac{m_v}{m_v - m_t} \rho_f, \quad (4.2)$$

где су:  $m_v$  – маса узорка на ваздуху,  $m_t$  – маса узорка у флуиду,  $\rho_f$  – густина флуида у којем је потопљен узорак.

### 4.4.2. Порозност

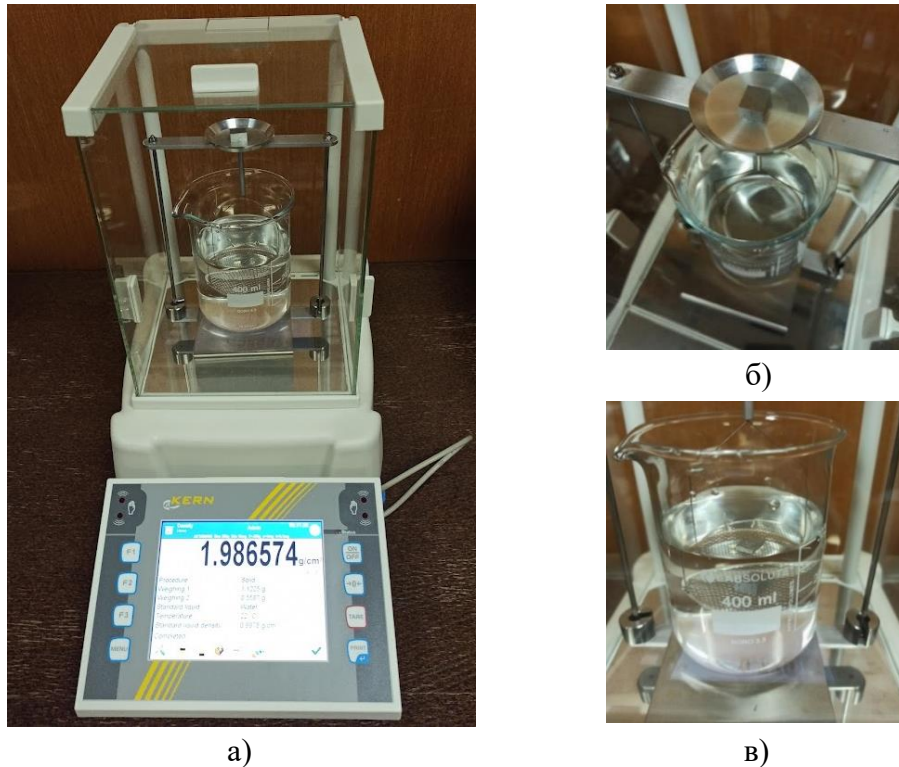
Важан параметар карактеризације материјала је порозност. Већина материјала је донекле порозна и од количине, дистрибуције и величине порозности зависе физичко-механичка својства попут густине, термичке проводљивости, границе течења и тврдоће, као и корозионо понашање материјала, али порозност нема значајан утицај на отпорност на хабање материјала [183]. Термин „порозност” односи се на празнине које настају због заробљеног ваздуха или испарљивог гаса који се ослобађа током процеса хлађења материјала. Постоји отворена и затворена порозност. Отворене поре су доступне спољном окружењу, односно способне су да апсорбују воду. Затворене поре су изоловане, запечаћене поре унутар самог материјала. Укупна порозност представља збир отворене порозности и затворене порозности. При производњи композита, порозност представља сталан изазов, јер је неизбежна и стога треба смањити њену количину. Од структуре самог композита зависе величина, облик и расподела ових празнина [180,184,185]. Порозност се према [186] рачуна по обрасцу:

$$\text{poroznost} [\%] = \frac{\rho_t - \rho_e}{\rho_t} \cdot 100, \quad (4.3)$$

где су:  $\rho_t$  – теоретска густина,  $\rho_e$  – експериментална густина.

### 4.4.3. Мерење густине

Мерења густине извршена су на Факултету инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу у Лабораторији за обраду метала и трибологију на дигиталној ваги произвођача *Kern aet-200* (слика 4.19. а). Прво је извршено мерење масе узорка на ваздуху (слика 4.19. б), а затим се мери маса узорка потопљеног у течност познате густине, што је у овом случају дестилована вода (слика 4.19. в). Резултати мерења густине дати су у табели 4.5.



Слика 4.19. Мерење густине: а) дигитална вага, б) мерење масе на ваздуху, в) мерење масе узорка потопљеног у течност

После мерења густине, уследило је израчунавање теоријске густине (табела 4.5.) према правилу мешавина (*rule of mixtures*) [156,186]. Густина серије материјала А рачуната је за основни материјал ( $\rho_{OM_i}$ ), композит К1 ( $\rho_{K1}$ ), композите К2 и К4 ( $\rho_{K2,4}$ ) и композите К3 и К5 ( $\rho_{K3,5}$ ), као производ густине и запреминског удела ојачавача, према следећим једначинама:

$$\rho_{OM_i} = \frac{77,5\rho_{Al} + 20,7\rho_{Si} + 1,57\rho_{Mg} + 0,34\rho_{Cu} + 0,31\rho_{Ni} + 0,17\rho_{Fe} + 0,035\rho_{Mn} + 0,03\rho_{Sr}}{100}, \quad (4.4)$$

$$\rho_{K1} = \frac{92,14\rho_{OM_i} + 7,55\rho_{SiC} + 0,302\rho_{Al_2O_3}}{100}, \quad (4.5)$$

$$\rho_{K2,4} = \frac{91,17\rho_{OM_i} + 7,47\rho_{SiC} + 0,299\rho_{Al_2O_3} + 1,05\rho_{Gr}}{100}, \text{ и} \quad (4.6)$$

$$\rho_{K3,5} = \frac{89,29\rho_{OM_i} + 7,32\rho_{SiC} + 0,29\rho_{Al_2O_3} + 3,09\rho_{Gr}}{100}. \quad (4.7)$$

Густина елемената је узета према табели 4.4.

**Табела 4.4.** Густина елемената

Елемент	Si	Mg	Cu	Ni	Fe	Mn	Sr	Al	SiC	Gr	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Густина [ $\frac{g}{cm^3}$ ]	2,33	1,74	8,8	8,89	7,87	7,44	2,60	2,62	3,17	2,22	3,95
Литература	[187]	[188]	[189]	[190]	[188]	[188]	[188]	[97]	[49]	[156]	[191]

За рачунање густине серије материјала Б за ОМ” је примењен образац (4.4), а за композите примењени су следећи образци:

$$\rho_{C1} = \frac{99,673\rho_{OM''} + 0,327\rho_{Al_2O_3}}{100}, \quad (4.8)$$

$$\rho_{C2} = \frac{98,07\rho_{OM''} + 1,93\rho_{Al_2O_3}}{100}, \quad (4.9)$$

$$\rho_{C3} = \frac{97,6\rho_{OM''} + 2,4\rho_{SiC}}{100}, \quad (4.10)$$

$$\rho_{C4} = \frac{96,65\rho_{OM''} + 3,35\rho_{Gr}}{100}, \quad (4.11)$$

$$\rho_{C5} = \frac{97,76\rho_{OM''} + 0,32\rho_{Al_2O_3} + 1,92\rho_{Al_2O_3}}{100}, \quad (4.12)$$

$$\rho_{C6} = \frac{97,29\rho_{OM''} + 0,32\rho_{Al_2O_3} + 2,39\rho_{SiC}}{100}, \quad (4.13)$$

$$\rho_{C7} = \frac{96,34\rho_{OM''} + 0,32\rho_{Al_2O_3} + 3,34\rho_{Gr}}{100}. \quad (4.14)$$

Након мерења густине, за обе серије материјала, на основу резултата, израчуната је порозност према образцу (4.3).

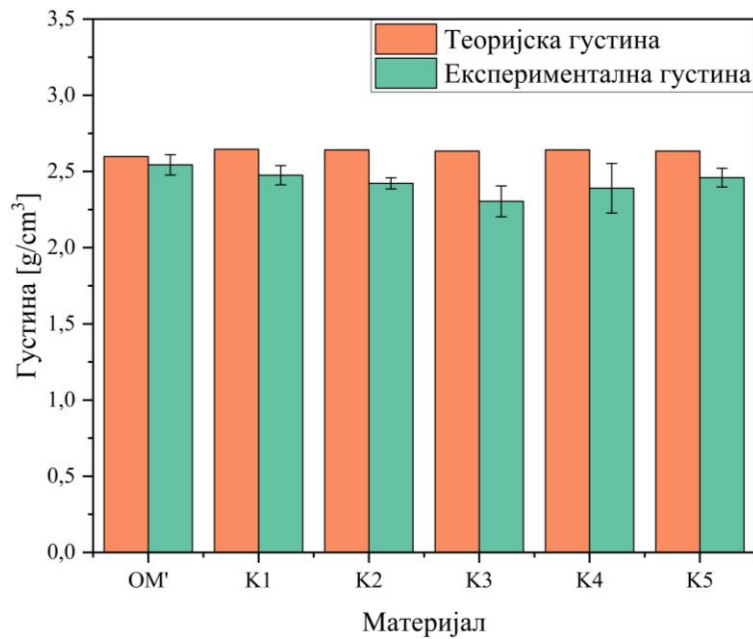
#### 4.4.4. Резултати мерења густине и порозности серије материјала А

Резултати мерења густине и порозности материјала серије А дати су дијаграмским приказом на сликама 4.20. и 4.21., као и у табели 4.5.

**Табела 4.5.** Добијена густина и порозност материјала серије А

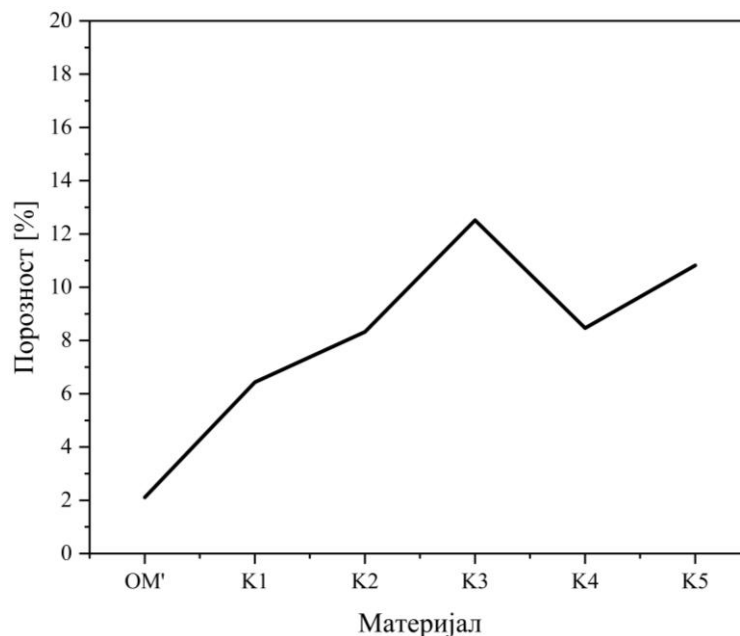
Материјал	Теоретска густина [ $\frac{g}{cm^3}$ ]	Експер. густина [ $\frac{g}{cm^3}$ ]	Порозност [%]
ОМ’	2,7671	2,5437	2,1092
К1	2,8012	2,4158	6,4326
К2	2,7954	2,4096	8,3240
К3	2,7841	2,3023	12,5192
К4	2,7954	2,3902	8,4656
К5	2,7841	2,4597	10,8199





Слика 4.20. Густина материјала серије А

Према табели 4.5. и слици 4.20., може се приметити да густина варира у односу на теоријску густину, а ове варијације указују на присуство порозности. У истој табели и на слици 4.21., дата је порозност испитиваних материјала.



Слика 4.21. Порозност материјала серије А

На основу приказаних резултата (слике 4.20. и 4.21. и табела 4.5.), може се приметити да основни материјал има густину најприближнију теоријској и самим тим и најмању порозност, док је композит К3 имао највеће одступање експерименталне густине од теоријске и највишу порозност. Додатком 0,5%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm) и 10%SiC (30  $\mu\text{m}$ ), порозност расте, што је у корелацији са резултатима добијеним у [161–163,172,192,193]. Додатак од 1% ситног Gr (17  $\mu\text{m}$ ) композиту К1, повећао је порозност (композит К2). До овога је могло да дође због недостатка дифузије алуминијума у графитној мрежи. Даљим порастом ситног Gr (17  $\mu\text{m}$ ) на 3%, порозност се повећала у односу на композите К1 и

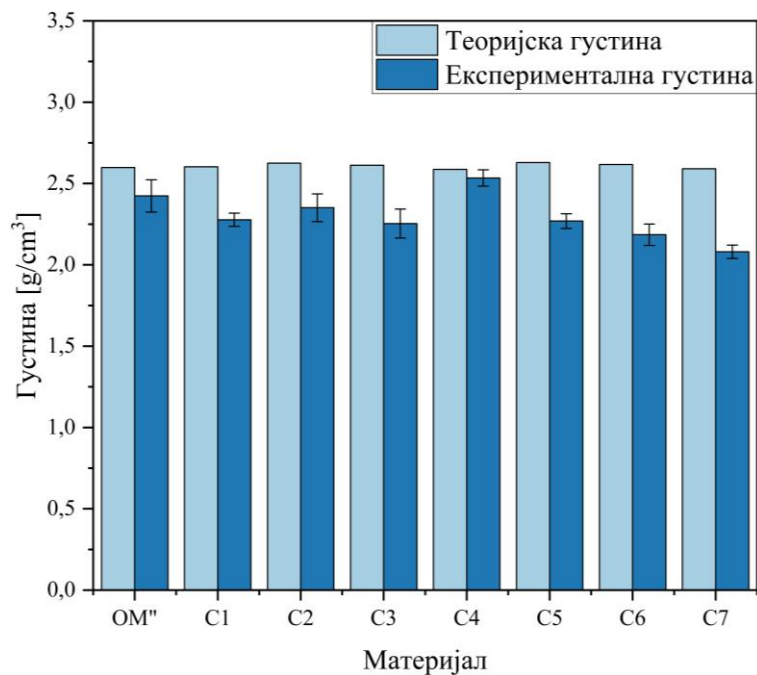
K2, што је примећено и у [194]. У литератури [195,196], са порастом садржаја SiC и Gr, порозност је расла. Додавање од 1% и 3% крупног Gr (200–800  $\mu\text{m}$ ) композиту K1 имало је сличан утицај на порозност као и додатак ситног Gr.

#### 4.4.5. Резултати мерења густине и порозности серије материјала Б

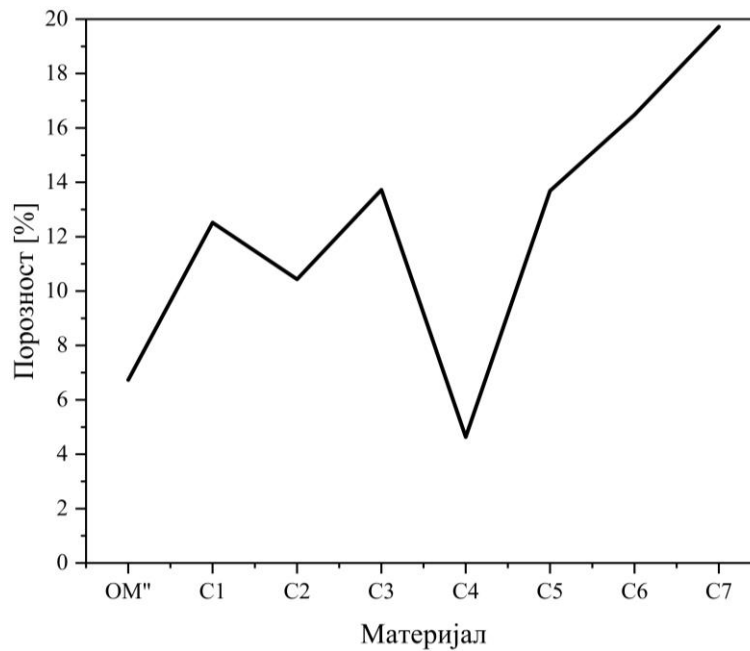
Резултати мерења густине и порозности за серију материјала Б приказани су на слици 4.22., као и у табели 4.6.

Табела 4.6. Густина и порозност за серију материјала Б

Материјал	Теоретска густина $\left[\frac{\text{g}}{\text{cm}^3}\right]$	Експер. густина $\left[\frac{\text{g}}{\text{cm}^3}\right]$	Порозност [%]
OM''	2,5985	2,4236	6,7325
C1	2,6030	2,2771	12,5180
C2	2,6248	2,3509	10,4338
C3	2,6122	2,2538	13,7216
C4	2,5868	2,5338	2,0491
C5	2,6291	2,2692	13,6873
C6	2,6165	2,1853	16,4828
C7	2,5912	2,0802	19,7219



Слика 4.22. Експериментална и рачунска густина материјала серије Б



**Слика 4.23.** Порозност материјала серије Б

Основни материјал серије Б (OM'') је показао већу порозност од основног материјала серије А (OM'). Додатак од 0,5% наночестица (20–30 nm)  $Al_2O_3$  (C1) повећао је порозност композита у односу на OM''. Композит са 3% микрочестица  $Al_2O_3$  (C2) је имао мању порозност од композита C1. Ово је највероватније последица лоше квашљивости наночестица  $Al_2O_3$ . Најмању порозност је имао композит C4 ( $Al_{18}Si+3\% Gr$  (250–500  $\mu m$ )), док је највиша порозност забележена за композите C6 и C7 ( $Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$  (20–30 nm)+3% SiC (30  $\mu m$ ), односно  $Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$  (20–30 nm) +3% Gr (250–500  $\mu m$ )). Разлог најмање порозности композита C4 лежи у чињеници да честице већих димензија имају бољу квашљивост која утиче на смањење порозности. Посматрањем резултата мерења густине и порозности, приказаних на сликама 4.22. и 4.23. и у табели 4.6., може се закључити да додатак наночестица  $Al_2O_3$  неповољно утиче на порозност композита, а комбиновање наночестица  $Al_2O_3$  (20–30 nm) са другим ојачавачима на микронивоу ( $Al_2O_3$  (36  $\mu m$ ), SiC (40  $\mu m$ ) и Gr (250–500  $\mu m$ )), додатно повећава порозност. У истраживању [197], показано је да се зап. % порозности повећава са повећањем мас. %  $Al_2O_3$  и смањењем величине честица. Повећање порозности је последица ниске квашљивости и агрегације при високом садржају ојачавача и формирања пора између основе и  $Al_2O_3$ . Штавише, смањење протока течног метала повезаног са агрегатима честица доводи до стварања порозности. Поред тога, уочено је и да је при истом мас. %  $Al_2O_3$  порозност нанокомпозита била већа од порозности микрокомпозита због ниске квашљивости, као и веће агрегације и груписања наночестица у поређењу са микрочестицама [178].

Упоређивањем резултата серија материјала А и Б (слике 4.21. и 4.23.), може се установити да је код материјала серије Б веће расипање измерене и експерименталне густине, односно да су више вредности порозности у односу на серију материјала А. Могући разлози за настајање порозности су: лоша квашљивост честица ојачавача, задржавање гасова током мешања, улазак ваздушних мехурића у растоп материјала или самостално или као омотач око честица ојачавача, присуство водене паре на површини честица, еволуција водоника и скупљање приликом хлађења.

## 4.5. Тврдоћа

Тврдоћа је мера отпора који материјал пружа пластичној деформацији и продирању утискивача. Друга механичка својства материјала, као што су чврстоћа, дуктилност и отпорност на замор, су у блиској вези са тврдоћом, па се испитивање тврдоће може користити као једноставан, брз и релативно јефтин метод контроле квалитета материјала. Постоји више начина мерења тврдоће, сваки начин мерења даје различите вредности, међутим, идеја је иста за све њих. Одређено оптерећење се примењује на индентер, који продира у узорак, изазивајући пластичне деформације и остављајући трајни отисак. Тврдоћа утискивача би требала бити три пута већа од материјала чија се тврдоћа мери да би се задржао облик утискивача. Вредност тврдоће може бити добијена на више начина, али у већини случајева то је или мерењем дијагонале (пречника) или дубине продирања утискивача [198–200].

Метод мерења тврдоће могу бити статичке, динамичке и новије развијене, бесконтактне методе. Највећу примену и важност имају статичке методе, код којих се поступак мерења одвија тако што сила која делује на утискивач постепено расте до максималне вредности. Испитна опрема код динамичких метода је једноставнија, јефтинија и преносива, служи за мерење тврдоће комада великих димензија и сложене геометрије, као и када није дозвољена њихова деформација. Динамичка тврдоћа се мери ударом силе на утискивач који се већ налази на површини или падом утискивача на површину материјала. Постоје два начина мерења динамичке тврдоће и то: мерење отиска утискивача који је остао у материјалу и мерење висине првог одскока утискивача [201]. Мерења тврдоће се могу вршити на макро, микро и нано нивоу.

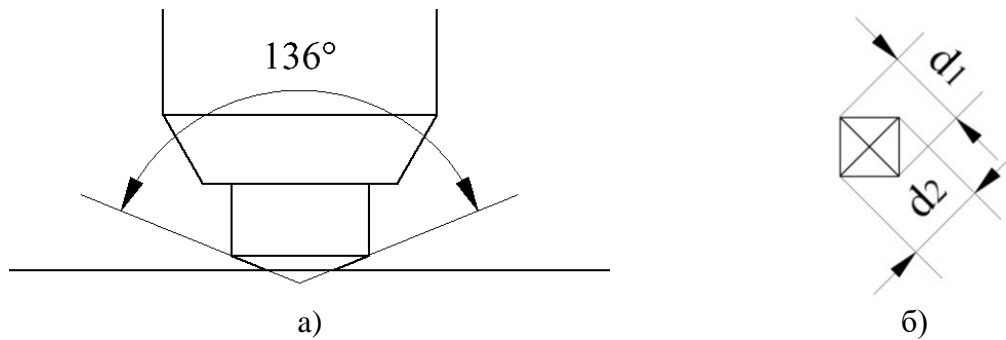
У статичке методе мерења макротврдоће убрајају се Бринел (*Brinell, HB*), Мејер (*Meyer, HM*), Викерс (*Vickers, HV*) и Роквел (*Rockwell, HRC*). Динамичке методе су Полди (*Poldy, HP*) метода, Склероскопска метода (по Шору (*Shore, HSh*)) и Дуроскопска метода по Либу (*Leeb–Equotip durometer, HL*) [198,199,201,202]. За статичку макротврдоћу се користе Викерс, Кнуп (*Knoop, HK*), и Бухолцова (*Buchholz*) метода, док се за нанотврдоћу користе Викерс, Кнуп и Беркович (*Berkovich*) метода.

У наставку текста, када се спомиње тврдоћа, мисли се на статичку тврдоћу. У овој дисертацији мерена је макро и макротврдоћа по Викерсу.

Метода мерења тврдоће по Викерсу представља утискивање правилне четворостране пирамиде са дијамантским врхом, чије су странице нагнуте под углом од  $136^\circ$ , у одређеном временском периоду. На слици 4.24. а), дат је шематски приказ врха Викерсове пирамиде и б) изглед отиска после утискивања. Тврдоћа по Викерсу се дефинише као однос силе на утискивачу и стварне површине отиска у материјалу  $A_c$  и дата је изразом [203]:

$$HV = \frac{F}{A_c} = \frac{2F}{d^2} \sin \frac{136^\circ}{2} = 1,854 \frac{F}{d^2}, \quad (4.15)$$

где су:  $F$  – сила утискивања у N,  $d$  – средња вредност дијагонале  $d = \frac{d_1+d_2}{2}$  у mm.



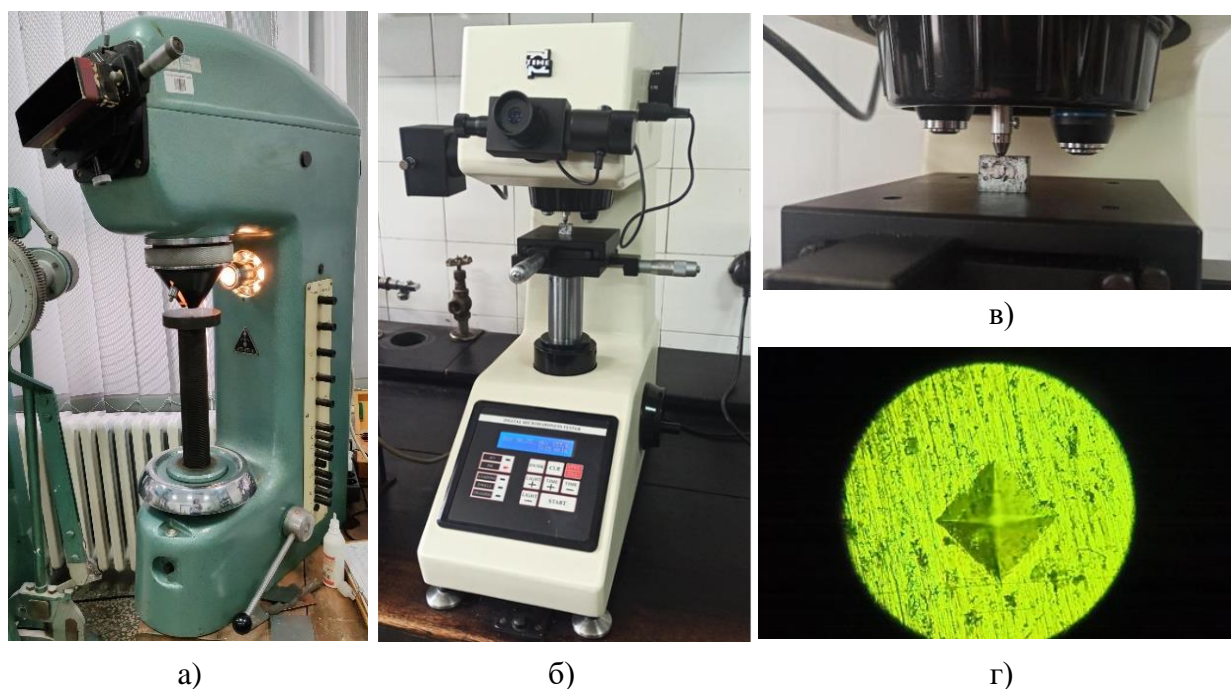
**Слика 4.24.** Принцип мерења тврдоће по Викерсу: а) мерење тврдоће, б) изглед отиска после растеређења

Макро и микро тврдоћа се могу мерити по Викерсу; разлика је у величини силе утискивања. Микротврдоћа се углавном мери у распону од 25 g до 1000 g ( $\approx 0,24517\text{--}9,80665$  N). Стандард ASTM E384-22 покрива мерење микротврдоће од 0,00981–9,80665 N, међутим, примена мање силе на Викерсов утискивач (силе мање од 0,245166 N) води ка могућности добијања непрецизних вредности због потешкоћа у мерењу изузетно малих удубљења ( $<20$   $\mu\text{m}$ ), тј. није могуће добити високу прецизност и поновљивост података. Ово је разлог зашто се углавном оваква испитивања сматрају квалитативним по природи [204]. Макротврдоћа се најчешће мери по Викерсу помоћу сила на утискивачу у распону од 49 до 980 N [205].

#### 4.5.1. Уређаји за мерење макро и микротврдоће

Мерења макротврдоће извршена су у Лабораторији за обраду деформисањем и машинске материјале на Факултету инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу. Мерења су извршена по Викерсу на уређају произвођача *WPM Leipzig* (слика 4.25.а). Овај уређај је из друге половине 20-ог века и може постићи силе од 50 до 1000 N, помоћу тегова одговарајуће масе. Правилна четворострана пирамида се утискује у материјал отпуштањем оптерећења помоћу полуге која се налази са десне стране уређаја. На апарату се налази микроскоп, ради читавања димензија отисака после испитивања. Поменути уређај омогућава мерење тврдоће узорака од различитих материјала и величина, од великих шипки и ваљаних делова, до ситних комада. Уопштено, мерење тврдоће по Викерсу је могуће за све метале, материјале са цементираним и нитрованим површинама, заштитне превлаке, а може се мерити и тврдоћа појединих зрна у материјалу.

Мерења микротврдоће извршена су на уређају „*TH710*“ (слика 4.25.б), који се налази у Лабораторији за трибологију на Машинском факултету Универзитета у Београду. Распон сила код овог уређаја је од 0,1 до 10 N, време задржавања оптерећења је 15 s.



Слика 4.25. Уређаји за испитивање а) макротврдоће по Викерсу *WPM Leipzig*, б) микротврдоће по Викерсу *TH710*, в) поступак мерења микротврдоће, г) изглед отиска након растеређења

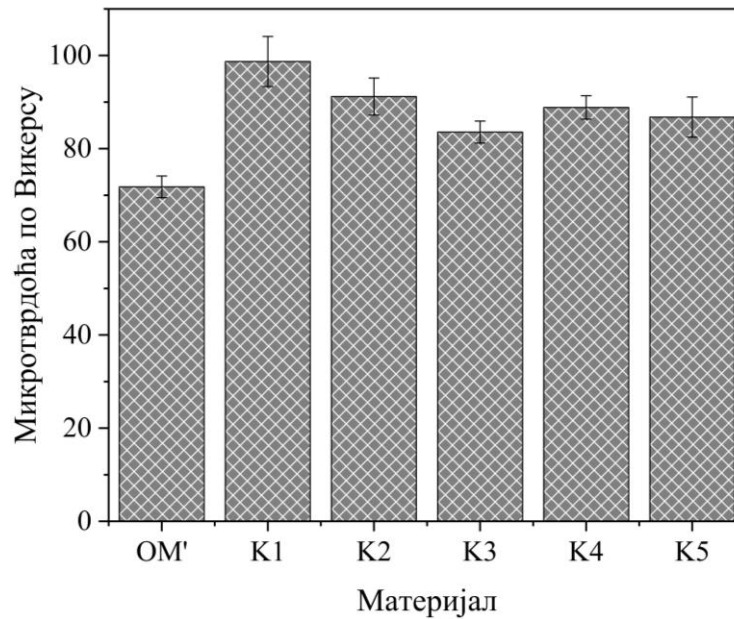
#### 4.5.2. Резултати мерења макро и микротврдоће серије материјала А

Мерења макротврдоће по Викерсу су извршена, на већ поменутом уређају, при деловању силе од 294,1995 N (30 kg) на собној температури. На собној температури су извршена и мерења микротврдоће деловањем силе од 9,8 N (1 kg) и резултати мерења микро и макро тврдоће дати су у табели 4.7.

Табела 4.7. Резултати мерења макро и микро тврдоће

Материјал	ОМ'	К1	К2	К3	К4	К5
Макротврдоћа по Викерсу	63,2	79,6	71,6	69,9	75,8	74,5
Микротврдоћа по Викерсу	71,8	98,7	91,2	83,6	88,9	86,8

На слици 4.26. су хистограмски приказани резултати мерења микротврдоће дати у табели 4.7. Може се приметити да је и за мерење макро и микротврдоће, понашање материјала слично. Највиша тврдоћа добијена је за композит К1 ( $Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$  (20–30 nm) + 10% SiC (30  $\mu m$ )), који је имао најбољу микроструктуру у односу на остале композите. У литератури [206–208] је доказано да додаток од 10% SiC честица Al-Si основи повећава тврдоћу. Додатком Gr композиту К1, тврдоћа се смањује. Смањење тврдоће повећањем садржаја Gr је доказано у [206,208–210]. Треба напоменути да су сви посматрани композити имали вишу тврдоћу од основног материјала.



**Слика 4.26.** Дијаграмски приказ резултата мерења микротврдоће по Викерсу

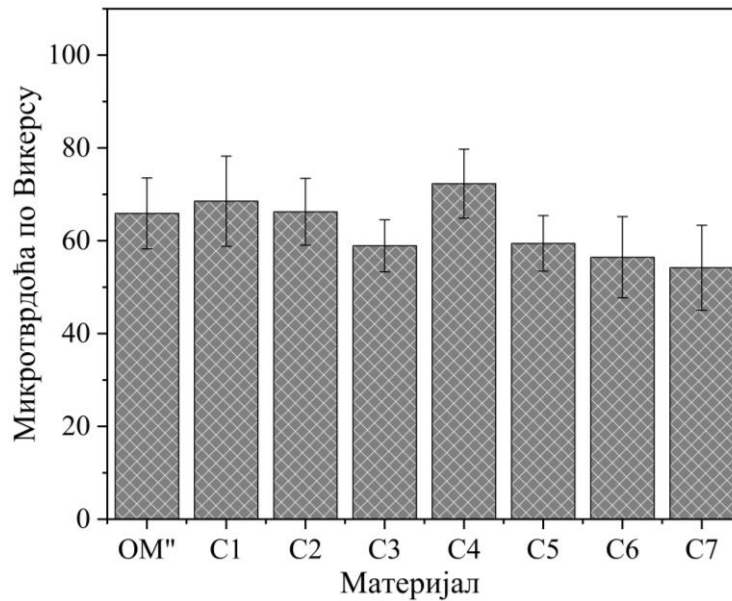
Према резултатима добијеним мерењем порозности материјала серије А (слика 4.21. и табела 4.5.), може се приметити да порозност нема изражен утицај на тврдоћу OM'. Међутим, порозност има изражен утицај на тврдоћу композита. Додатком од 0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) и 10% SiC у OM', формира се композит K1 који има највећу тврдоћу и најмању порозност. За композите K2–K5 композит K1 представља основу. Додавањем 1% ситног Gr (17 μm) у композит K1, добија се композит K2, код кога се порозност повећала, а тврдоћа смањила у односу на композит K1. Најмању тврдоћу и највећу порозност од композитних материјала имао је композит K3 са 3 % ситног Gr (Al<sub>18</sub>Si+0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+10% SiC+3% Gr (17 μm)). Додатак од 1% честица крупног Gr (200–800 μm) композиту K1 (композит K4) је имао сличан утицај као и додатак 1% честица ситног Gr (17 μm), док је композит K5 са 3 % крупног Gr имао нижу порозност и вишу тврдоћу од композита K3 са 3 % ситног Gr. Разлог за нижу порозност, а самим тим и вишу тврдоћу, композита са честицама крупног Gr је боља квашљивост честица и њихово боље везивање за основу.

#### 4.5.3. Резултати мерења микротврдоће серије материјала Б

За серију материјала А могло се приметити да је понашање макро и микротврдоће било слично, те је за серију материјала Б мерена само микротврдоћа. Мерења микротврдоће по Викерсу извршена на уређају „TH710“ који се налази у Лабораторији за трибологију на Машинском факултету Универзитета у Београду. Резултати мерења тврдоће представљени су у табели 4.8. и на слици 4.27.

**Табела 4.8.** Резултати мерења микротврдоће материјала серије Б

Материјал	OM''	C1	C2	C3	C4	C5	C6
Микротврдоћа по Викерсу	65,9	68,5	66,2	58,9	72,3	59,4	56,4



Слика 4.27. Резултати мерења микротврдоће по Викерсу

Може се запазити да су тврдоће основа обе серије материјала (OM' и OM'') сличне. Додатак од 0,5%  $Al_2O_3$  (20–30 nm) у OM'' резултовао је повећањем тврдоће композита (C1). Додатак од 3% микрочестица  $Al_2O_3$  (36  $\mu m$ ) (композит C2) није имао великог утицаја на тврдоћу у поређењу са OM''. Додатком од 3% SiC (композит C3) смањила се тврдоћа у односу на OM'', док се додатком од 3% Gr у OM'' (композит C4), тврдоћа повећала у поређењу са OM''. Смањење тврдоће композита додавањем 3% SiC честица може бити из више разлога, неки од њих су сама природа везе између основе и ојачавача, као и то да садржај, величина, облик и распоред ојачавача утичу на механичке и друге карактеристике композита. Компокастинг је поступак којим се добијају композитни материјали нехомогене структуре [211]. Виша вредност тврдоће основног матријала OM'' је резултат добре хомогености материјала. У истраживањима [211,212] при додатку истог мас. % удела  $Al_2O_3$  и SiC (10%) у Al-Si основну легуру, композит са ојачавачем  $Al_2O_3$  је имао бољу тврдоћу, као што је случај и у овом испитивању. Додавањем 0,5%  $Al_2O_3$  (20–30 nm) + 3%  $Al_2O_3$  (36  $\mu m$ ), 0,5%  $Al_2O_3$  (20–30 nm) + 3% SiC у OM'' (C5, C6 и C7), тврдоћа се смањила у односу на OM''. Понашање тврдоће композита C2–C6 није типично понашање, јер је већ познато да при додатку честица  $Al_2O_3$  и SiC тврдоћа расте у односу на основу [206,208], док при додатку честица Gr тврдоћа опада [206,208,209]. Међутим, у радовима [207,213] дошло је до повећања тврдоће додатком честица Gr. Резултати добијени мерењем тврдоће указују на утицај порозности (слика 4.23.) на ову механичку карактеристику материјала серије Б. Најмања порозност од 2,0491% је била за композит C4, који је имао и највећу тврдоћу, док је највећа порозност од 19,7219% забележена за композит C7, који има најмању тврдоћу.

## 4.6. Храпавост произведених материјала

Свака површина има сложену структуру и комплексна својства која зависе од природе материјала, начина припреме површине и интеракције површине и околине. Када су две површине у контакту, њихова површинска храпавост утиче на стварну површину контакта, трење, хабање и подмазивање. Природа и инжењерство не познају потпуно равне површине. Без обзира на начин формирања, површине увек садрже неправилности



или одступања. Ова одступања и неправилности могу бити видљиве на макро, микро или нано нивоу.

На макронивоу, површинске неправилности могу укључивати видљиве неравнине, огреботине или таласе. Узроци настанка неправилности могу бити различити, као на пример поступак добијања, утицај околине или хабање током времена. Према стандарду SRPS M.A1.020 храпавост се дефинише као скуп неравнина које образују рељеф површине и које се посматрају у границама договореног исечка, при чему су елиминисане грешке облика и валовитост [214].

Храпавост се може мерити у 2D или 3D простору, па се самим тим параметри храпавости према ISO 21920-2:2022 (стари ISO 4287) стандарду могу поделити на [215–218]:

- амплитудне параметре,
- параметре растојања и
- хибридне параметре.

За карактеризацију површинске храпавости најважнији су амплитудни параметри који се користе за мерење вертикалних карактеристика површинских одступања. Параметри растојања се користе за мерење хоризонталних карактеристика површинских одступања. Хибридни параметри представљају комбинацију вертикалних и хоризонталних одступања [215,219].

На слици 4.28., приказан је профил храпавости са основним параметрима. Три основна параметра храпавости која спадају у амплитудне параметре су [220]:

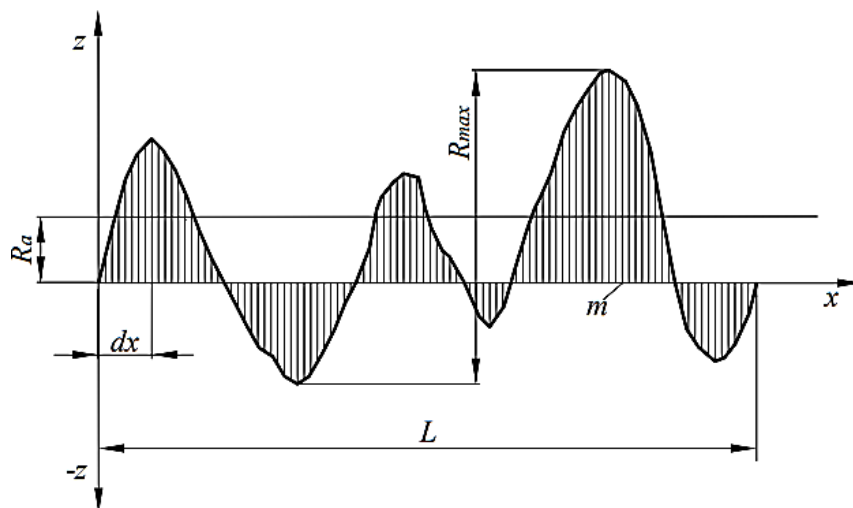
1. максимална висина неравнина ( $R_{\max}$ ),
2. средње аритметичко одступање профила ( $R_a$ ) и
3. средња висина неравнина ( $R_z$ ).

Максимална висина неравнина представља растојање између највише и најниже тачке линије профила, односно између највишег врха и најнижег удубљења у мерном исечку [202,208,215,219–221].

Средње аритметичко одступање профила дефинише се као аритметичка средина апсолутне вредности вертикалног одступања од средње линије профила  $m$  дуж мерног исечка и формално се представља изразом:

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |z(x)| dx, \quad (4.16)$$

где је:  $z$  – висина мерене тачке површине изнад средње линије профила ( $m$ ) на растојању  $x$  од почетка, док је  $L$  – референтна дужина, односно дужина мерног исечка.



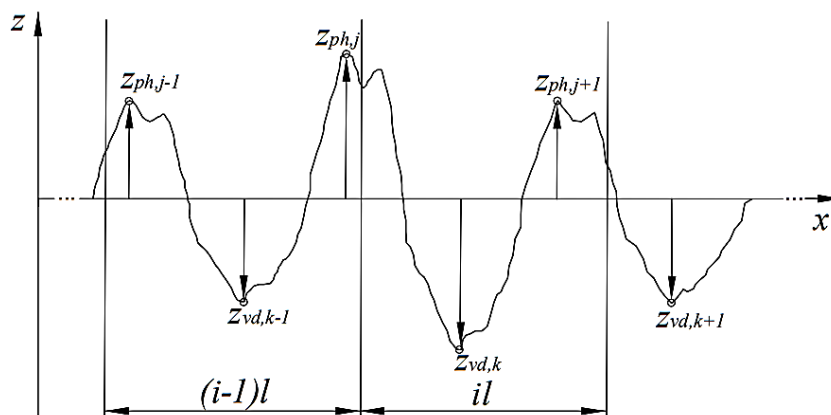
Слика 4.28. Профил храпавости

Обично се посматрају дискретне тачке које су подједнако распоређене дуж профила, што доводи до следеће дефиниције за средњу висину неравнина:

$$R_a \cong \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |z_i|, \quad (4.17)$$

где је:  $n$  – број подеока на референтној дужини,  $z_i$  – висина  $i$ -тог подеока.

Величине које фигуришу у обрасцу (4.18) за средњу висину неравнина  $R_z$  су на слици 4.29.



Слика 4.29. Средња висина неравнина [216]

$$R_z = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \left( \max_{j \in N_{p,i}} (z_{ph,j}) + \max_{k \in N_{v,i}} (z_{vd,k}) \right), \quad (4.18)$$

$$N_{p,i} = \{j = 1, 2, \dots, n_p | (i-1)l \leq x_j < il\},$$

$$N_{v,i} = \{k = 1, 2, \dots, n_v | (i-1)l \leq x_k < il\},$$

где су:  $n$  – број подеока на референтној дужини,  $l$  – дужина подеока,  $n_p$  – број врхова на посматраном одсечку,  $n_v$  – број удубљења на посматраном одсечку,  $x_j$  – позиција  $j$ -тог врха на  $x$  оси,  $x_k$  – позиција  $k$ -тог удубљења на  $x$  оси,  $z_{ph,j}$  – висина врхова  $j$ -тог подеока,  $z_{vd,k}$  – висина најнижих удубљења  $k$ -тог подеока.

Према литератури [220,222],  $n = 5$  па се овај параметар зове и средња висина неравнина у 10 тачака, односно 5 врхова и 5 најнижих удубљења.

#### 4.6.1. Површинска храпавост узорака

Узорци за триболошка испитивања обрађени су на уређају за припрему узорака *AutoMet 300 Pro Grinder-Polisher* на ИМВ институту у Крагујевцу (слика 4.30.). Употребљени су брусни папири Р-400 и Р-600 да би се постигао квалитет површине N4, односно  $R_a = 0,4$   $\mu\text{m}$ , потребан за триболошка испитивања према стандарду *ASTM G77*.



Слика 4.30. Уређај за припрему узорака *AutoMet 300 Pro*

Провера површинске храпавости узорака извршена је на уређају *ART300 Surface Roughness Gauge* на Факултету инжењерских наука у Крагујевцу (слика 4.31.). Ово је преносни уређај који се састоји од „оловке“ са дијамантским врхом и кућишта које се може повезати на рачунар.



Слика 4.31. Уређај *ART300 Surface Roughness Gauge* за мерење храпавости

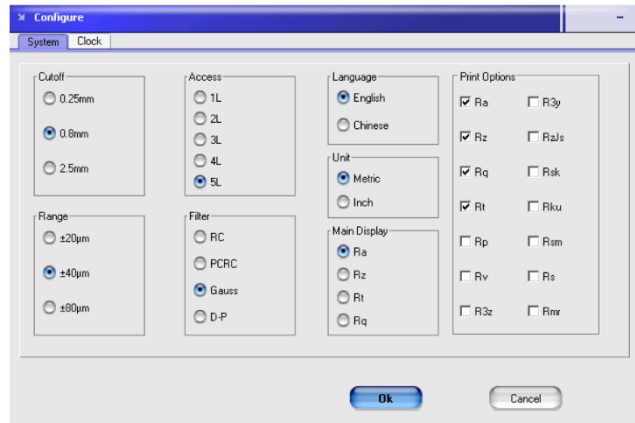
Пре мерења храпавости потребно је извршити подешавања у софтверу (слика 4.32.) и то:

- дужине одсечка,
- броја мерења дужине,
- распона амплитудног (висинског померања) мерења храпавости,
- филтера,
- језика,

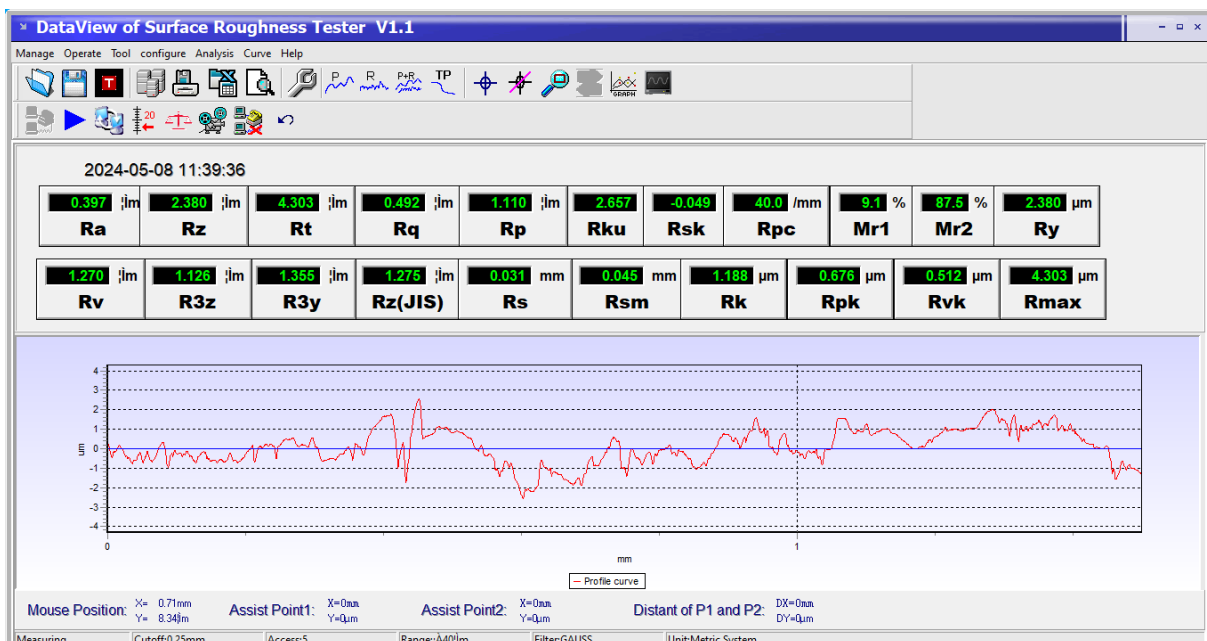
- јединице,
- главних и додатних параметара.

Према стандарду ISO 4287-1997, Гаусов (*Gaussian filter*) је једини стандардизован филтер, дужина одсечака може бити 0,08; 0,25; 0,8; 2,5; 8,0 mm..., док се за минимални број одсечака препоручује 3 одсечка [217].

Изглед програма, када се уређај за мерење храпавости повеже на рачунар, дат је на слици 4.33., где се може видети крива профила, као и параметри храпавости.



Слика 4.32. Изглед прозора за подешавање програма за мерење храпавости



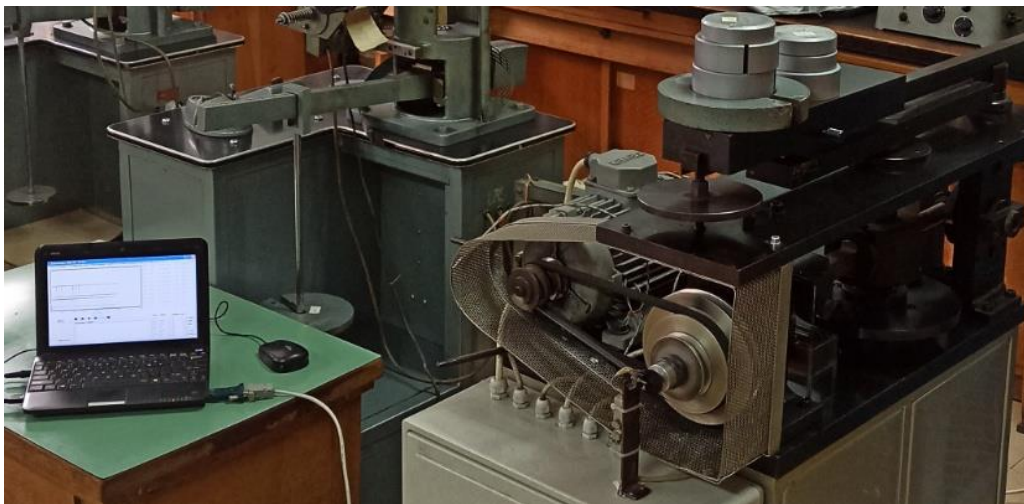
Слика 4.33. Изглед програма за уређај ART300 Surface Roughness Gauge

Мерења су извршена на 5 дужина од 0,25 mm, коришћен је Гаусов филтер, а опсег амплитудног – висинског померања био је  $\pm 40 \mu\text{m}$ . За праћење понашања храпавости посматрани су основни параметри храпавости ( $R_{max}$ ,  $R_a$  и  $R_z$ ). Површинска храпавост материјала обе серије била је у границама од 0,361  $\mu\text{m}$  до 0,478  $\mu\text{m}$ .

## 5. МЕРЕЊЕ ТРИБОЛОШКИХ КАРАКТЕРИСТИКА МАТЕРИЈАЛА

### 5.1. Трибометар са линијским контактом

Испитивања су извршена на компјутерски подржаном трибомуру *TPD 95*, приказаном на слици 5.1., који се налази у Лабораторији за трибологију на Машинском факултету у Београду. Експериментална испитивања на овом уређају се врше у складу са *ASTM G77* стандардом [223]. Код овог уређаја, врста контактне геометрије је епрувета на прстену (*block-on-disc*), односно контакт се остварује по линији; испитивања се врше на собној температури, брзине клизања се могу кретати у интервалу од 0,1 до 5 m/s, максимално нормално оптерећење може бити 450 N, а испитивања се могу вршити у условима са подмазивањем или без њега.



Слика 5.1. Трибометар *TPD 95*

Конфигурација овог уређаја састоји се од четири основна система и то система за:

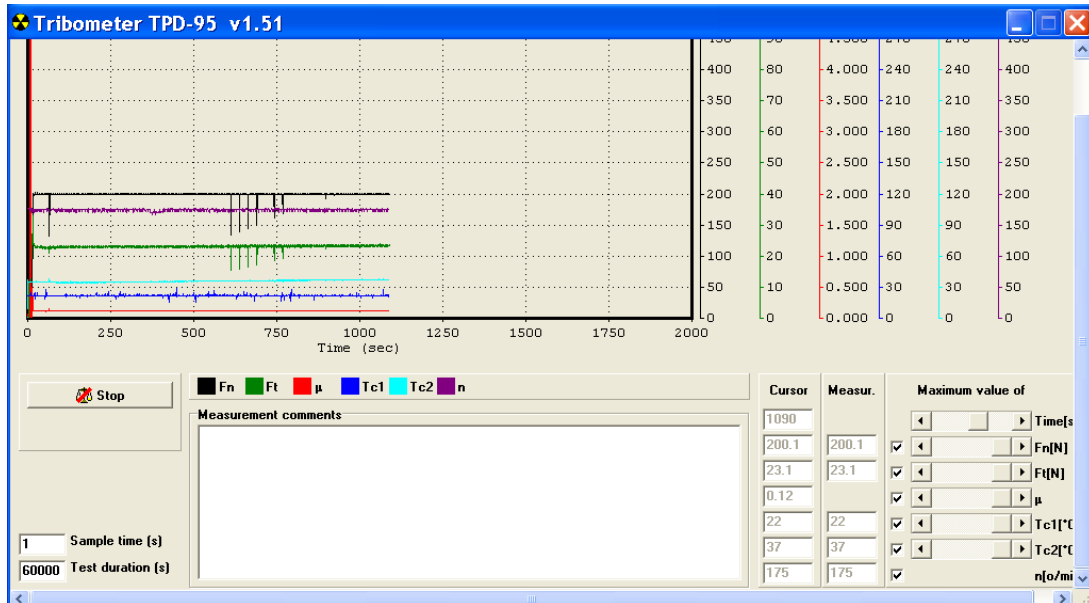
1. погон,
2. задавање оптерећења,
3. подмазивање и
4. мерење.

Систем за погон, на чијем главном вратилу се налази прстен, се састоји од електромотора, каишног преносника и варијатора помоћу кога се мења брзина клизања у већ поменутих границама. Задавање оптерећења се врши системом полуга и померањем тега, док систем за подмазивање чини кадица у којој се налази мазиво у које је уроњен до одређене границе ротациони прстен чијим окретањем мазиво долази у зону контакта прстена и епрувете испитиваног материјала. Мерни систем се састоји од давача који су повезани за рачунар и помоћу софтвера могуће је у сваком тренутку пратити:

- нормалну силу,
- силу трења,
- број обртаја,

- собну температуру,
- температуру мазива и
- коефицијент трења.

Изглед програма за аквизицију података дат је на слици 5.2.

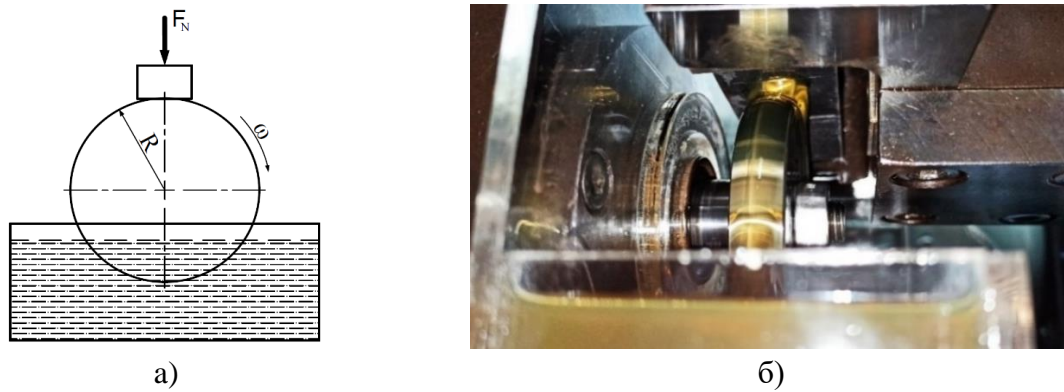


Слика 5.2. Изглед програма за прикупљање података при триболошком мерењу

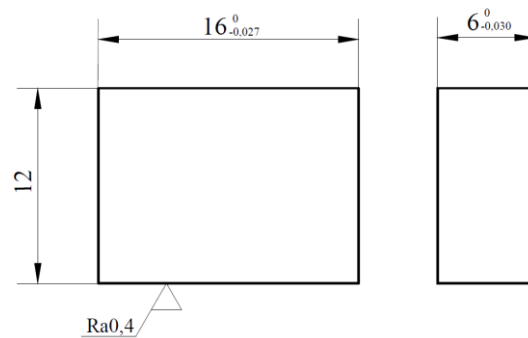
Помоћу програма са слике 5.2., поред могућности праћења понашања параметара испитивања, омогућава се и чување података на рачунару по завршетку експеримента.

### 5.1.1. Резултати триболошких испитивања материјала серије А

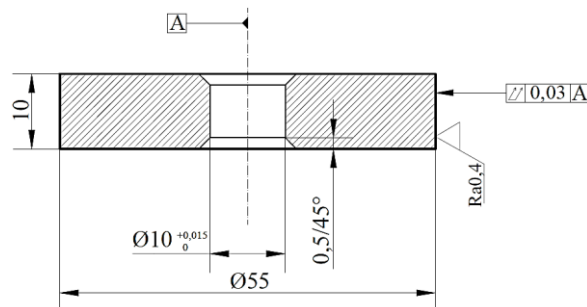
На основу прегледа литературе и прелиминарних испитивања, селектовани су услови испитивања за прву серију материјала. Композитни узорци су обрађивани на одговарајуће димензије према ASTM G 77 стандарду за триболошка испитивања. Контактни пар је био епрувета (од материјала који је предмет испитивања) на прстену (од познатог материјала). Шематски приказ контактнoг пара (номинални линијски контакт) и реалан изглед, приказани су на слици 5.3. Испитивани материјали су обрађени у епрувете димензија: 16 mm x 6 mm x 12 mm (слика 5.4.). Спрегнуто тело је био прстен од челика 42CrMo4 са пречником  $d_d = 55$  mm и ширином  $b_d = 10$  mm (слика 5.5.). Тврдоћа прстена била је у границама од 50 до 56 HRC. Контактне површине епрувете и прстена за триболошко испитивање имале су вредност средњег одступања профила  $Ra$  од приближно 0,4  $\mu$ m. Програм приказан на слици 5.2. служио је за прикупљање података експеримента на рачунару. Триболошка испитивања вршена су у условима са подмазивањем. Као мазиво коришћено је моторно уље NISOTEC (NIS, Novi Sad), SAE 5W-30, чије су карактеристике дате у табели 5.1. Предмет испитивања су материјали који се користе за клипове, односно теже услове рада, те су стога за оптерећење селектоване силе од 100 N, 200 N и 300 N, брзина клизања била је 0,5 m/s, док је трајање испитивања било 2000 s, односно пређени пут је био 1000 m. У циљу добијања што тачнијих резултата, испитивања су за све наведене услове поновљена по пет пута.



Слика 5.3. Контактни пар епрувета на прстену а) шематски приказ, б) стварни изглед



Слика 5.4. Епрувета стандардних димензија према ASTM G 77 стандарду



Слика 5.5. Димензије прстена – спрегнутог тела

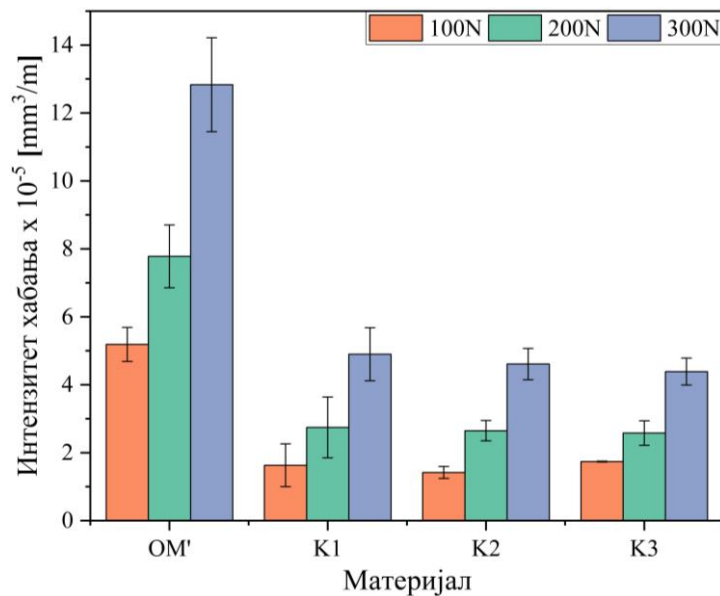
Табела 5.1. Карактеристике моторног уља SAE 5W-30 [224]

Карактеристика	Јединица	Вредност
Густина на 15°C	kg/m <sup>3</sup>	848
Кинематска вискозност на 100°C	mm <sup>2</sup> /s	11,5
Динамичка вискозност на -30°C	mPas	5900
Индекс вискозности	–	165
Тачка паљења	°C	230
Тачка течења	°C	- 39
Испарљивост (Noack)	% m/m	8
HTHS вискозност (150°C, 10 <sup>-6</sup> s <sup>-1</sup> )	mPas	3,6
Тотални базни број	mgKOH/g	7
Сулфатни пепео	%m/m 0,7	0,7

Резултати триболошких испитивања са стандардним девијацијама (СД) дати су у табели 5.2. и на сликама 5.6.–5.9.

Табела 5.2. Резултати триболошких испитивања серије материјала А

	Нормално оптерећење/СД	Материјал					
		ОМ'	К1	К2	К3	К4	К5
Интензитет хабања $\times 10^{-5}$ [mm <sup>3</sup> /m]	100 N	5,1862	1,6296	1,4172	1,7399	1,6919	1,5762
	СД	0,5004	0,6296	0,1759	0,0137	0,1260	0,1941
	200 N	7,7800	2,7449	2,6479	2,5806	2,5587	2,5332
	СД	0,9234	0,8969	0,2995	0,3600	0,4394	0,4776
	300 N	12,8312	4,8999	4,6096	4,3883	4,1473	3,6297
	СД	1,3825	0,7816	0,4602	0,3950	0,7148	0,6834
Коефицијент трења	100 N	0,0898	0,0958	0,0947	0,0921	0,0918	0,1129
	СД	0,0094	0,0128	0,0022	0,0045	0,0095	0,0060
	200 N	0,1146	0,1221	0,1176	0,1182	0,1236	0,1255
	СД	0,0015	0,0125	0,0062	0,0130	0,0131	0,0192
	300 N	0,1225	0,1269	0,1252	0,1261	0,1272	0,1281
	СД	0,0189	0,0097	0,0040	0,0107	0,0078	0,0117

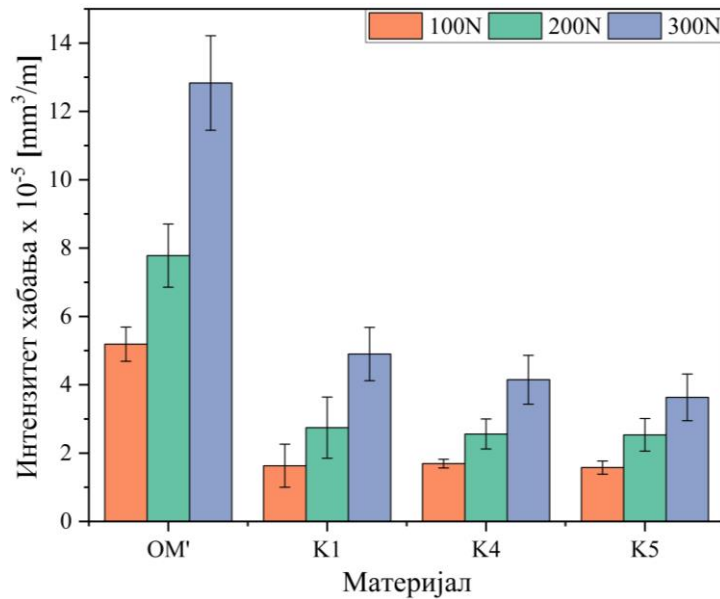


Слика 5.6. Интензитет хабања у зависности од силе и материјала за ОМ', К1, К2 и К3 (Gr честице су величине 17  $\mu\text{m}$ )

На основу резултата триболошких испитивања материјала серије А (табела 5.2. и слике 5.6. и 5.7.), може се уочити да је ОМ' имао највећи интензитет хабања за све услове испитивања. За разлику од [141], где додаток 10% SiC честица није у знатној мери смањило хабање, додатком 10% SiC (30  $\mu\text{m}$ ) и 0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) у ОМ' (композит К1), смањује се хабање од 61% до 69%. Додатком 1% и 3% честица Gr величине 17  $\mu\text{m}$  у композит К1 (Al18Si+0,5%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) + 10%SiC (30  $\mu\text{m}$ )), добијају се композити К2 и К3 код којих се повећањем удела честица Gr, смањује интензитет хабања. Исто понашање интензитета хабања примећено је и за додаток од 1% и 3% честица крупног Gr (200–800  $\mu\text{m}$ ) композиту К1 добијајући тиме композите К4 и К5 респективно (слика 5.7.). Композит К5 (Al18Si+0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) + 10% SiC (30  $\mu\text{m}$ ) + 3% Gr има



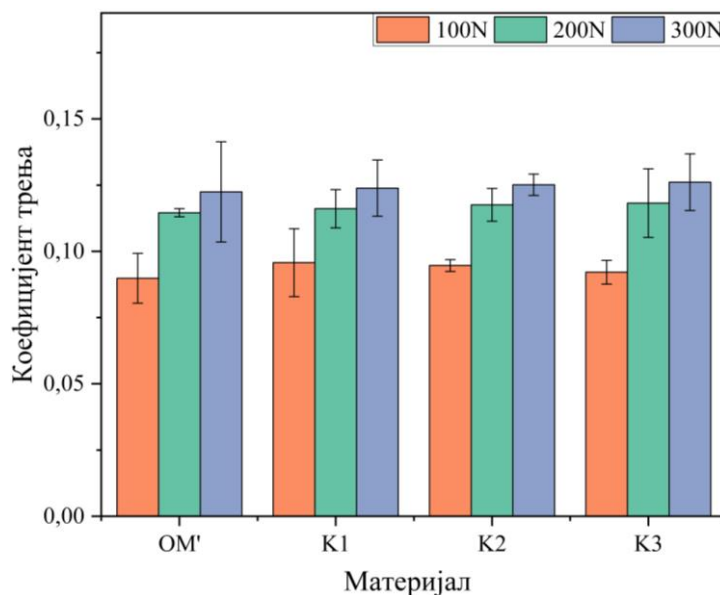
најнижи интензитет хабања за силе од 200 N и 300 N, док је при сили од 100 N мало бољи интензитет хабања имао композит K2 са 1%Gr честица величине 17  $\mu\text{m}$ .



Слика 5.7. Интензитет хабања у зависности од силе и материјала за OM', K1, K4 и K5 (Gr честице су величине 200–800  $\mu\text{m}$ )

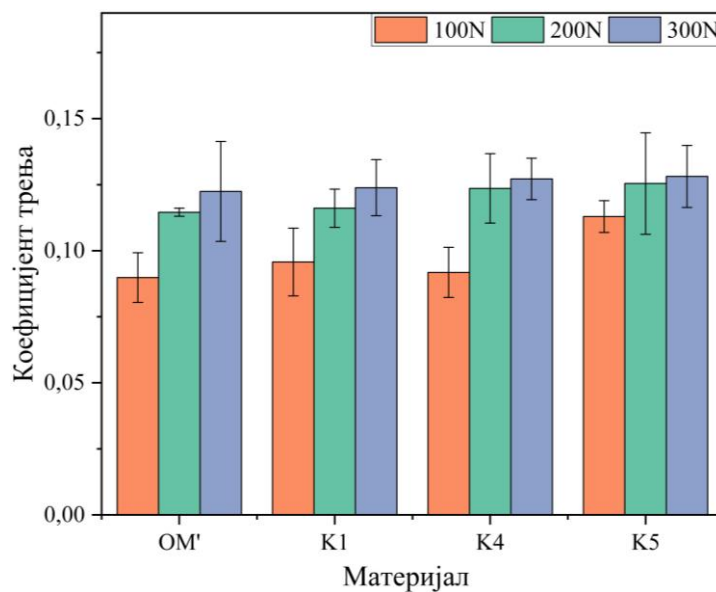
Поређењем слика 5.6. и 5.7., може се приметити да додаток 1% и 3% честица ситног Gr (17  $\mu\text{m}$ ) има мањи утицај на интензитет хабања од честица крупног Gr (200–800  $\mu\text{m}$ ), међутим највећи утицај на интензитет хабања је имао додаток од 10%SiC (30  $\mu\text{m}$ ) и 0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) у OM', чиме је добијен композит K1.

Боља отпорност на хабање додатком честица Gr веће величине (240  $\mu\text{m}$ ) у композите са основом од AZ91D-0.8%Ce легуре и додатком Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> у односу на композите са мањим честицама Gr (од 55 до 83  $\mu\text{m}$ ), добијена је у истраживању [225]. Повећањем величине честица Gr, запремина похабаног материјала се смањила од 54% до 83% зависно од силе.



Слика 5.8. Коефицијент трења у зависности од силе и материјала за OM', K1, K2 и K3 (Gr честице су величине 17  $\mu\text{m}$ )

Са слика 5.8. и 5.9. може се приметити да је понашање коефицијента трења много комплексније. Коефицијент трења са повећањем оптерећења расте за све материјале, што је у корелацији са резултатима добијеним у [208,226,227]. Најнижи коефицијент трења, независно од оптерећења, уочен је за ОМ', који има најнижу тврдоћу. Међутим, када је реч о композитима, понашање је много сложеније, јер, као и код интензитета хабања, и коефицијент трења зависи од микроструктуре и тврдоће материјала. Композитни материјали немају униформну дистрибуцију ојачавајућих честица, што највероватније има за последицу варијације у коефицијенту трења. Микроструктура зависи од много фактора при производњи, као и при обради, те је веома тешко у сваком тренутку и у свакој тачки испитиване површине знати распоред ојачавајућих честица и интерметалних фаза. Додатком 10% SiC (30  $\mu\text{m}$ ) и 0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) у ОМ', повећава се коефицијент трења за сва нормална оптерећења и то за приближно 4%–7%. При истом нормалном оптерећењу са додатком од 1% Gr (K2) до 3% Gr (K3) честица величине 17  $\mu\text{m}$  у K1, коефицијент трења опада.



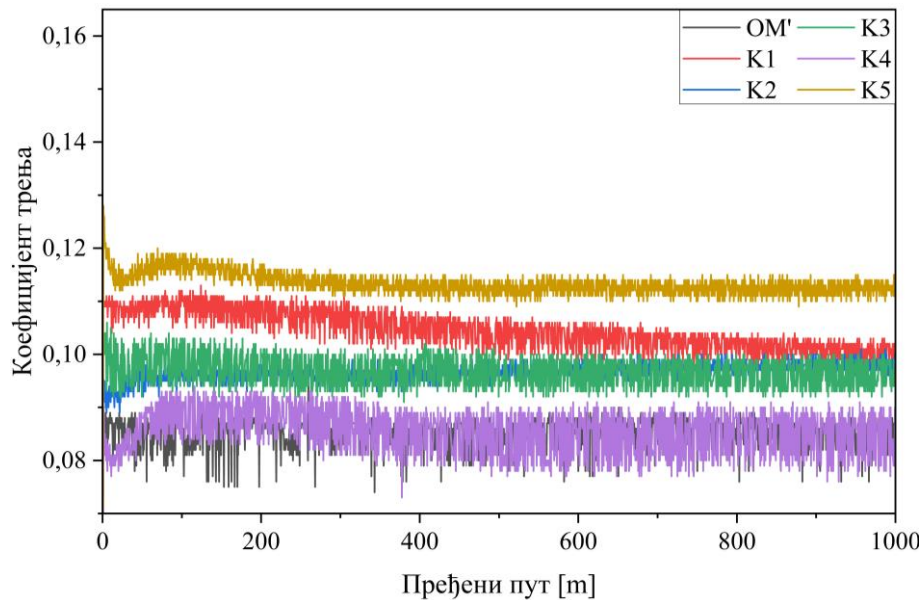
**Слика 5.9.** Коефицијент трења у зависности од силе и материјала за ОМ', K1, K4 и K5 (Gr честице су величине од 200  $\mu\text{m}$  до 800  $\mu\text{m}$ )

Додатком од 1% Gr (K4) честица величине од 200  $\mu\text{m}$  до 800  $\mu\text{m}$  композиту K1, смањује се коефицијент трења у односу на поменути композит. Повећањем удела Gr честица величине од 200  $\mu\text{m}$  до 800  $\mu\text{m}$  на 3% (K5) за нормално оптерећење од 100 N, коефицијент трења има највећу вредност и то 0,1129. Велика вредност коефицијента трења код композита K5 је последица постојања крупних честица примарног Si у његовој микроструктури. За нормално оптерећење од 200 N до 300 N коефицијент трења има мало другачији тренд, при додатку 1% Gr (K2) честица величине 17  $\mu\text{m}$  у K1, коефицијент трења опада, док даљим повећањем удела Gr честица исте величине на 3% (K3), коефицијент трења расте. Коефицијент трења композита K4 (1% Gr честице су величине од 200 до 800  $\mu\text{m}$ ) је виши у односу на коефицијент трења композита K1 и повећањем удела честица Gr са 1% на 3% Gr, коефицијент трења расте. До ових појава долази због честица крупног примарног Si у K4 и K5, као и повећане агломерације SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Gr честица код композита K2 и K3.

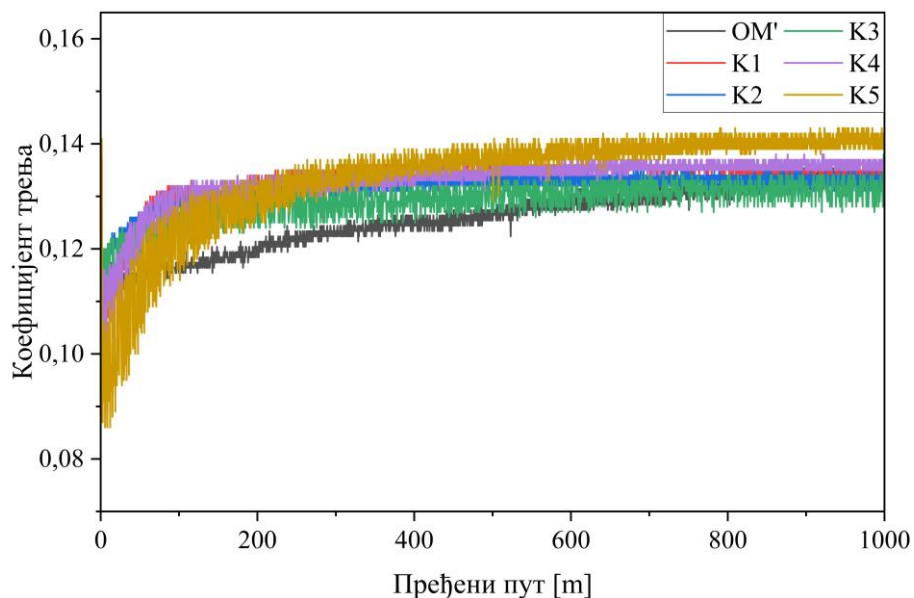
Коефицијент трења испитиваних материјала у пређеном путу за све три нормалне силе дат је на сликама 5.10. и 5.11. Може се приметити да је дужина периода уходавања различита зависно од материјала и нормалног оптерећења. Може се видети да

коэффициент трења није константна вредност, већ се мења дуж целог пређеног пута. У почетку има успоне и падове, док се не устали приближно константна вредност, односно док не прође период уходавања.

На основу прегледа литературе (поглавље 3.5.), триболошка испитивања надеутектичких Al-Si легура и композита су углавном вршена за нормална оптерећења до приближно 100 N и у условима без подмазивања, те је тешко извршити упоређивање са испитивањима у овој дисертацији.



Слика 5.10. Коефицијент трења у зависности од пређеног пута за силу од 100 N



Слика 5.11. Коефицијент трења у зависности од пређеног пута за силу од 300 N

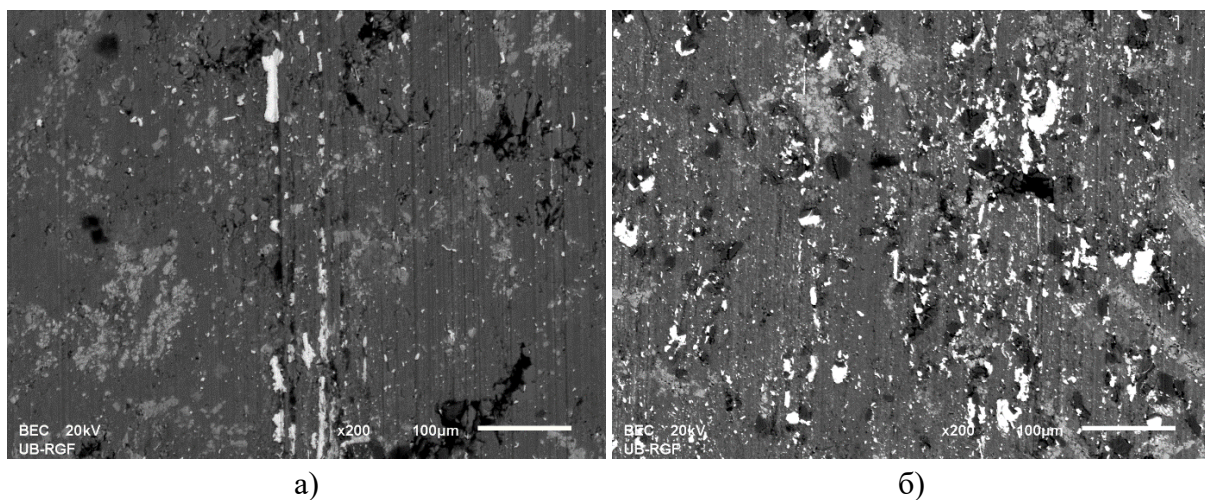
Разумевање режима подмазивања је веома важно, јер при тежим условима рада долази до повећања температуре и смањења вискозности мазива, што најбоље објашњава Стрибекова крива за трење при клизању, према којој се коефицијент трења код мешовитог подмазивања креће између 0,001 и 0,01. Коефицијент трења граничног

подмазивања се креће у границама од 0,1 до 0,2, док при трењу у условима без подмазивања, вредности коефицијента трења су веће од 0,3 [228,229]. Према добијеним вредностима коефицијента трења (табела 5.2. и слика 5.8. и 5.9.), може се видети да је коефицијент трења био у границама од 0,089 до 0,128, што указује на то да је претежно остварено гранично и мешовито подмазивање.

### 5.1.2. Анализа похабаних површина серије материјала А

#### *Анализа похабаних површина за нормално оптерећење од 100 N*

Композити материјала серије А показали су знатно побољшање у односу на посматрани материјал. *SEM* анализа у трагу хабања извршена је при увећању  $\times 200$ , док је *EDS* анализа извршена при увећању  $\times 150$ . Пре самих анализа потребно је извршити одмашћивање, односно чишћење површина посматраних материјала. Чишћење узорака врши се у ултразвучној кадици помоћу етанола; након чишћења површине се напарују са угљеником како би исте могле да се посматрају на *SEM*. Похабане површине  $OM'$  и композита K5 приказане су на слици 5.12.



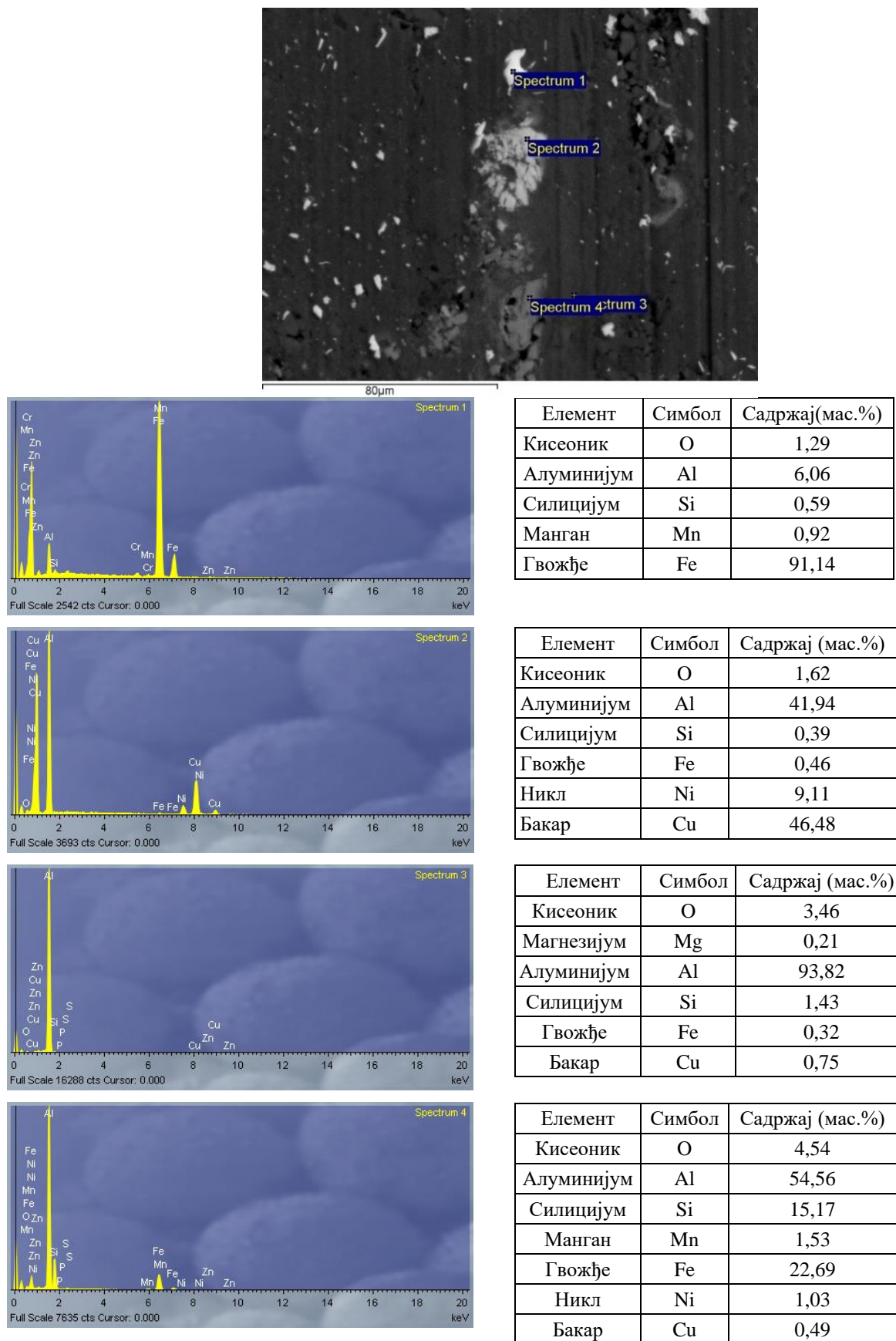
Слика 5.12. Похабана површина а)  $OM'$ , б) композита K5 за нормално оптерећење од 100 N

На слици 5.12.а) могу се уочити танке бразде у правцу клизања, а унутар тих бразди могу се запазити беле честице за које се претпоставља да су честице Fe, односно да је дошло до преноса материјала са челичног прстена на  $OM'$ .

На слици 5.12.б) уочава се већи пренос материјала у виду честица и линија распрострањених дуж правца клизања, што је последица присуства тврдих SiC честица у микроструктури композита.

Посматрајући похабане површине  $OM'$  и K5 (слика 5.12.) могу се уочити плитке бразде за оба посматрана материјала, што указује да је доминантан механизам хабања абразија, док је секундарни механизам хабања адхезија.

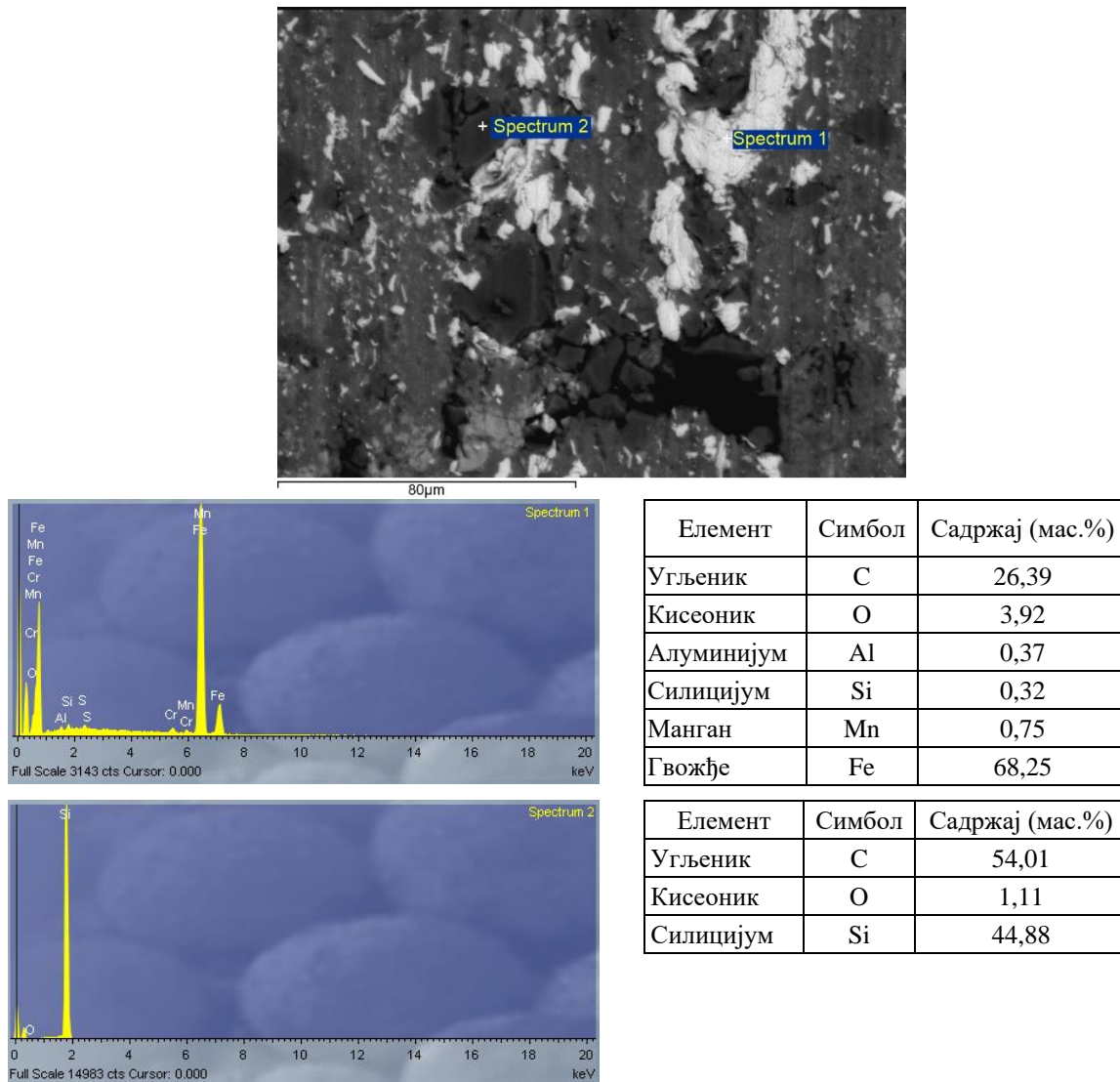
*EDS* анализа у трагу хабања  $OM'$ , приказана је на слици 5.13. Ова анализа извршена је у 3 тачке како би се доказало присуство Fe, као и присуство карактеристичних честица и интерметалних фаза на похабној површини материјала.



Слика 5.13. EDS анализа у трагу хабања OM' за нормално оптерећење од 100 N

Утврђивање присуства пренесеног материјала са челичног прстена на површину похабаног ОМ' доказано је EDS анализом (слика 5.13. Spectrum 1). Поред пренесеног материјала, присутна је и интерметална фаза AlCuNi (слика 5.13. Spectrum 2) у основи (слика 5.13. Spectrum 3), као и интерметална фаза AlFeSi ( $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi) (слика 5.13. Spectrum 4).

EDS анализа у трагу хабања композита K5 за силу од 100 N приказана је на слици 5.14.

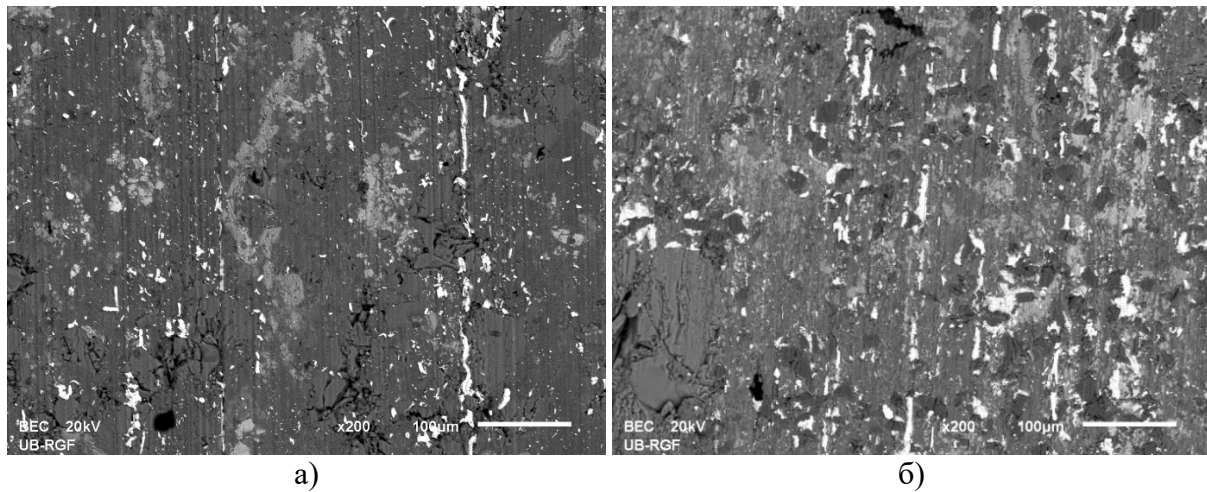


**Слика 5.14.** EDS анализа у трагу хабања композита K5 за нормално оптерећење од 100 N

EDS анализом похабане површине композита K5 изложеног сили од 100 N потврђено је присуство Fe на похабаној површини композита (слика 5.14. Spectrum 1). Поред Fe у основи композита присутне су и честице SiC (слика 5.14. Spectrum 2). Треба напоменути да је присуство елемента C у Spectrum 1 последица напаривања површина поменутиим елементом приликом припреме узорака који није било могуће уклонити због SiC честица.

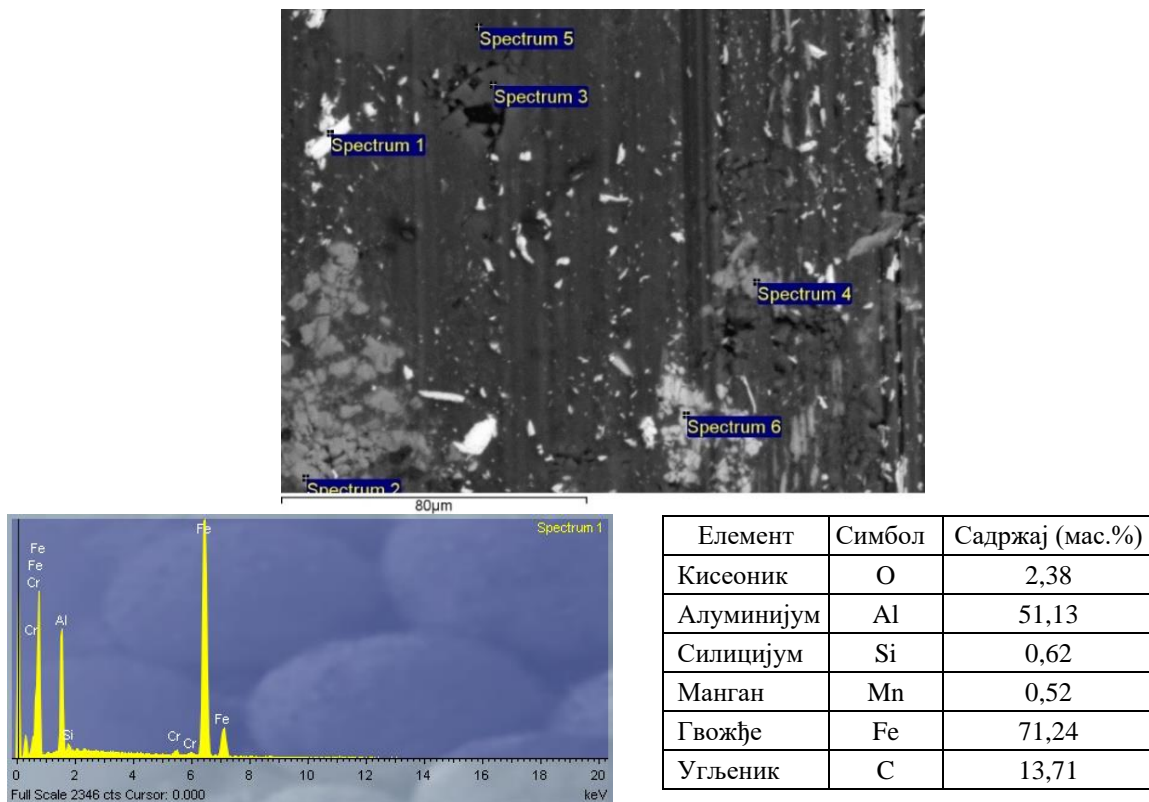
**Анализа похабаних површина за нормално оптерећење од 300 N**

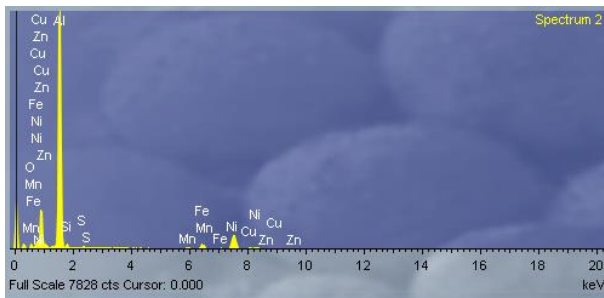
На слици 5.15. приказане су похабане површине ОМ' и композита К5 за нормално оптерећење од 300 N. Оно што се може уочити су танке бразде у материјалима, беле линије и честице које указују на пренос материјала.



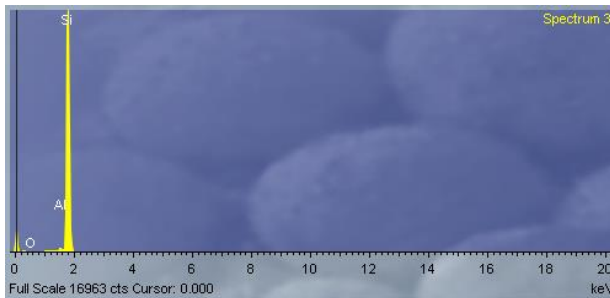
**Слика 5.15.** Похабана површина а) ОМ', б) композита К5 за нормално оптерећење од 300 N

Како би се потврдио пренос материјала, извршена је EDS анализа у трагу хабања ОМ' и композита К5 (слика 5.16. и 5.17.).

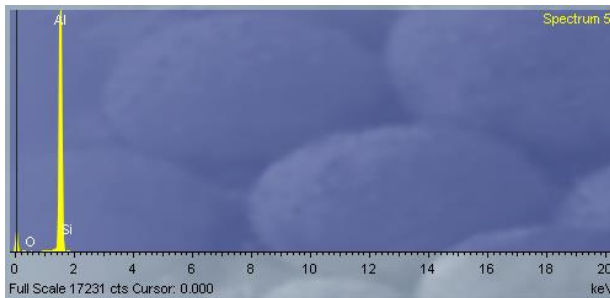




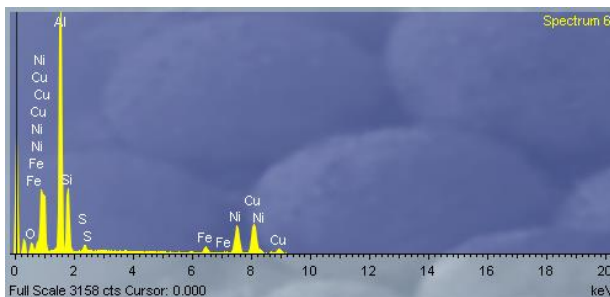
Елемент	Симбол	Садржај (мас.%)
Кисеоник	O	4,67
Алуминијум	Al	51,21
Силицијум	Si	1,23
Гвожђе	Fe	4,17
Никл	Ni	20,16
Угљеник	C	17,23
Бакар	Cu	1,33



Елемент	Симбол	Садржај (мас.%)
Кисеоник	O	2,36
Алуминијум	Al	0,50
Силицијум	Si	72,10
Угљеник	C	25,04



Елемент	Симбол	Садржај (мас.%)
Кисеоник	O	2,39
Алуминијум	Al	75,70
Силицијум	Si	1,47
Угљеник	C	20,43

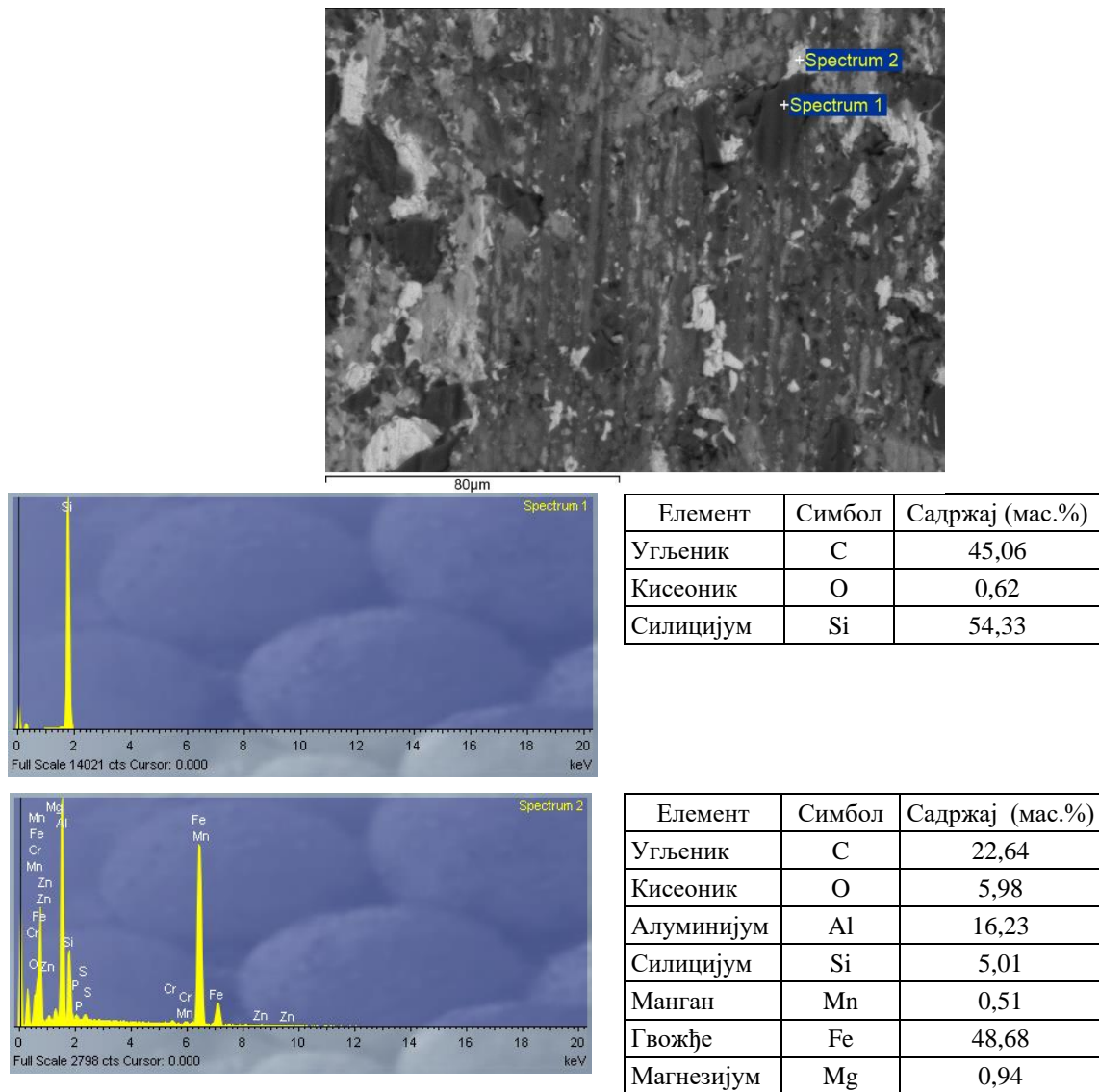


Елемент	Симбол	Садржај (мас.%)
Кисеоник	O	3,83
Алуминијум	Al	27,26
Силицијум	Si	7,61
Гвожђе	Fe	2,12
Никл	Ni	15,91
Угљеник	C	19,77
Бакар	Cu	23,51

Слика 5.16. EDS анализа у трагу хабања OM' за силу од 300 N

Присуство Fe у трагу хабања OM', за нормално оптерећење од 300 N потврђено је EDS анализом (слика 5.16. Spectrum 1). Поред присуства Fe, приказано је и присуство интерметалне фазе Al-Fe-Ni (слика 5.16. Spectrum 2 и Spectrum 4), примарног Si (слика 5.16. Spectrum 3), као и присуство интерметалне фазе Al-Cu-Ni (слика 5.16. Spectrum 6) у основи (слика 5.16. Spectrum 5).





Слика 5.17. EDS анализа у трагу хабања композита K5 за нормално оптерећење од 300 N

EDS анализом у трагу хабања композита K5, показано је присуство преноса материјала са челичног прстена (слика 5.17. Spectrum 2) и честица SiC (слика 5.17. Spectrum 1).

Главни механизам хабања је абразија која се јавља у виду паралелних бразди. Код OM' за силу од 100 N бразде су плитке и мале ширине. Са повећањем нормалног оптерећења густина бразди по површини трага хабања расте, као и њихова дубина. За нормално оптерећење од 300 N унутар бразди може се уочити и доста пренесеног материјала.

Композити K1 до K5 имали су шире бразде које су последица тврдих SiC честица. Повећањем нормалног оптерећења бразде су биле шире, као и трагови пренесеног материјала.

Поред абразије као секундарни механизам хабања јавила се адхезија, која се карактерише преносом материјала у виду белих линија и честица.

Повећањем отпорности на хабање, повећала се и количина пренесеног материјала са челичног прстена на испитивани материјал, и оно што је карактеристично за похабане површине композита је да су се честице Fe груписале око честица SiC.

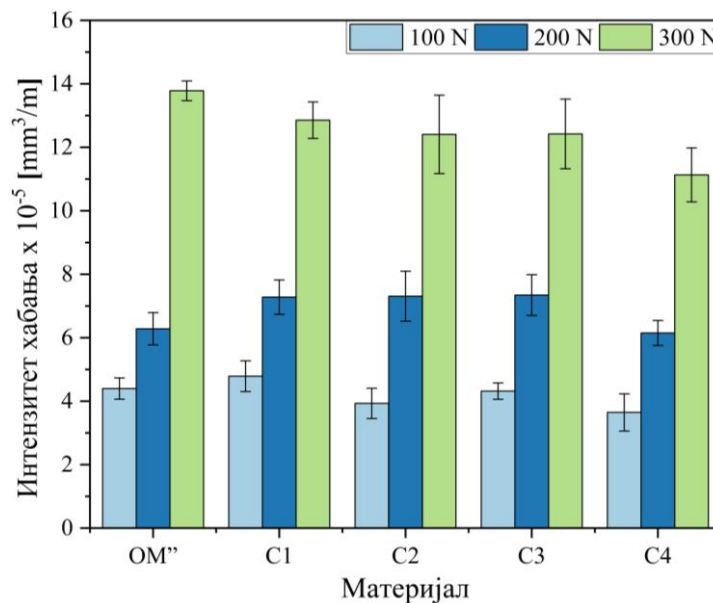
### 5.1.3. Резултати триболошких испитивања серије материјала Б

Услови триболошких испитивања серије материјала Б били су исти као и за серију А.

У табели 5.3. и на сликама од 5.18. до 5.24. дати су резултати триболошких испитивања у виду интензитета хабања и коефицијента трења са стандардним девијацијама (СД).

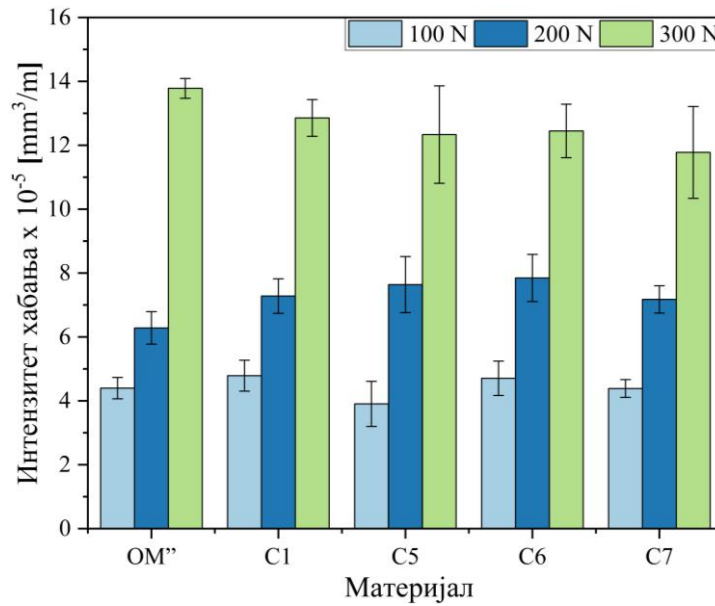
Табела 5.3. Резултати триболошких испитивања серије материјала Б

	Нормално оптерећење/ СД	Материјал							
		ОМ''	С1	С2	С3	С4	С5	С6	С7
Интензитет хабања $\times 10^{-5}$ [ $\text{mm}^3/\text{m}$ ]	100 N	4,3969	4,7872	3,9305	4,3165	3,6458	3,9063	4,7056	4,3859
	СД	0,3354	0,4855	0,4784	0,2585	0,5849	0,7055	0,5402	0,2777
	200 N	6,2826	7,2794	7,3077	7,3432	6,1497	7,6366	7,8468	7,1752
	СД	0,5094	0,5397	0,7893	0,6430	0,3926	0,8781	0,7388	0,4275
	300 N	13,7807	12,8557	12,4056	12,4216	11,1316	12,3330	12,4492	11,7769
	СД	0,3084	0,5748	1,2354	1,0980	0,8520	1,5251	0,8377	1,4380
Коефицијент трења	100 N	0,1010	0,0927	0,1071	0,1023	0,1055	0,1063	0,1077	0,1099
	СД	0,0206	0,0177	0,0189	0,0057	0,0124	0,0166	0,0079	0,0044
	200 N	0,1109	0,1021	0,1236	0,1170	0,1121	0,1122	0,1176	0,1166
	СД	0,0066	0,0081	0,0071	0,0083	0,0125	0,0059	0,0111	0,0024
	300 N	0,1156	0,1132	0,1342	0,1248	0,1231	0,1328	0,1227	0,1191
	СД	0,0013	0,0147	0,0110	0,0131	0,0087	0,0088	0,0140	0,0089



Слика 5.18. Интензитети хабања у зависности од силе за ОМ'', и композите С1–С4

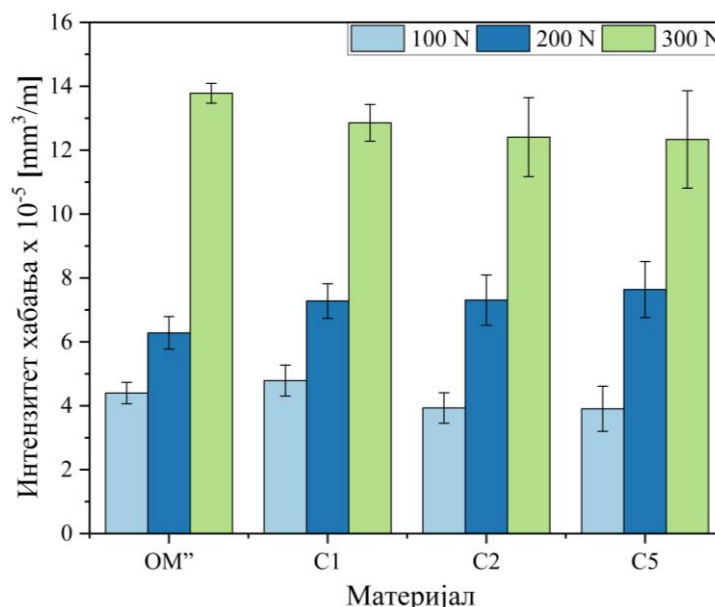
На слици 5.18. приказан је интензитет хабања ОМ'' и композита С1–С4. Највиши интензитет хабања имао је ОМ'' за сва нормална оптерећења (од 100 N до 300 N). Интензитет хабања опада са додатком 0,5% наночестица  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm) (С1) и 3%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (36  $\mu\text{m}$ ) (С2) у ОМ''. Вредности интензитета хабања композита С3 (3%  $\text{SiC}$  (40  $\mu\text{m}$ )) су ниже у поређењу са ОМ'' за нормална оптерећења од 100 N и 300 N. Најнижи интензитет хабања за сва нормална оптерећења имао је композит С4 ( $\text{Al18Si+3\%Gr}$  (250–500  $\mu\text{m}$ )).



**Слика 5.19.** Интензитети хабања у зависности од силе за OM'', и композите C1, C5–C7

На слици 5.19., приказани су интензитети хабања основног материјала OM'', C5–C7 у односу на њихов основни материјал, који је композит C1. За више вредности нормалних оптерећења, композит C5 ( $\text{Al}_{18}\text{Si}+0,5\% \text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm) +3%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (36  $\mu\text{m}$ )) је показао већу отпорност на хабање у односу на композит C1. За нормално оптерећење од 300 N, најбоље резултате су остварили композити C6 ( $\text{Al}_{18}\text{Si}+0,5\% \text{Al}_2\text{O}_3+3\% \text{SiC}$ ) и C7 ( $\text{Al}_{18}\text{Si}+0,5\% \text{Al}_2\text{O}_3+3\% \text{Gr}$ ).

На слици 5.20., дат је упоредни приказ интензитета хабања композита који у свом саставу имају додаток од 0,5%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm) и/или 3%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (36  $\mu\text{m}$ ).

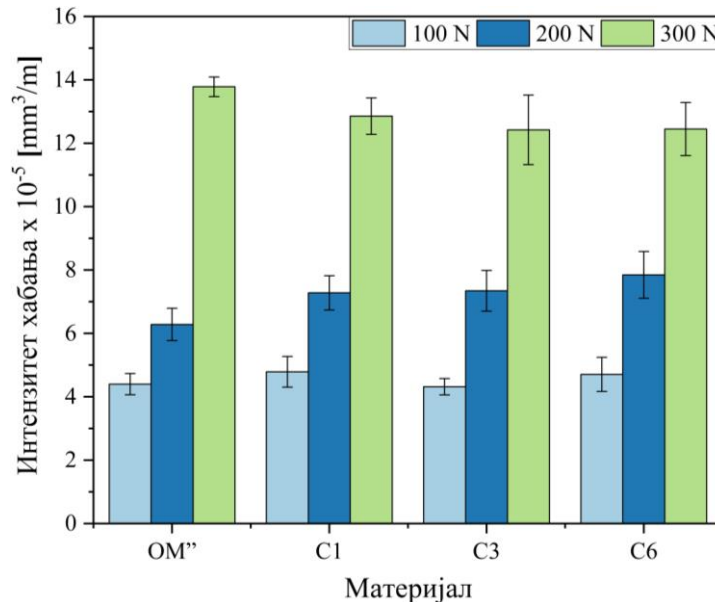


**Слика 5.20.** Интензитет хабања у зависности од силе за OM'', и композите C1, C2 и C5

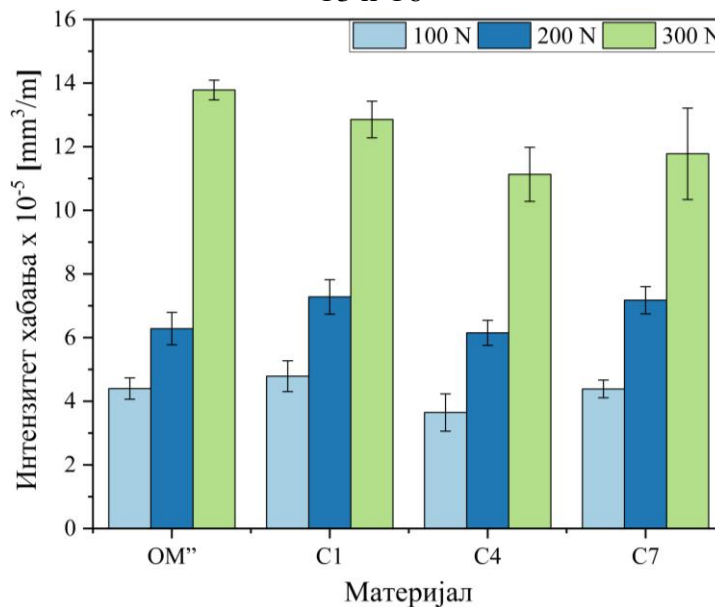
Са слике 5.20. може се приметити да са додатком 0,5%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm) у OM'' долази до смањења интензитета хабања, при нормалним оптерећењима од 300 N, док при

нормалним оптерећењима од 100 N и 200 N није било значајног побољшања. Додатак од 3%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (36  $\mu\text{m}$ ), смањило је интензитет хабања у односу на основни материјал, што је примећено и у истраживању [230]. Додатак од 0,5%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm) и 3%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (36  $\mu\text{m}$ ), смањило је интензитет хабања композита у односу на  $\text{OM}''$  и композит C1 (0,5%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm)), док се у поређењу са C3 (3%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (36  $\mu\text{m}$ )) интензитет хабања повећао.

На слици 5.21. дат је упоредни приказ интензитета хабања за композите који у свом саставу имају 0,5%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm) и/или 3%SiC (40  $\mu\text{m}$ ), док је на слици 5.22. приказан интензитет хабања композита са 0,5%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm) и/или 3%Gr (250–500  $\mu\text{m}$ ).



Слика 5.21. Интензитет хабања у зависности од силе за  $\text{OM}''$ , и композите C1, C3 и C6



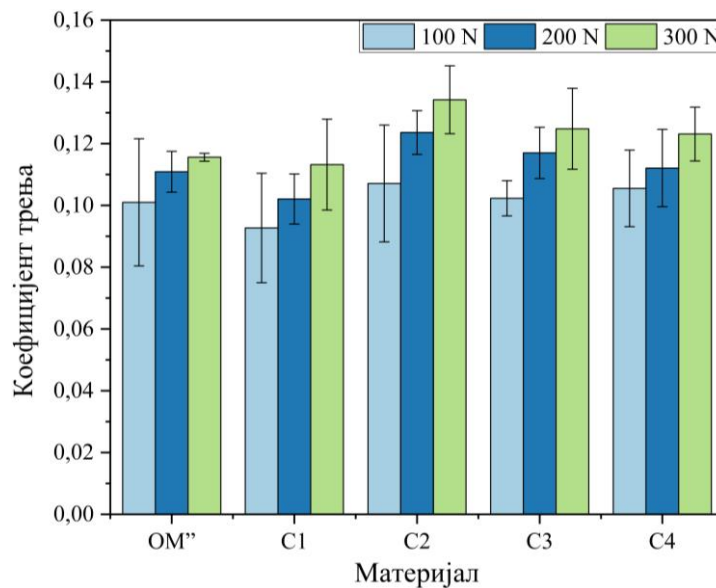
Слика 5.22. Интензитет хабања у зависности од силе за  $\text{OM}''$ , и композите C1, C4 и C7

Са слике 5.21. може се приметити да додатак од 3% SiC (40  $\mu\text{m}$ ) смањује интензитет хабања композита у поређењу са  $\text{OM}''$ , док комбинација 0,5%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm) и 3%SiC (40  $\mu\text{m}$ ) повећава интензитет хабања у поређењу са C1 и C4 (3% SiC (40  $\mu\text{m}$ )).

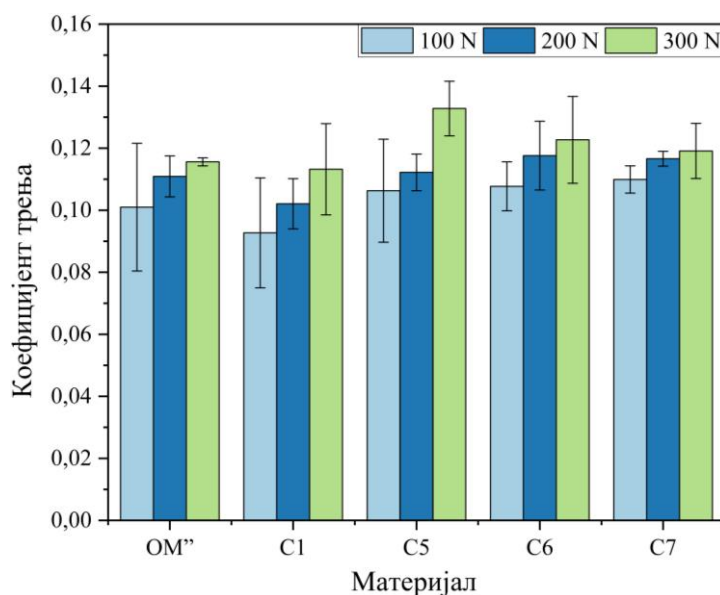
Интензитет хабања при додатку 3% Gr (250–500  $\mu\text{m}$ ) је нижи за сва нормална оптерећења у поређењу са OM'' и C1 (слика 5.22.). Са додатком 0,5%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (20–30 nm) и 3% Gr (250–500  $\mu\text{m}$ ), интензитет хабања се повећао у односу на C4, док се у поређењу са C1, интензитет хабања смањио.

На основу детаљне анализе триболошких карактеристика надеутектичких Al-Si легура и композита [9], уочено је да је већина истраживача спроводила триболошка испитивања у условима без подмазивања и са мањим нормалним оптерећењем, у односу на истраживање спроведено у овој дисертацији. Испитивањем Al18,5Si легуре спроведеним у истраживању [151], у условима са подмазивањем SAE 5W-30 уљем, при нормалном оптерећењу од 0,5 N и брзини клизања од 0,05 m/s дошли су до закључка да нема значајног хабања испитиваног материјала. На основу ових резултата и потенцијалне примене испитиваних материјала за клипове, за ово истраживање је коришћено исто мазиво, али је изабрано оптерећење од 100 N, 200 N и 300 N, јер клипови раде под високим притисцима. Према [9], за Al легуре са приближно 18% Si, просечно нормално оптерећење је било 60 N, док је у истраживању [95] примењено нормално оптерећење од 100 N. Анализирајући резултате интензитета хабања у литератури [44,47,95,128,149,152], уочено је да је ред величине добијених резултата у корелацији са примењеним условима испитивања (нормално оптерећење, пређени пут и садржај Si у легури). У овој дисертацији, додатком 3%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  микрочестица у надеутектичку Al-Si легуру, дошло је до побољшања отпорности на хабање. Иста зависност уочена је у истраживању [231], у коме је испитивана Al основа ојачана са 3%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  или SiC микрочестица. Композит са 3%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  показао је бољу отпорност на хабање у поређењу са основом и композитом који садржи 3% SiC. Повећањем количине  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (од 10 до 20%), примењено је даље побољшање интензитета хабања [232]. У овој дисертацији, најбоља отпорност на хабање је примењена за композит са 0,5%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  наночестица и 3%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  микрочестица. Додатак SiC микрочестица је смањио интензитет хабања у поређењу са OM''. Побољшање триболошких карактеристика хибридниh Al композита са  $\text{Al}_2\text{O}_3$  микро/нано честицама, примењено је у [233].

Упоредни приказ коефицијента трења материјала серије Б дат је на слици 5.23.



Слика 5.23. Коефицијент трења у зависности од силе за OM'' и композите C1–C4



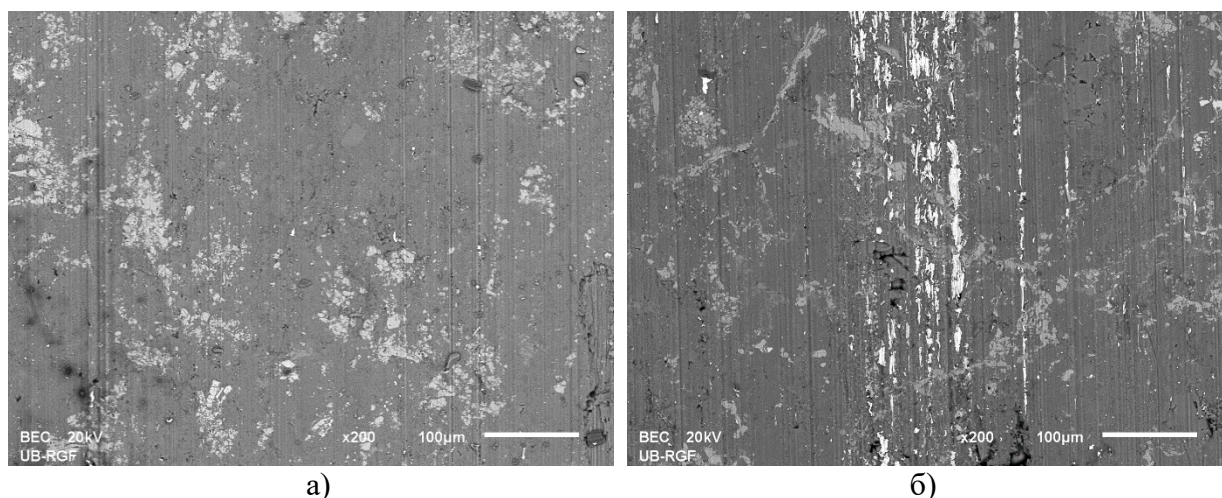
Слика 5.24. Коефицијент трења у зависности од силе за OM'' и композите C1, C5–C7

На основу слика 5.23. и 5.24. може се приметити да су најнижи коефицијенти трења добијени за композит C1 (Al18Si+ 0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) и OM''. Присуство микрочестица Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> узроковало је високе коефицијенте трења. Повећање коефицијента трења са додатком од 3% микрочестица Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> у Al легуру примећено је и у истраживању [230,234]. Поред материјала C2 (Al18Si+3% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (36 μm)), високи коефицијенти трења су забележени и за C5 (Al18Si+ 0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm)+3% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (36 μm)), што је последица присуства тврдих SiC микро и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> нано честица.

#### 5.1.4. Анализа похабаних површина серије материјала Б

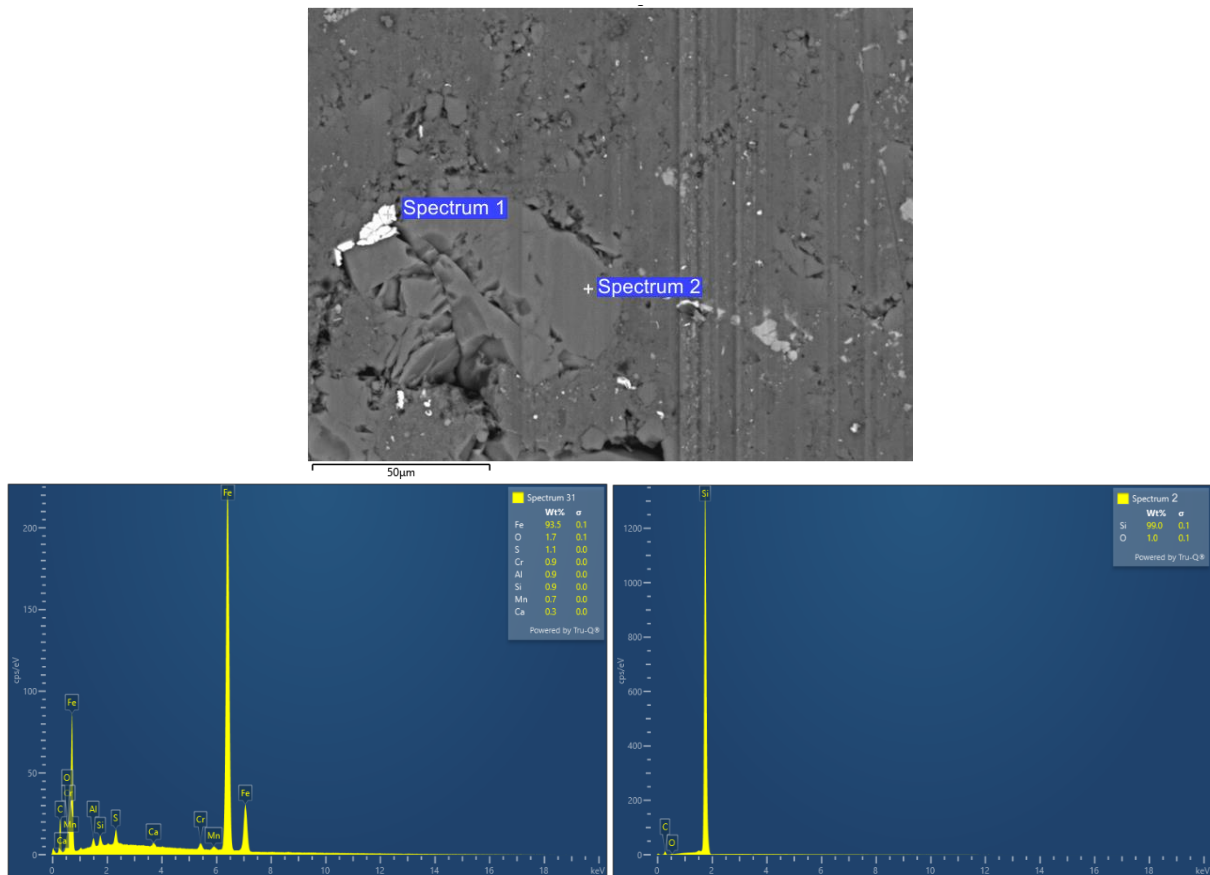
##### Анализа похабаних површина за нормално оптерећење од 100 N

Композити серије материјала Б показали су мало побољшање интензитета хабања у односу на OM''. Како би се стекао увид у постојање преноса материјала потребно је извршити EDS анализу у трагу хабања. Похабане површине OM'' и композита C4, приказане су на слици 5.25.



Слика 5.25. Похабана површина а) OM'', б) композита C4 за силу од 100 N

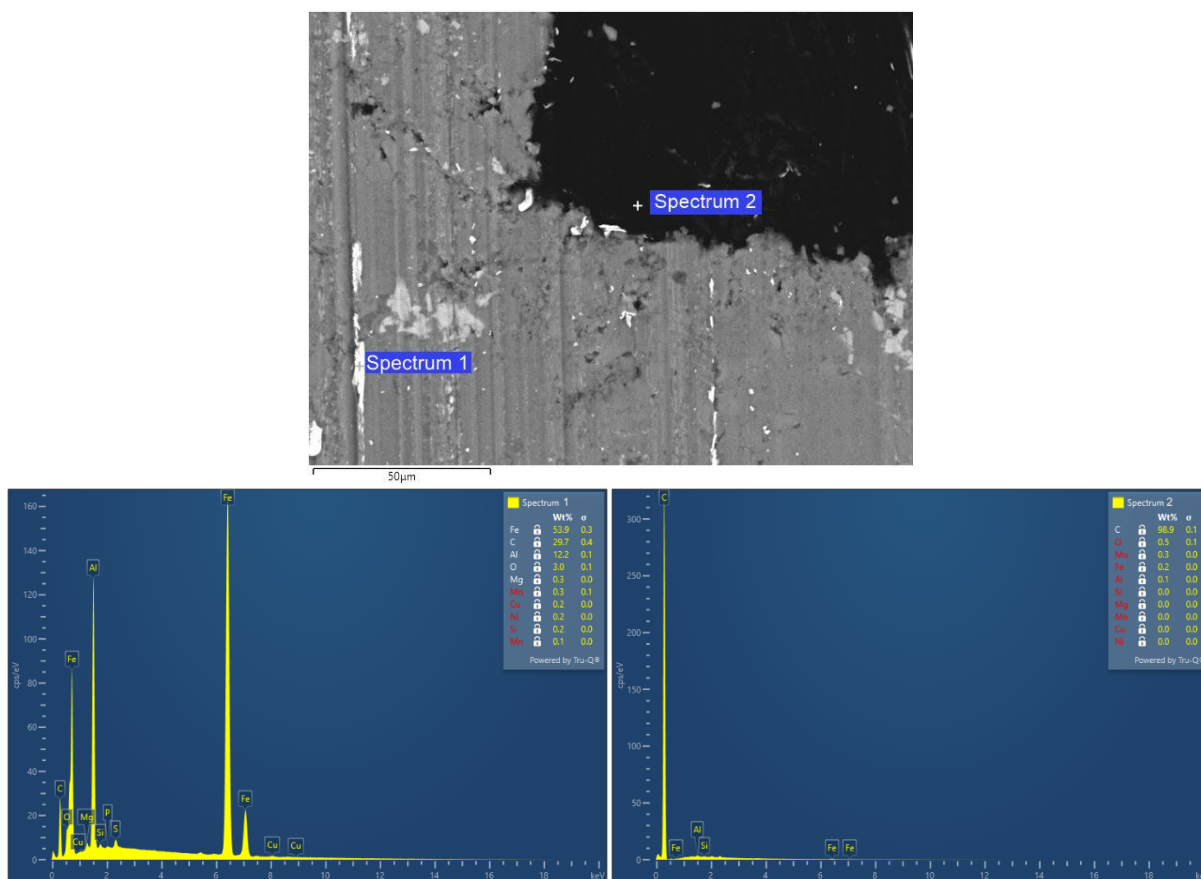
На слици 5.25., може се приметити да похабане површине оба материјала имају на себи уске бразде и беле честице, што указује на пренос материјала. Површина трага хабања OM” на којој је урађена EDS анализа у циљу потврде преноса материјала, приказана је на слици 5.26.



Слика 5.26. EDS анализа у трагу хабања OM” за силу од 100 N

Посматрајући похабане површине основног материјала помоћу SEM-а (слика 5.25.), могу се уочити плитке бразде за оба посматрана материјала, што указује да је доминантан механизам хабања абразија, док је секундарни механизам хабања адхезија. Код композита C4, јавиле су се дубље бразде, као и више пренесеног материјала у односу на OM”. EDS анализа у трагу хабања OM”, приказала је присуство преноса материјала са челичног прстена на површину испитиваног материјала (слика 5.26. Spectrum 1), који се налазио у виду честица и око примарног Si (слика 5.26. Spectrum 2).

EDS анализа у трагу хабања композита C4 за нормално оптерећење дата је на слици 5.27.

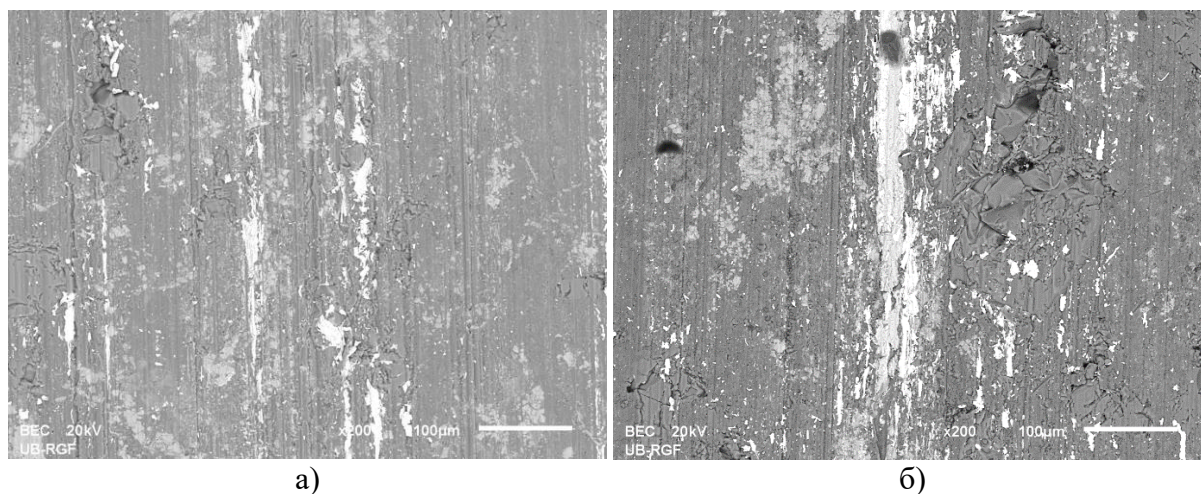


Слика 5.27. EDS анализа у трагу хабања композита С4 за нормално оптерећење од 100 N

Присуство Fe у трагу хабања композита С4, потврђено је EDS анализом (слика 5.27. Spectrum 1); Fe се могао наћи у браздама и концентрисан око честице Gr (слика 5.22. Spectrum 2).

**Анализа похабаних површина за нормално оптерећење од 300 N**

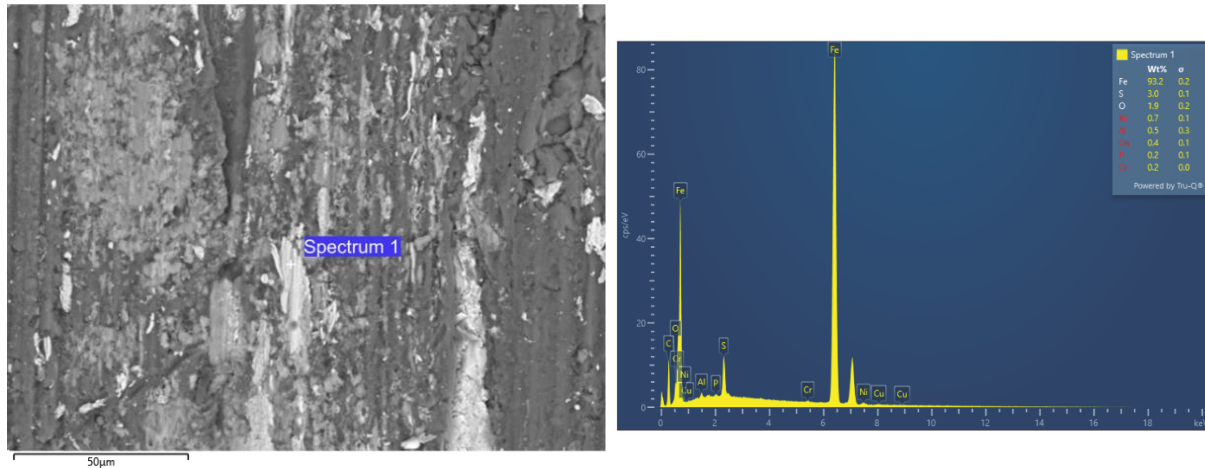
За највише нормално оптерећења од 300 N, похабане површине OM” и композита С4, приказане су на слици 5.28.



Слика 5.28. Похабана површина а) OM”, б) композита С4 за нормално оптерећење од 300 N

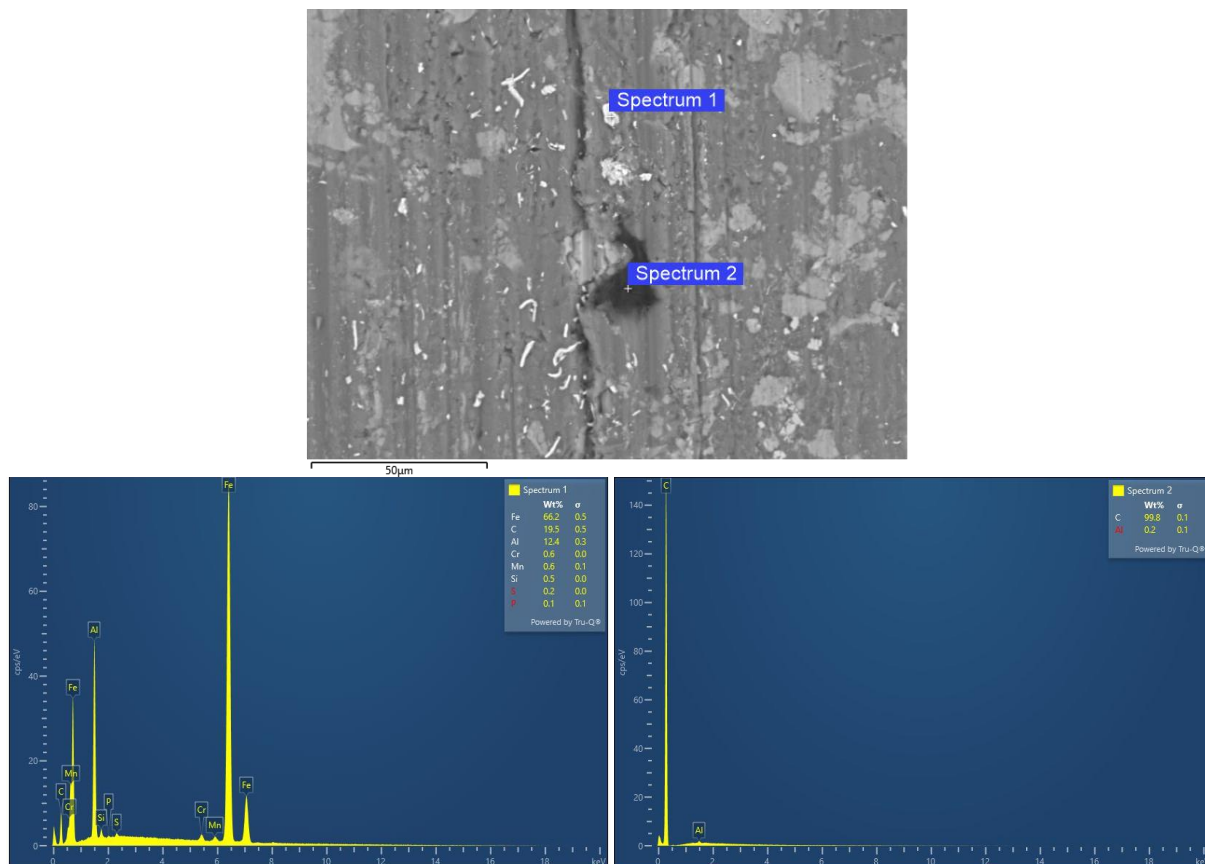


За силу од 300 N на површинама похабаних материјал уочавају се бразде и бела поља која укажују да се ради о преносу материјала. Може се уочити да са повећањем нормалног оптерећења код OM”, повећава и количина пренесеног материјала. Како би се потврдио пренос материјала, спроведена је EDS анализа у трагу хабања за OM” и композит C4 (слике 5.29. и 5.30.).



Слика 5.29. EDS анализа у трагу хабања OM” за нормално оптерећење од 300 N

Пренос материјал у трагу хабања, потврђен је EDS анализом за OM” (слика 5.29. Spectrum 1). Такође, и код композита C4 потврђен је пренос материјала са челичног прстена (слика 5.30 Spectrum 1).



Слика 5.30. EDS анализа у трагу хабања композита C4 за нормално оптерећење од 300N

У траговима хабања могу се запазити танке, паралелне бразде у правцу клизања што доводи до закључка да је главни механизам хабања абразија. За ОМ” и композите С1, С3 и С6 при нормалном оптерећењу од 100 N, бразде су веома танке и присутна је веома мала количина пренесеног материјала. Са порастом оптерећења бразде су гушће и израженије, а количина пренесеног материјала се повећала и концентрисала дуж бразди. На површини трага хабања могу се уочити ситне пукотине које су највероватније последица поступка добијања.

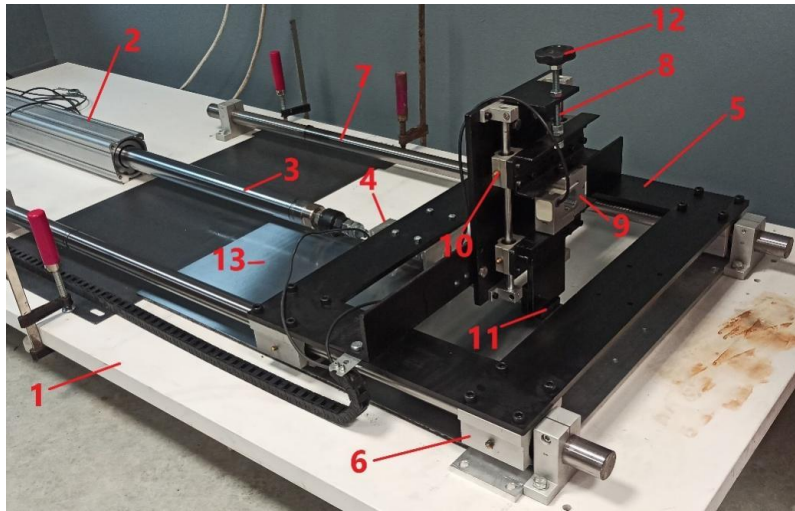
Код композита С4 и С7 су бразде биле мало израженије у односу на ОМ”, различитих ширина и концентрације. Са повећањем оптерећења бразде постају израженије и повећава се количина пренесеног материјала.

При нормалном оптерећењу од 100 N, код композита С2 и С5, са микро- и наночестицама  $Al_2O_3$ , примећене су танке и густе бразде, дуж којих се концентрисао пренесени материјал. Са повећањем нормалног оптерећења ширина бразди и количина пренесеног материјала се знатно повећала. Честице пренесеног материјала су углавном последица присуства  $Al_2O_3$  честица веће тврдоће [173].

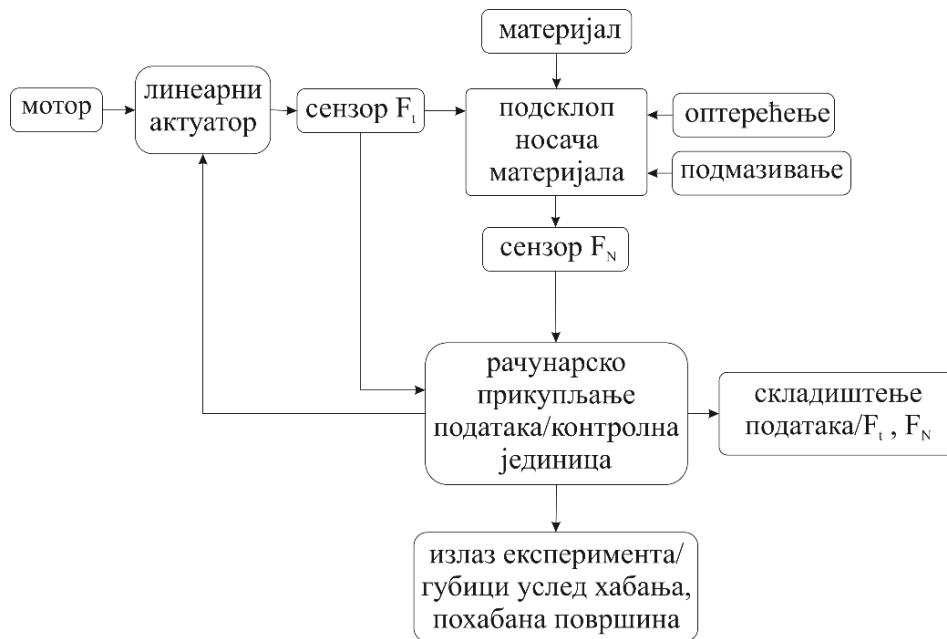
Посматрано за сва нормална оптерећења и трагове хабања материјала, примећено је присуство бразди које су последица абразивног хабања, као и присуство пренесеног материјала које је последица адхезионог хабања, те се може закључити да је главни механизам хабања абразија са адхезијом.

## 5.2. Трибометар са конформним контактом и праволинијским наизменичним кретањем

Триболошки експерименти су изведени и на трибометру с праволинијским наизменичним кретањем (слика 5.31.) на Машинском факултету Универзитета у Нишу. Слика 5.32. приказује блок дијаграм структуре функције трибометра. Овај трибометар састоји се од испитног стола 1, актуатора повезаног са АС сервомотором 2 и шипком 3. Шипка је даље повезана са сензором 4 који мери силу трења, а сензор је повезан са носачем 5 на којем је монтиран подсклоп носача материјала. Носач је постављен на клизним лежајевима 6 и вођицама 7, које омогућавају праволинијско кретање [235]. Овај подсклоп се састоји од навојног вретена 8, које се користи за остваривање нормалног оптерећења на испитивани материјал, сензора за нормално оптерећење 9, клизних лежајева 10 и држача материјала 11. Нормално оптерећење се подешава окретањем ручице 12, спрегнуто тело је у облику плоче и означено је бројем 13. Актуатор и сензори су повезани са рачунаром, а подаци се чувају помоћу одговарајућег софтвера. Електрични актуатор је *MiSUMi SMC* типа са максималним ходом од 600 mm, тачношћу позиционирања од  $\pm 20 \mu m$ , радном температуром од  $5^\circ C$  до  $40^\circ C$  и максималним хоризонталним и вертикалним оптерећењем до 100 kg и 50 kg. Сензор за нормално оптерећење је типа НВМ S2M са максималним оптерећењем од 500 N, тачношћу и грешком од 0,02% и радним температурним опсегом од  $-10/+70^\circ C$ . Узорци су били димензија 16 mm  $\times$  12 mm  $\times$  6 mm. Површина узорка од 16 mm  $\times$  6 mm била је у контакту са плочом од челика 42CrMo4 (димензије 600  $\times$  300 mm), чији је контакт приказан на слици 5.33.



Слика 5.31. Изглед трибометра са праволинијским наизменичним кретањем

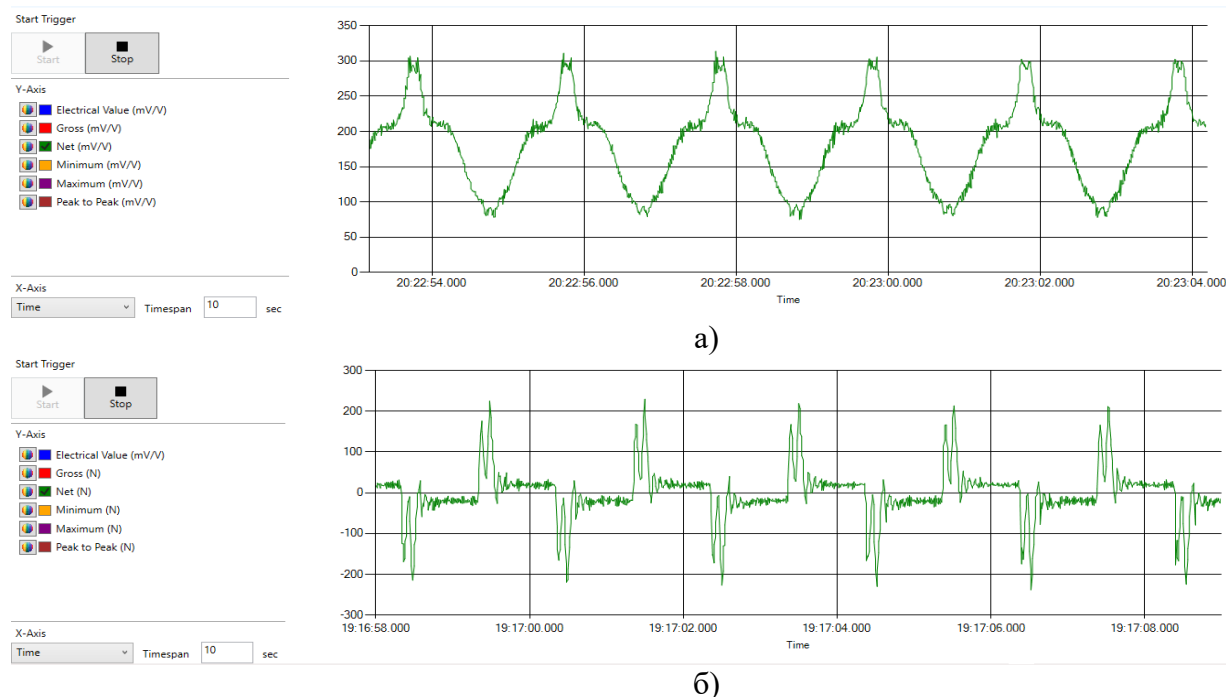


Слика 5.32. Блок дијаграм структуре функционисања трибометра са праволинијским наизменичним кретањем



Слика 5.33. Изглед контактнoг пара код трибометра са праволинијским наизменичним кретањем

Изглед програма за прикупљање података нормалне силе, при триболошком мерењу, дат је на слици 5.34. а), док је на слици 5.34. б) дат изглед прозора при прикупљању података за силу трења.



Слика 5.34. Програм за прикупљање података а) нормалне силе, б) силе трења

Како би се установило хабање материјала, мерена је маса епрувета испитиваних материјала пре и после испитивања. Мерења су вршена на вагици произвођача „Радваг“ (*Radwag*) модел *PS 1000.R2* са тачношћу од 1 mg, приказаној на слици 5.35.

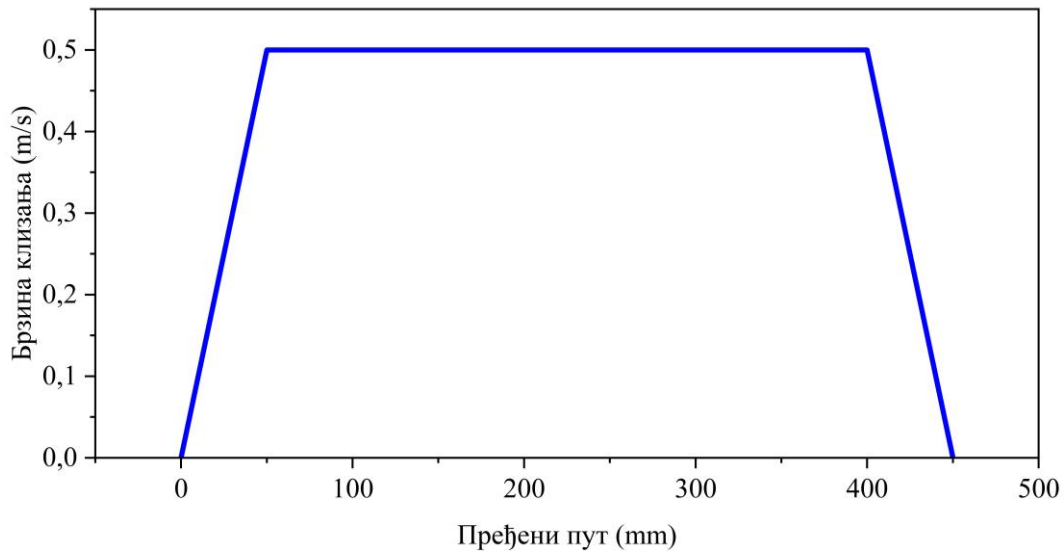


Слика 5.35. Вагица за мерење хабања „Радваг“ модел *PS 1000.R2*

### 5.2.1. Резултати триболошких испитивања при праволинијском наизменичном кретању

За испитивање на трибометру са праволинијским наизменичним кретањем, селектовани су материјали серије А, јер су имали боље триболошке карактеристике од материјала серије Б. Ход актуатора (амплитуда) био је 450 mm, од чега је 50 mm коришћено за убрзање, а 50 mm за успоравање (слика 5.36.). Услови испитивања су слични условима

триболошких испитивања извршених на трибометру са линијским контактом. Површина контакта испитиваних материјала била је 6 mm x 16 mm. Услови испитивања су били: нормално оптерећење од 100 N, 200 N и 300 N, брзина клизања од 0,5 m/s, број циклуса је био 1111, пређени пут је био 1000 m, а време трајања испитивања је било приближно 2000 s. Подмазивање је вршено ручно сипањем 20 ml уља SAE 5W-30 по површини пређеног пута. За све услове, испитивања су поновљена по 5 пута.



Слика 5.36. Радни услови клизања линеарног актуатора брзина/пређени пут

У табели 5.4. дати су резултати испитивања у виду похабане масе испитиваних материјала и коефицијента трења. Због порозности и мале масе узорака, као и мале тачности ваге, било је тешко са великом поузданошћу одредити тачну похабану масу материјала. Сила од 100 N одговара притиску од 1,042 МПа; сила од 200 N одговара притиску од 2,083 МПа и сила од 300 N одговара притиску од 3,125 МПа.

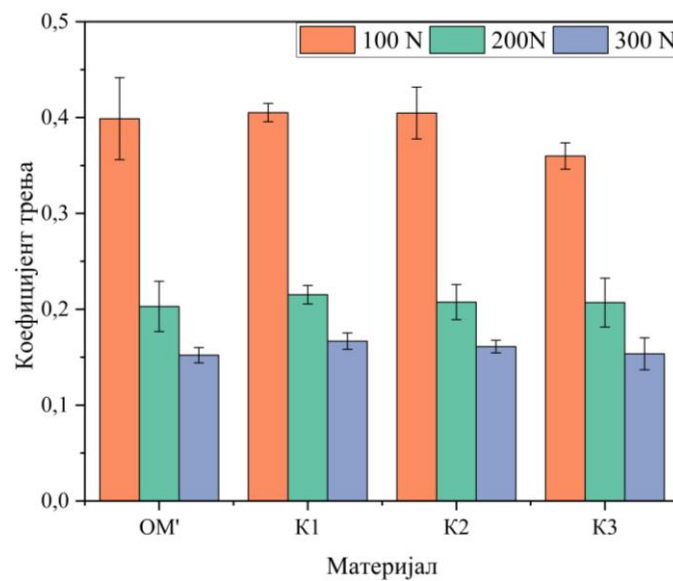
Табела 5.4. Резултати испитивања материјала серије А на трибометру са праволинијским наизменичним кретањем

	Нормално оптерећење / СД	Материјал					
		ОМ'	К1	К2	К3	К4	К5
Похабана маса [mg]	100 N	1,38	1,23	1,73	1,64	1,66	1,29
	200 N	2,12	1,42	2,39	2,35	1,77	1,45
	300 N	2,85	2,57	2,51	2,43	2,18	1,58
Коефицијент трења	100 N	0,3988	0,4052	0,4047	0,3598	0,3639	0,3497
	СД	0,0428	0,0096	0,0222	0,0137	0,0441	0,0229
	200 N	0,2030	0,2152	0,2075	0,2070	0,2048	0,2000
	СД	0,0263	0,0096	0,0183	0,0255	0,0111	0,0078
	300 N	0,1521	0,1668	0,1611	0,1536	0,1559	0,1505
	СД	0,0007	0,0085	0,0066	0,0167	0,0167	0,0098

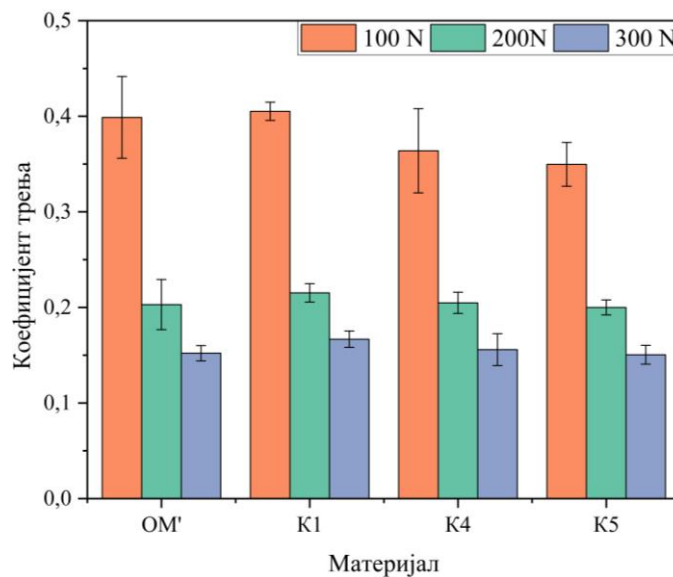
Из табеле 5.4., може се приметити да је похабана маса материјала била у интервалу од 1,31 mg до 2,85 mg. Слични резултати добијени су у истраживању [236], где је испитиван утицај нормалног оптерећења од 10 N до 60 N на легуру А390, при брзини клизања од 0,4 m/s, у условима без подмазивања и при наизменичном кретању. Похабана маса материјала, била је у границама од 1,80 mg до 2,50 mg. У истраживању [237], легура А390 била је изложена наизменичном кретању, у условима без подмазивања, при нормалном

оптерећењу од 15 N до 75 N и брзини клизања од 0,4 m/s. У овом истраживању похабана маса материјала била је у границама од 3,20 mg до 9,68 mg. Испитивање композита са основом од легуре А390 и 15% SiC честица, спроведено је у истраживању [238]. Испитивања су вршена у условима без подмазивања, при нормалном оптерећењу од 30 N до 150 N, пређеном путу од 330 m и брзини клизања од 0,4 m/s. Резултати мерења похабане масе били су у границама од 2,81 mg до 6,93 mg.

На сликама 5.37. и 5.38., приказан је коефицијент трења материјала серије А у зависности од нормалног оптерећења. Вредности коефицијента трења посматраних материјала су приближно 0,4 за 100 N и веома су сличне вредностима за метале у условима без подмазивања које могу бити 0,4 [207] или између 0,2 и 0,52 [239]. Стога је очигледно да мазиво и примењена метода подмазивања, при датим условима испитивања, имају веома мали утицај на коефицијент трења.



Слика 5.37. Упоредни приказ коефицијента трења у зависности од силе и материјала за OM', K1, K2 и K3 (Gr честице су величине 17  $\mu$ m)



Слика 5.38. Упоредни приказ коефицијента трења у зависности од силе и материјала за OM', K1, K4 и K5 (Gr честице су величине 200–800  $\mu$ m)

Са слика 5.37. и 5.38., може се приметити да са повећањем нормалног оптерећења, коефицијент трења опада за све посматране материјале. Слично понашање је примећено при триболошким испитивањима без подмазивања у истраживањима [240–243]. У истраживању [240], испитиван је Al у условима без подмазивања; коефицијент трења је опадао са повећањем нормалног оптерећења (од 10 N до 20 N) и био је у опсегу од 0,3 до 0,5. Надутектичка Al-Si легура је истраживана у [241]; испитивања су вршена у условима са подмазивањем и без њега, за нормално оптерећење од 10 N до 30 N и коефицијент трења за ове услове је био у границама од 0,21 до 0,25. За исту легуру у условима без подмазивања и при истој нормалном оптерећењу, коефицијент трења је био у границама од 0,185 до 0,285 [242]. При испитивању алуминијумске легуре у условима са подмазивањем, за оптерећења од 10 N до 50 N, коефицијент трења се кретао у границама од 0,064 до 0,16 [243]. За Al+SiC композите [244] уочено је слично понашање коефицијента трења који је био у опсегу од 0,25 до 0,55 при нормалном оптерећењу од 5 N до 110 N. Алуминијумска легура ојачана са 1% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> је испитана за нормална оптерећења од 9,8 N до 49 N, а коефицијент трења је опадао са повећањем нормалног оптерећења и био је у опсегу од 0,3 до 0,38 [245].

Како је наведено у [245], са повећањем оптерећења и самим тиме температуре контакта, постоји могућност формирања оксидног слоја. Овај оксидни слој пружа подмазивање и смањује коефицијент трења. У [242], аутори су навели да са повећањем нормалног оптерећења и брзине клизања, коефицијент трења се смањује због промена у брзини смицања.

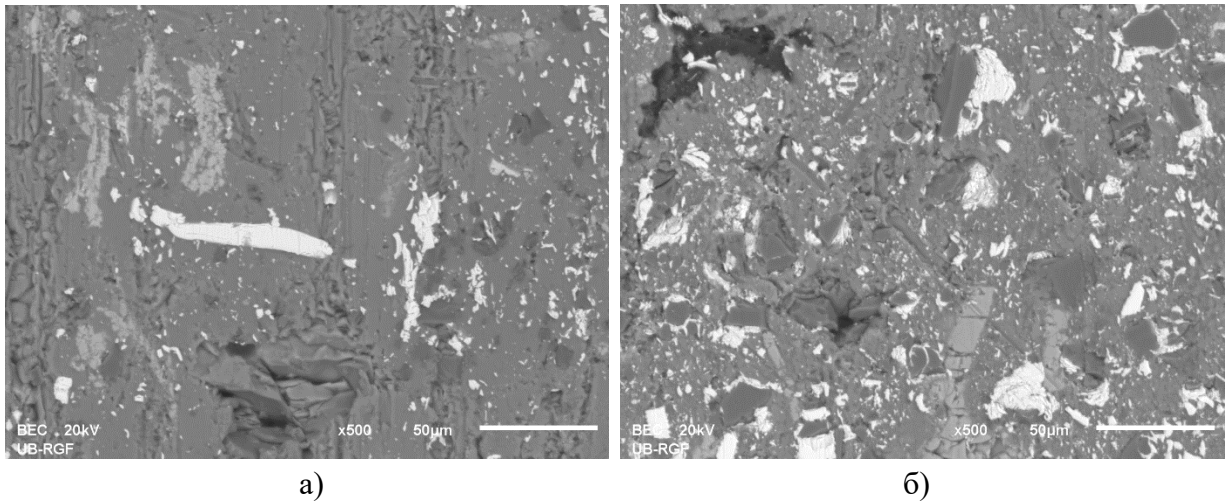
Додатком 10% SiC (30 μm) и 0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) у OM', коефицијент трења расте за све услове испитивања (табела 5.4. и слика 5.32.). Додатком 1% Gr ситних (17 μm) или крупних (200–800 μm) честица композиту K1, коефицијент трења опада. Повећањем процента Gr честица на 3%, коефицијент трења још више опада и најнижи је за композит K5 (Al<sub>18</sub>Si+0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) +10%SiC (30 μm)+3% Gr (200–800 μm)). Слично је примећено и у [208], где је композиту A356 + 10% SiC додавано од 1 до 5% Gr, а испитивања су вршена у условима са подмазивањем, за нормална оптерећења од 40 N до 120 N. Примећено је смањење коефицијента трења са повећањем удела честица Gr са 1% на 3%, док је даљим повећањем удела честица Gr, коефицијент трења растао.

## **5.2.2. Анализа похабаних површина након триболошких испитивања при праволинијском наизменичном кретању**

### *Анализа похабаних површина за нормално оптерећење од 100 N*

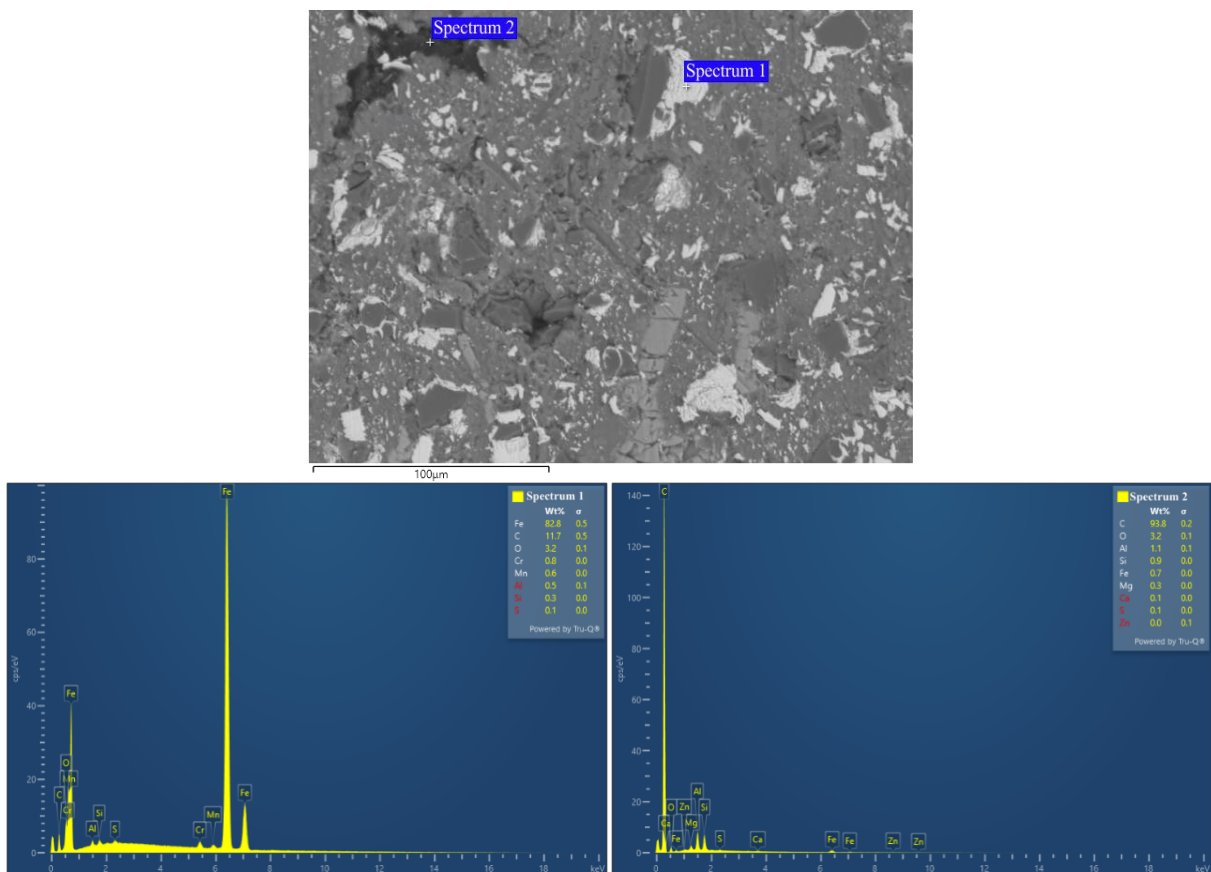
Због различите контактне геометрије и кретања испитиваних материјала, веома је битно посматрати површине хабања након триболошких испитивања при праволинијском наизменичном кретању, како би се стекао увид у механизме хабања.

На слици 5.39. приказане су похабане површине материјала серије А при нормалном оптерећењу од 100 N. На похабаним површинама (слика 5.39. а) и б)), могу се видети светле неправилно нанесене честице које указују на пренос Fe са челичне плоче на блок испитиваног материјала. Код OM', може се видети веома мали број белих честица пренесеног материјала, док се код композита, пренос материјала јавио у већој мери. Такође, може се приметити да се код композита највише честица Fe нагомилало око SiC честица.



Слика 5.39. Похабане површине: а)  $OM'$ , б)  $K5$  за нормално оптерећење од 100 N

У циљу потврде преноса материјала, извршена је *EDS* анализа похабане површине  $K5$ , која је приказана на слици 5.40.



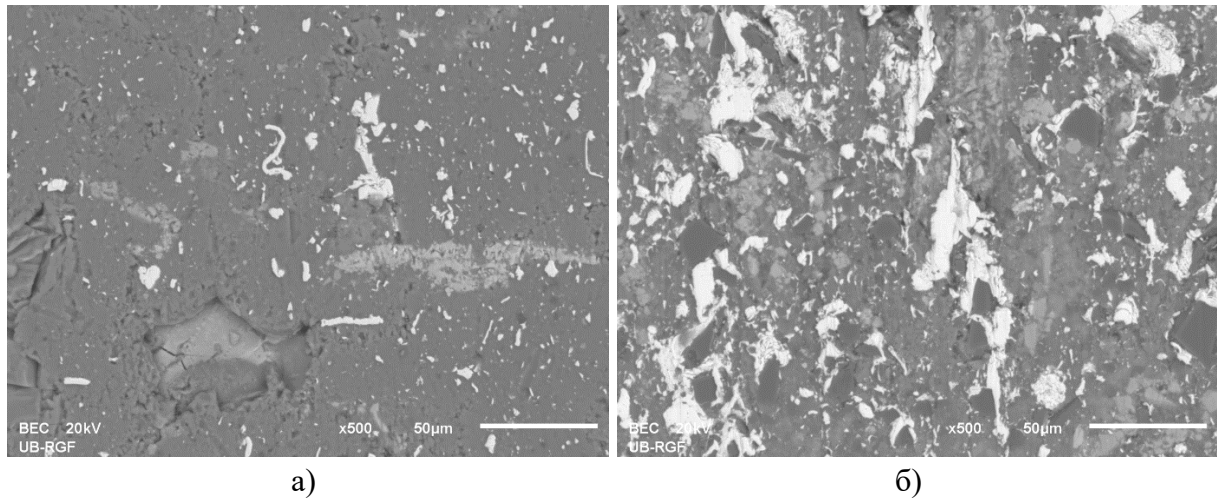
Слика 5.40. *EDS* анализа у трагу хабања  $C5$  за нормално оптерећење од 100 N

$Fe$  честице нанесене око тврдих  $SiC$  честица, примећене су код композита  $K5$  (слика 5.40. *Spectrum 1*). Нанос  $Fe$  честица, примећен је и око честице  $Gr$  (слика 5.40. *Spectrum 2*).



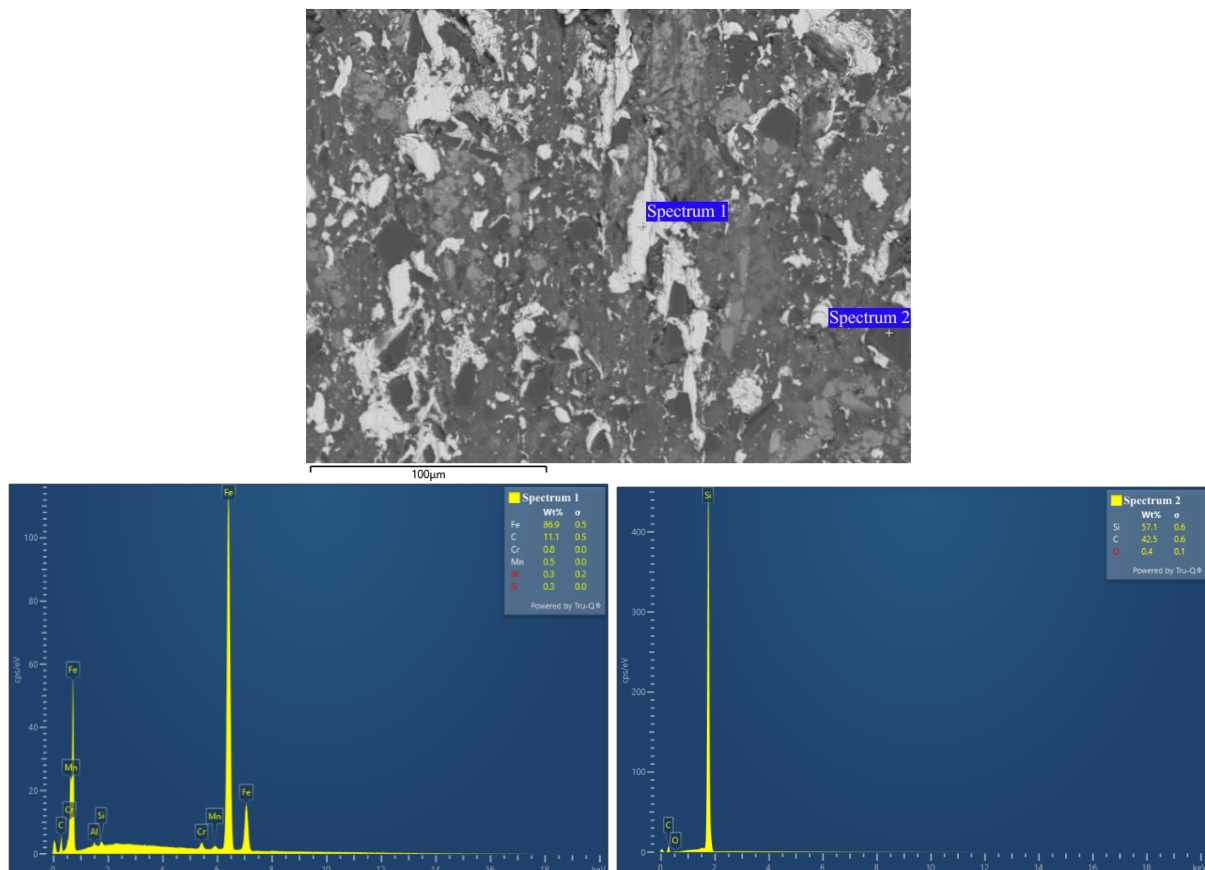
**Анализа похабаних површина за нормално оптерећење од 300 N**

Поред анализе похабаних површина за нормално оптерећење од 100 N, извршена је и анализа површина при нормалном оптерећењу од 300 N (слика 5.41.). Већи наноси белих честица примећени су код композита K1–K5.



**Слика 5.41.** Похабане површине: а) OM', б) K5 за нормално оптерећење од 300 N

Највеће присуство белих честица Fe при нормалном оптерећењу од 300 N, примећено је на површини композита K5 (слика 5.41.). За похабану површину овог композита, извршена је EDS анализа у 2 тачке (слика 5.42.).



**Слика 5.42.** EDS анализа у трагу хабања C5 за нормално оптерећење од 300 N

Код OM' може се приметити мање присуство пренесеног материјала у односу на композите, што је последица недостатка тврдих честица као и мање тврдоће OM' у односу на композите. Код OM' за оптерећење од 100 N може се уочити поломљена и делимично уклоњена честица примарног Si, док се при оптерећењу од 300 N може запазити да је дошло до чупања честице примарног Si.

Пренос Fe се вршио у правцу клизања и могло се приметити да је највише честица Fe (слика 5.42. *Spectrum 1*) концентрисано око тврдих честица SiC (слика 5.42. *Spectrum 2*). Потврдом велике количине пренесеног материјала са челичне плоче на композит K5, може се претпоставити да је главни механизам хабања адхезија, која се одликује трансфером материјала по контактної површини.

За нормално оптерећење од 100 N примећене су беле честице мањих димензија распоређене по целој контактної површини, што указује на то да је количина пренесеног материјала већа у односу на основни материјал што је последица крупних SiC честица. Порастом нормалног оптерећења, за све композите, повећала се и количина пренесеног материјала. При нормалном оптерећењу од 300 N могле су се уочити веће беле површине које представљају честице пренесеног материјала.

Велика количина пренесеног материјала на композите серије А утиче на мерења похабане масе. Присуство велике количине честица Fe утиче на смањење коефицијента трења, јер доводи до смањења контакта SiC честица и челичне плоче.

## 6. МЕТОДЕ ОПТИМИЗАЦИЈЕ

Конвенционални експериментални приступи покушаја и грешке (*trial-and-error*), често се покажу неадекватним и неефикасним. Штавише, експериментисање са сваком могућом комбинацијом параметара захтева и ресурсе и време и ово су разлози зашто примена напредних техника оптимизације постаје императив.

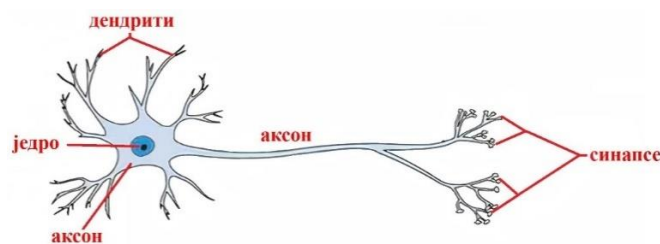
У свету и индустрији се све више користи вештачка интелигенција (*Artificial Intelligence – AI*). Због доказане тачности, ефикасности у контроли, процени, оптимизацији, доношењу одлука, предвиђању и многим другим применама, једној *AI* техници се посвећује све више пажње јер се може користити за постизање брже одрживости и развоја индустрије. Та техника су вештачке неуронске мреже (*Artificial Neural Networks – ANN*).

Употреба *ANN* у предвиђању понашања материјала се стално шири. Вештачке неуронске мреже се често користе за моделирање сложених нелинеарних односа и проблема са широким експерименталним скупом података, али нека истраживања су показала да се могу користити, са високом поузданошћу, за мале скупове података. *ANN* предвиђање механичких и триболошких својстава легура алуминијума (AA 1100) ојачаних са 6% пепела пиринчане љуске (*Rice Husk ash – RHA*), пепела шећерне трске (*Bagasse Ash – BA*), пепела кокосове љуске (*Coconut Shell Ash – CSA*), ZnO, љуске јајета (*eggshell*) и произведених поступком добијања у течном стању, спровели су Нагарај (*Nagaraj*) и Гопалакришнан (*Gopalakrishnan*) [246]. Излазни параметри су били масени губици при хабању и коефицијент трења, а спроведено је 54 експеримента за различито нормално оптерећење, брзину клизања и кумулативно време. Закључено је да се *ANN* може успешно користити за предвиђање губитака при хабању и коефицијента трења посматраних материјала са тачношћу од 94%. Мишра (*Mishra*) и остали [247], развили су *ANN* модел како би било извршено предвиђање механичких карактеристика Al-Si-Mg легура и како би се установила зависност између параметара процеса и механичких карактеристика. Параметри процеса, односно улазни параметри, били су хемијски састав легуре (Si, Mg, Mn, Ti, Zn, Fe и Cu), примењен модификатор (Sr, Sc, Re и La), поступак добијања (ливење мешањем, ливење у калупу, ливење под високим притиском, ливење под ниским притиском, реоливење и ливење гњечењем) и термичка обрада (температура и време). Број скривених слојева био је један, док је број неурона у скривеном слоју вариран од 9 до 13 неурона. Као излаз из мреже, посматрани су затезна чврстоћа, тврдоћа, издужење и граница течења материјала понаособ. Добијене предвиђене вредности одступале су од експерименталних за приближно  $\pm 10\%$ , што указује на добру корелацију између ових вредности. Кумар (*Kumar*) и остали [248], применили су *ANN* за оптимизацију масених губитака при хабању легуре A390. Мрежа се састојала од три улаза: оптерећења, времена и брзине клизања, два скривена слоја и једног излаза (масени губици). Након тренирања мреже, добијено је добро поклапање резултата *ANN* са експерименталним резултатима. Многи истраживачи комбинују *ANN* и друге методе оптимизације, као што су Тагучи (*Taguchi*), Тагучи и сива релациона анализа (*Taguchi-grey*, Тагучи-греј), оптимизација ројева честица (*Particle Swarm Optimization – PSO*), оптимизација помоћу резултујућих површина (*Response Surface Methodology – RSM*) и др. Ајитх Арул (*Ajith Arul*) и остали [249], применили су *ANN* и Тагучи-греј за предвиђање вишеструких одговора и оптимизацију контролних фактора у млевењу хибридних композита Al5059+SiC (5, 10, 15%)+MoS<sub>2</sub> (2%). Од свих уочених утицајних фактора (мас.% SiC, величина SiC, брзина резања, брзина помака, дубина резања),

најутицајнији је био проценат SiC на брзину уклањања материјала и храпавост површине. Истраживања су показала да се са повећањем мас.% SiC, повећава храпавост површине, температура и сила резања, док се брзина уклањања материјала смањује. Већа величина честица SiC смањује храпавост површине, температуру и силу резања, повећавајући брзину уклањања материјала. Развијени ANN модел показује боље карактеристике од регресионог модела. Оптимални фактори, идентификовани помоћу сиве релационе анализе (*Grey relational analysis – GRA*), укључују нижи проценат ојачавача, брзину, корак алата, дубину резања и већу величину честица, при чему су мас.% SiC, брзина помака и дубина резања најутицајнији фактори. Потврда експеримента указује на повећање вредности сиве релационе оцене (*Grey relation grade – GRG*) од 0,215 [249]. Оптимизацију понашања хабања композита са епоксидном смолом, ојачаних ланеним влакнима, пуњених графенским наноплочама у вакууму, само са Тагучи-греј анализом, применили су Камарац (*Kamaraj*) и остали [250]. Применом Тагучи L9 ортогоналне матрице, идентификовани су оптимални фактори: оптерећење од 30 N, брзина обртања  $240 \text{ min}^{-1}$  и пређени пут 5100 m. Анализа је показала да брзина клизања има значајан утицај на хабање композита са 76,58%, што је довело до потврђеног побољшања GRG од 31,31%. Хусеин (*Hussain*) и остали [251], применили су Тагучи-греј анализу ради оптимизације фактора металургије праха који утичу на густину и тврдоћу  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Cu}$  композита. Коришћењем Тагучи L18 ортогоналне матрице, време мљевања, притисак сабијања, температура синтеровања и време држања су варирани. Притисак сабијања се појавио као најутицајнији фактор на густину (утицај од 80,22%). Потврдом експеримента, доказана је ефикасност Тагучи-греј оптимизације, наглашавајући поједностављени процес оптимизације који нуди кроз Монте Карло моделе симулације и дизајн ортогоналних матрица [251]. Деј Д. (*Dei D.*) и остали [252], користили су сиву релациону анализу да би проценили триболошко понашање  $\text{Al}_{2024}\text{-TiB}_2$  композита. Значај сваког фактора је процењен коришћењем ANOVA анализе. На основу Тагучи-греј приступа, оптимална комбинација фактора је одређена као: 9 мас.%  $\text{TiB}_2$  ојачавача, оптерећење од 10 N, брзина клизања 2 m/s и пређени пут 1000 m. Ова оптимална комбинација је доказана путем експеримента, демонстрирајући ефикасност Тагучи-греј методе у оптимизацији триболошког понашања  $\text{Al}_{2024}\text{-TiB}_2$  композита [252].

## 6.1. Вештачке неуронске мреже

Почетак ANN се у литературама различито наводи; у неким изворима пише да су представљене 1943. године [253,254], док у другим постоји податак да је то било 50-их година прошлог века [255]. ANN су настале у жељи да се разуме рад људског мозга и да се симулирају неке од његових способности и самим тиме, структура вештачког неуронског система је веома слична структури биолошких неурона. Упрошћен изглед биолошког неурона приказан је на слици 6.1.



Слика 6.1. Структура биолошког неурона [256]

Разумевање биолошких неурона и начина њиховог функционисања није потпуно, али основна функција која доприноси способности учења примењује се у вештачким неуронским мрежама. Преко дендрита неурон прима информације, оне се у телу нервне ћелије обрађују и шаљу даље преко аксона, који на својим крајевима имају гране ради повезивања са другим неуронима. Укратко, дендрити су улаз који прима податке, а аксони су излаз који се, преко синапси, повезује са осталим неуронима и преноси податке даље. Као и рад биолошке неуронске мреже, и рад *ANN* је тешко објаснити. Нека најједноставнија и непотпуна дефиниција би била да су *ANN* механизам који аутоматски учи о повезаности између улазних информација, које уносимо и излазних, које нас занимају [257]. Вештачки неурон је основни елемент *ANN*; то је модел чије је понашање засновано на понашању биолошких неурона. Изглед вештачког неурона *ANN* је дат на слици 6.2. Сваки вештачки неурон се састоји од улазних импулса (параметара)  $X_i$ ; сваки улаз има придружену тежину, односно тежински фактор (weights)  $W_i$  који дефинише његову релативну важност, функције сумирања  $\Sigma$ , односно сабирање свих улаза и израчунавање излаза, активационе функције  $f$ , пристрасности-праг (*bias*)  $B$  са својом тежином  $w_0$  која се дефинише као константа независна од улаза и адаптира се кроз учење. Оваква једноставна јединица обраде, у којој се пренос података одвија у једном смеру (од улаза ка излазу – *feed-forward*), назива се „перцептрон”. Често се активационе функције и преносне функције користе као синоними. Активациона функција се користи код самог неурона и одређује начин на који ће неурон реаговати на долазну информацију и пренети је на остале неуроне. Преносне функције служе да се нелинеарна зависност слоја сведе на линеарни излаз. Неурони организовани у одређену архитектуру чине неуронску мрежу. Свака мрежа се састоји од улазног и излазног слоја између којих се налази један или више скривених слојева (слика 6.2.). Постоји велики број архитектура *ANN*, али најчешће коришћена је вишеслојна перцептрон мрежа. Најједноставнија оваква мрежа се састоји од три слоја: улазног, скривеног и излазног слоја. Подаци улазе у мрежу преко улазног слоја, пролазе кроз скривени слој и излазе преко излазног слоја, при чему су сви неурони исти и неурони у једном слоју су повезани са неуронима у следећем слоју, тј. излаз из једног слоја је улаз у следећи. Улазни сигнали ( $X_1 \dots X_n$ ) се комбинују како би се добио излаз помоћу активационе функције. Излаз неурона скривеног слоја се рачуна као [247,258–260]:

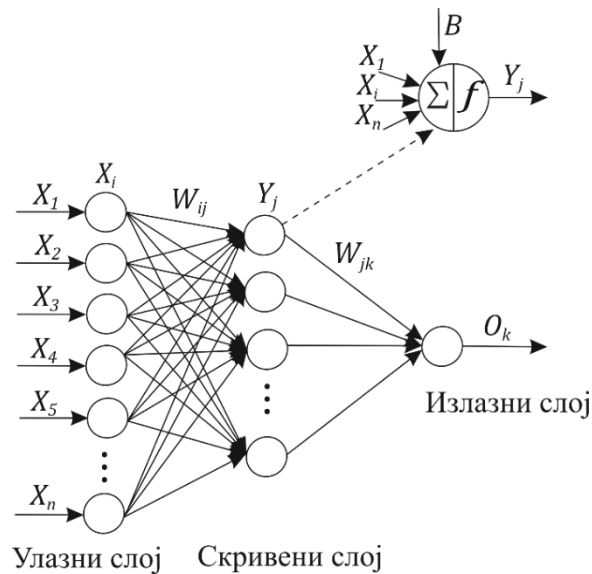
$$Y_j = f\left(\sum_{i=0}^n W_{ij}X_i\right) + B, \quad (6.1)$$

где су:  $n$  – број улазних неурона,  $W_{ij}$  – повезаност између  $i$ -тог неурона улазног слоја и  $j$ -тог неурона у скривеном слоју,  $B$  – праг  $j$ -тог неурона скривеног слоја,  $X_i$  – улаз  $i$ -тог неурона.

После израчунавања излаза из скривеног слоја, могуће је израчунати излазе неурона излазног слоја према обрасцу [253]:

$$O_k = f\left(\sum_{j=1}^n W_{jk}Y_j\right) + B, \quad (6.2)$$

при чему  $W_{jk}$  представља повезаност између  $j$ -тог неурона скривеног слоја и  $k$ -тог неурона у излазном слоју, док је  $B$  праг неурона излазног слоја.



Слика 6.2. Изглед неуронске мреже

Као што је већ напоменуто, *ANN* се не програмирају, већ уче кроз тренирање мреже. Најчешће коришћени алгоритми учења код вишеслојних мрежа су алгоритми са пропацијом грешке уназад (*Backpropagation algorithm*); таквих алгоритама има пуно, а највише се користи Левенберг-Марквардт (*Levenberg-Marquardt, LM*). Мреже са алгоритмом учења са пропацијом грешке уназад превазилазе ограничења које имају једнослојне перцептронске мреже [258,261]. Мрежа је обучена да одговара улазима и циљаним излазима. Током тренинга *ANN*, мрежа се прилагођава улазним подацима и циљаном излазу. Уобичајено је да се побољшање генерализације аутоматски заустави када мрежа заврши са тренирањем. Ово се може уочити кроз повећање вредности корена средњег квадрата грешке (*Root Mean Squared Error – RMSE*). Вредност *RMSE*, указује на корелацију између излаза мреже и циљаних вредности [262].

После израчунавања излаза из скривеног слоја и излазног слоја према обрасцима (6.1) и (6.2), тј. на самом крају, могуће је израчунати коефицијент детерминације ( $R^2$ ), који представља просечно квадратно одступање између излаза мреже ( $\hat{y}_i$ ) и циљане вредности ( $y_i$ ) и израчунава се по обрасцу [262,263]:

$$R^2 = 1 - \frac{\sum_i (y_i - \hat{y}_i)^2}{\sum_i (\hat{y}_i)^2}, \quad (6.3)$$

односно *RMSE* се може израчунати према обрасцу [263]:

$$RMSE = \sqrt{\sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_i)^2}, \quad (6.4)$$

где је:  $n$  – укупан број података коришћених за тренирање и тестирање.

Предности коришћења *ANN* су [259]:

- адаптивно учење,
- самоорганизовање,
- оператори у реалном времену,
- толеранција грешака,

- класификација,
- генерализација,
- стабилност и флексибилност.

Поред свих ових предности, постоје и недостаци *ANN* у односу на конвенционалне системе, и то [259]:

- не постоје посебна правила или смернице за пројектовање мреже како би се обезбедила оптимална употреба,
- није могуће разумети физику проблема користећи *ANN*, односно углавном није могуће повезати параметре или структуру мреже са параметрима процеса,
- тачност резултата умногоме зависи од величине података коришћених за обуку мреже,
- обука мреже може бити тешка или чак и немогућа,
- предвиђање будућег понашања мреже (генерализација) је немогућа.

Данас се *ANN* користе у медицини, индустрији, биологији, историји, војној индустрији, за машинско учење и др.

### 6.1.1. Резултати предвиђања *ANN* за серију материјала А

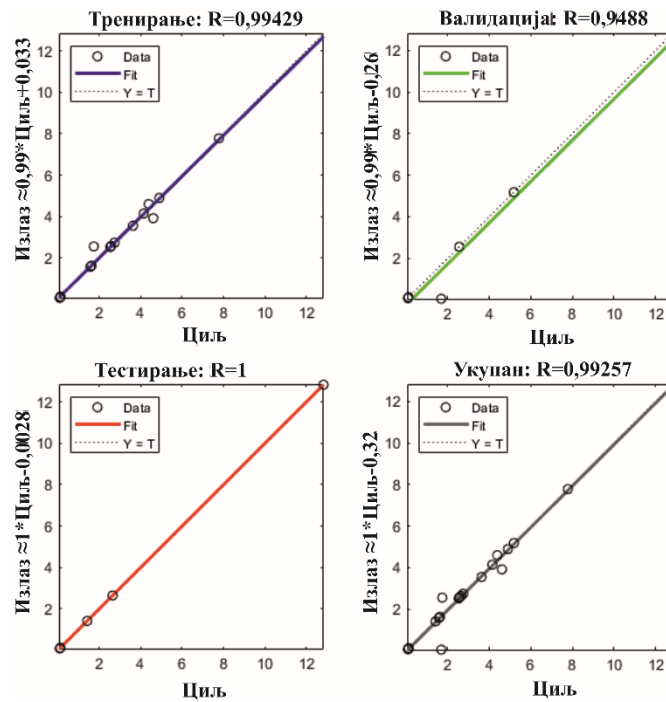
За предвиђање интензитета хабања и коефицијента трења помоћу *ANN* биће коришћен програм *MATLAB R2021a* [264]. Први корак *ANN* анализе је увоз улазних фактора и жељених вредности излаза у програм, а затим се приступа избору броја неурона у скривеном слоју, као и броја скривених слојева. Број скривених слојева је углавном један, осим код неких веома захтевних задатака, док је број неурона у скривеном слоју искуствен, што значи да треба тренирати више неуронских мрежа са различитим бројем неурона у скривеном слоју да би се добио излаз што приближнији циљаним вредностима.

Као улаз за тренирање мреже коришћена су два фактора, и то: материјал (ОМ' и композити К1–К5) и нормално оптерећење (100 N, 200 N и 300 N). Као излаз за тренирање (циљани подаци), коришћени су интензитет хабања и коефицијент трења истовремено. У табели 6.1. приказане су трениране мреже са преносним функцијама, као и укупан регресиони коефицијент добијен њеним тренирањем.

**Табела 6.1.** Трениране мреже материјала серије А

Преносна функција	logsig							
Бр. неурона	5	10	15	20	25	30	35	40
Укупан коеф. <i>R</i>	0,93726	0,98862	0,91701	0,94531	0,97402	0,97636	0,88957	0,87595
Преносна функција	tansig							
Бр. неурона	5	10	15	20	25	30	35	40
Укупан коеф. <i>R</i>	0,97409	0,938	0,94737	0,91343	0,97249	0,97033	0,78048	<b>0,99257</b>

Најбољи регресиони коефицијент је онај који је најприближнији броју 1. Према табели 6.1., најбољи укупан регресиони коефицијент (0,99257), имала је мрежа са 40 неурона у скривеном слоју и преносном функцијом *tansig*. Регресиони коефицијенти добијени за тренирање, тестирање и валидацију, као и укупан регресиони коефицијент ове мреже, дати су на слици 6.3.



Слика 6.3. Регресиони коефицијент добијен тренирањем ANN за серију материјала А

Табела 6.2. Експериментални резултати и предвиђање ANN за серију материјала А

Улазни подаци		Излазни подаци-Експеримент		ANN предвиђање		Грешка [%]	
Материјал	Норм. опт. [N]	Инт.хаб. $\times 10^{-5}$ mm <sup>3</sup> /m	Коеф. трења	Инт. хаб. $\times 10^{-5}$ mm <sup>3</sup> /m	Коеф. трења	Инт. хаб.	Коеф. трења
OM'	100	5,1862	0,0898	5,1862	0,0876	0,0000	2,4499
OM'	200	7,7800	0,1146	7,7812	0,1127	-0,0154	1,6579
OM'	300	12,8312	0,1225	12,8299	0,1084	0,0101	11,5102
K1	100	1,6296	0,0958	1,6329	0,0860	-0,2025	10,2296
K1	200	2,7449	0,1161	2,7452	0,1255	-0,0109	-8,0965
K1	300	4,8999	0,1239	4,8992	0,1339	0,0143	-8,0710
K2	100	1,4172	0,0947	1,4181	0,0908	-0,0635	4,1183
K2	200	2,6479	0,1176	2,6475	0,1224	0,0151	-4,0816
K2	300	4,6096	0,1252	3,9222	0,1072	14,9124	14,3770
K3	100	1,7399	0,0921	2,5591	0,0744	-47,0832	19,2182
K3	200	2,5806	0,1182	2,5806	0,1174	0,0000	0,6768
K3	300	4,3883	0,1261	4,6040	0,1050	-4,9153	16,7328
K4	100	1,6919	0,0918	0,0562	0,1081	96,6783	-17,7560
K4	200	2,5587	0,1236	2,5590	0,1333	-0,0117	-7,8479
K4	300	4,1473	0,1272	4,1449	0,1232	0,0579	3,1447
K5	100	1,5762	0,113	1,5773	0,1090	-0,0698	3,5398
K5	200	2,5332	0,1255	2,5305	0,1156	0,1066	7,8884
K5	300	3,6297	0,1281	3,5563	0,1240	2,0222	3,2006

На основу слике 6.3. и табеле 6.2. може се закључити да се тренирана мрежа може, са великом поузданошћу, користити за предвиђање интензитета хабања и коефицијента



трења серије материјала А. Резултати предвиђања ове мреже биће упоређени са Тагучи-греј анализом у поглављу 6.2.3.

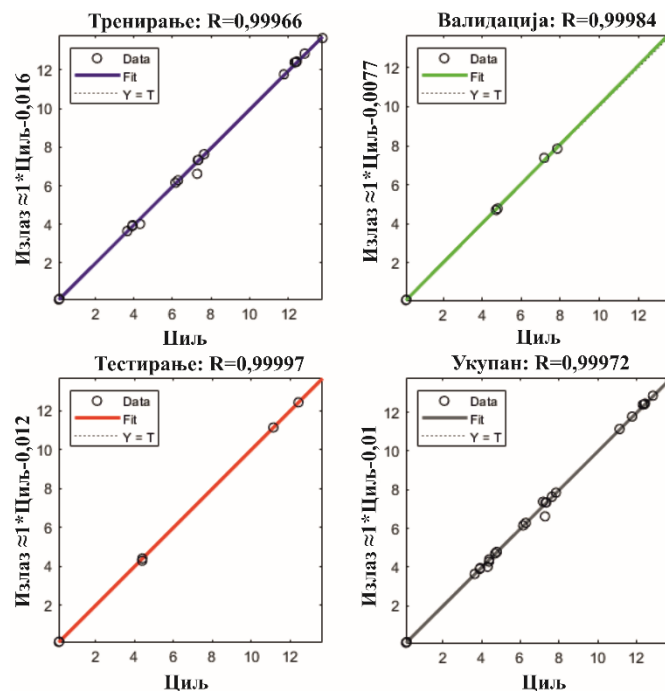
### 6.1.2. Резултати предвиђања ANN за серију материјала Б

Формирање мрежа за предвиђање понашања материјала серије Б је текло на исти начин као и код претходне серије материјала. Као улаз за тренирање мреже, коришћена су три фактора, и то: врста ојачавача са кодираним вредностима (1 – без ојачавача; 2 – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 3 – SiC; 4 – Gr), мас.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0; 0,5) наночестица и нормално оптерећење (100, 200 и 300 N). Удео честица ојачавача Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiC/Gr био је 3 мас.%. Посматрано је укупно 8 материјала (OM” и C1–C7) и као излаз за тренирање (циљани подаци), коришћени су интензитет хабања и коефицијент трења истовремено. У табели 6.3., приказане су трениране мреже са преносним функцијама, као и укупан регресиони коефицијент добијен њиховим тренирањем за серију материјала Б.

Табела 6.3. Трениране мреже за серију материјала Б

Преносна функција	logsig							
Бр. неурона	5	10	15	20	25	30	35	40
Укупан коеф. <b>R</b>	0,99757	0,98646	0,9992	0,98775	0,98532	0,99734	0,98747	<b>0,99972</b>
Преносна функција	tansig							
Бр. неурона	5	10	15	20	25	30	35	40
Укупан коеф. <b>R</b>	0,99798	0,99534	0,98403	0,98889	0,99546	0,90987	0,97418	0,98964

Најбољи резултат односно највиши регресиони коефицијент, добијен је за мрежу са 3-40-2 архитектуром и *logsig* преносном функцијом. На слици 6.4., приказан је регресиони коефицијент за тренирање, валидацију, тестирање, као и укупан регресиони коефицијент добијен тренирањем поменуте мреже.



Слика 6.4. Регресиони коефицијент добијен тренирањем ANN за серију материјала Б

Регресиони коефицијенти, приказани на слици 6.4., имају вредности доста блиске јединици, па се може закључити да ова мрежа може успешно да се користи за предвиђање интензитета хабања и коефицијента трења серије материјала Б.

Предвиђене вредности интензитета хабања су доста блиске експерименталним вредностима, што се може уочити и у табели 6.4. У истој табели може се приметити да су одступања предвиђених вредности коефицијента трења од експерименталних мало већа.

**Табела 6.4.** Експериментални резултати и предвиђање *ANN* за серију материјала Б

Улазни подаци				Излазни подаци- Експеримент		<i>ANN</i> предвиђање		Грешка [%]	
Број експеримента	Ојачавач*	мас. % $Al_2O_3$ нано	Нормално Оптерећење [N]	Инт. хаб. $\times 10^{-5} mm^3/m$	Коеф. трења	Инт. хаб. $\times 10^{-5} mm^3/m$	Коеф. трења	Инт. хаб.	Коеф. трења
2	1	0	200	6,2826	0,1109	6,2826	0,1109	0,0000	0,0000
3	1	0	300	12,6035	0,1175	13,6582	0,1191	-8,3683	-1,3617
4	1	0,5	100	4,7872	0,0927	4,7872	0,0927	0,0000	0,0000
5	1	0,5	200	7,2794	0,1021	6,6219	0,1102	9,0323	-7,9334
6	1	0,5	300	12,5568	0,1132	12,8557	0,1132	-2,3804	0,0000
7	2	0	100	3,9305	0,1071	3,9540	0,0947	-0,5979	11,5780
8	2	0	200	7,3077	0,1243	7,3276	0,1094	-0,2723	11,9871
9	2	0	300	13,6671	0,1342	12,4056	0,1342	9,2302	0,0000
10	2	0,5	100	3,9063	0,1063	3,9063	0,1063	0,0000	0,0000
11	2	0,5	200	7,6366	0,1122	7,6366	0,1122	0,0000	0,0000
12	2	0,5	300	12,3814	0,1328	12,3914	0,1389	-0,0808	-4,5934
13	3	0	100	4,3165	0,1023	4,0138	0,0933	7,0126	8,7977
14	3	0	200	7,3432	0,1170	7,3432	0,1170	0,0000	0,0000
15	3	0	300	12,4216	0,1248	12,4216	0,1248	0,0000	0,0000
16	3	0,5	100	4,7056	0,1077	4,7056	0,1077	0,0000	0,0000
17	3	0,5	200	7,8468	0,1176	7,8468	0,1176	0,0000	0,0000
18	3	0,5	300	11,0858	0,1227	12,4492	0,1227	-12,2986	0,0000
19	4	0	100	3,8974	0,1079	3,6458	0,1055	0,0000	0,0000
20	4	0	200	6,0672	0,1161	6,1497	0,1121	0,0000	0,0000
21	4	0	300	12,3262	0,1279	11,1316	0,1231	-8,3683	-1,3617
22	4	0,5	100	4,3213	0,1124	4,2809	0,1115	0,0000	0,0000
23	4	0,5	200	7,6719	0,1159	7,3762	0,1118	9,0323	-7,9334
24	4	0,5	300	10,8609	0,1229	11,7769	0,1191	-2,3804	0,0000

\* **1** – OM (без ојачавача); **2** –  $Al_2O_3$ ; **3** – SiC; **4** – Gr

На основу *ANN* анализе и упоређивања добијених вредности са експерименталним резултатима, може се закључити да се мрежа са 3-40-2 архитектуром може успешно користити за предвиђање понашања интензитета хабања и коефицијента трења серије материјала Б.

## 6.2. Тагучи метода и сива релациона анализа

### 6.2.1. Тагучи анализа

Тагучи метода оптимизује квалитет производа кроз статистички дизајн параметара, док минимизира експерименте у инжењерској индустрији. У оквиру инжењерске индустрије најважнији циљ је доследна производња производа високог квалитета, почевши од прелиминарних концепата и напредујући кроз фазе пројектовања и инжењеринга [265].

Тагучи експериментални дизајн је статистичка техника која се користи да истражи како варијације улазних фактора утичу на излазе – одговоре експеримента. Циљ ове методе је да прецизно одреди најбоља подешавања процеса која минимизирају варијабилност ових излаза. Овај приступ омогућава испитивање изабраних фактора са минималним бројем експеримената коришћењем ортогоналне матрице [155,172]. Генерално, Тагучи методологија прати низ критичних фаза, које обухватају идентификацију фактора и њихових одговарајућих нивоа, спровођење експеримената коришћењем табеле ортогоналне матрице, процену односа сигнал-шум (*signal-to-noise* –  $S/N$ ), одређивање табеле излаза и примену *ANOVA* анализе.

У Тагучи методи,  $S/N$  однос се користи за мерење карактеристика квалитета које одступају од жељених вредности.  $S/N$  однос се тумачи као однос средње вредности сигнала према стандардној девијацији вредности шума и користи се за одређивање ранга улазних фактора процеса. У анализи  $S/N$  односа, користе се три типа карактеристика квалитета: „веће је боље“, „мање је боље“ и „номинално је боље“ (једначине (6.5)–(6.7)) [265,266]. У зависности од циља излаза, бира се одговарајућа карактеристика квалитета.

$$S/N = -10 \log \left( \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{1}{y_i^2} \right), \quad (6.5)$$

$$S/N = -10 \log \left( \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i^2 \right), \quad (6.6)$$

$$S/N = -10 \log \left( \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{\bar{y}^2}{S^2} \right), \quad (6.7)$$

где су:  $y_i$  –  $i$ -та посматрана вредност излаза,  $n$  – број експеримената,  $\bar{y}$  – просечна вредност излаза,  $S$  – одступање карактеристика од  $\bar{y}$  односно варијанса.

Тагучи метода уместо прилагођавања математичких модела подацима, добијеним ортогоналном матрицом, примењује *ANOVA* анализу – статистичку методу која квантификује варијабилност података прикупљених његовом варијансом. Након тога, одређује се колики део варијансе може да се објасни чињеницом да је сваки од фактора променио своја подешавања. *ANOVA* помаже да се потврди значај фактора у смислу њиховог доприноса [265–268]. Завршна фаза обухвата потврду експеримента, који се спроводи на основу процењених вредности параметара процеса према једначини:

$$\hat{\eta}_{opt} = \eta + \sum_{i=1}^p (\hat{\eta}_{i,opt} - \eta), \quad (6.8)$$

где су:  $\eta$  – средњи  $S/N$  однос,  $\hat{\eta}_{i,opt}$  – средњи  $S/N$  однос за  $i$ -ти фактор оптималног нивоа и  $p$  – број фактора који значајно утичу на посматрану карактеристику квалитета.

## 6.2.2. Сива релациона анализа

Постоји много метода које се користе за оптимизацију; једна од њих је већ поменута Тагучи метода. Међутим, када постоји више излаза из неког процеса, ова метода не може да изврши истовремену оптимизацију истих, односно вишекритеријумску оптимизацију. За вишекритеријумску оптимизацију користи се новија методологија, која се састоји од комбинације Тагучи и сиве релационе анализе и често се зове Тагучи-греј.

*GRA* је приступ вишекритеријумске оптимизације, која се користи за процену скоро оптималних односа између излаза. Настала је 1982. године објављивањем неколико научних радова професора Ђулонг Д. (*Julong D.*) о теорији сивог система. Системи којима недостају информације, као нпр. о структури, оперативном механизму и понашању, називају се сиви системи. Неки од примера сивих система су људско тело, пољопривреда, привреда, и др. Може се рећи да је теорија сивих система интердисциплинарна, јер се понаша као мост између природних и друштвених наука. Овај концепт се успешно примењује у Кини, посебно у областима као што су пољопривреда, екологија, метеорологија, медицина, индустрија, геологија, хидрологија, војна наука, спорт, саобраћај, менаџмент, наука о материјалима, животна средина, историја, географија, правосудни систем и др., пружајући решења за велики број практичних проблема и изазова присутних у свакодневном животу и свакодневном раду [251,269,270].

Блок дијаграм тока рада *GRA* анализе, приказан је на слици 6.5. и може се видети да је први корак *GRA* анализе нормализација експерименталних резултата. Нормализоване вредности се крећу у границама од 0 до 1. Постоје три врсте нормализације, зависно од функције квалитета, односно зависно од тога да ли нам је битно да излазни подаци буду што мањи, што већи или да је то нека одређена – номинална вредност. Ако је битно да излазни подаци буду што мањи, користи се карактеристика квалитета „мање је боље“ и нормализација се врши према једначини (6.9). За случај када је потребно да излазни подаци буду што већи, користи се карактеристика квалитета „веће је боље“ и нормализација се врши према једначини (6.10). Када је потребно да подаци буду што ближи некој жељеној вредности, користи се карактеристика квалитета „номинално је боље“ и нормализација се ради према једначини (6.11) [271].



Слика 6.5. Кораци при спровођењу *GRA* анализе

$$Y_i^*(k) = \frac{\max Y_i(k) - Y_i(k)}{\max Y_i(k) - \min Y_i(k)}, \quad (6.9)$$

$$Y_i^*(k) = \frac{Y_i(k) - \min Y_i(k)}{\max Y_i(k) - \min Y_i(k)}, \quad (6.10)$$

$$Y_i^*(k) = \frac{|Y_i(k) - Y^0|}{\max\{\max Y_i(k) - Y^0, Y^0 - \min Y_i(k)\}}, \quad (6.11)$$

где у случају више одговора,  $k$  представља редни број одговора,  $Y_i^*(k)$  је нормализована вредност одговора,  $\max Y_i(k)$  и  $\min Y_i(k)$  су максимална и минимална вредност одговора експеримента,  $Y_i(k)$  је референтна вредност, док је  $Y^0$  номинална – жељена вредност.

Након нормализације података, сиви релациони коефицијент појединачног одговора  $\xi_i(k)$  може се израчунати на следећи начин [272]:

$$\xi_i(k) = \frac{\Delta_{min} - \zeta \Delta_{max}}{\Delta_{oi}(k) - \zeta \Delta_{max}}, \quad (6.12)$$

где су:  $\Delta_{oi}(k)$  – одступање од референтне вредности добијене једначином (6.13),  $\zeta$  – коефицијент разликовања који се налази у опсегу  $0 \leq \zeta \leq 1$  и обично је једнак 0,5;  $\Delta_{min}$  и  $\Delta_{max}$  – минималне и максималне вредности одступања. Једначина за израчунавање референтне вредности  $\Delta_{oi}(k)$  гласи [272]:

$$\Delta_{oi}(k) = |Y_0^*(k) - Y_i^*(k)| \quad (6.13)$$

где су:  $Y_0^*(k)$  – референтна нормализована вредност и  $Y_i^*(k)$  – упоредна нормализована вредност. Референтна нормализована вредност износи 0 или 1, зависно од карактеристике квалитета; за карактеристику квалитета „мање је боље“, ова вредност је једнака 1.

*GRA* комбинује више излаза у један, који се назива сива релациона оцена (*GRG*). *GRG* даје однос између два или више одговора и може се израчунати помоћу следеће једначине [271]:

$$\gamma_i = \frac{1}{k} \sum_{i=1}^n \xi_i(k), \quad (6.14)$$

где су:  $k$  – број одговора (број посматраних излазних величина) и  $n$  – број експеримента.

Када сваки одговор има своју тежину ( $W_k$ ), онда се *GRG* може израчунати на следећи начин:

$$\gamma_i = \sum_{i=1}^n W_k \xi_i(k). \quad (6.15)$$

На крају анализе, вредности се рангирају од највеће до најмање како би се добила најбоља комбинација фактора уноса и одговора.

У овом истраживању интензитета хабања и коефицијента трења, преферирају се ниже вредности за оба триболошка својства, што захтева да се њихова нормализација врши за карактеристику квалитета „мање је боље“ према једначини (6.9).

### 6.2.3. Резултати Тагучи-греј анализе серије материјала А

Пре Тагучи-греј анализе, потребно је применити дизајн експеримента. За дизајн експеримента селектована су два фактора. Посматрани фактори су били следећи: материјал и нормално оптерећење. Један фактор је био на шест нивоа (материјал), док је други фактор био на три нивоа (нормално оптерећење). Фактори и њихови нивои су дати у табели 6.5.

Табела 6.5. Утицајни фактори и њихови нивои за серију материјала А

Фактор	Јединица	Ниво I	Ниво II	Ниво III	Ниво IV	Ниво V	Ниво VI
Материјал (А)	-	ОМ' (1)	К1 (2)	К2 (3)	К3 (4)	К4 (5)	К5 (6)
Нормално оптерећење (В)	N	100 (1)	200 (2)	300 (3)	-	-	-

Експериментални резултати за интензитет хабања ( $WR$ ) и коефицијента трења ( $CoF$ ), добијени су према Тагучи ортогоналној матрици  $L_{18}$ , приказаној у табели 6.6. у оквиру које су дате и вредности  $S/N$  односа за посматране излазе добијене  $ANOVA$  анализом, док су са А и В означени фактори из табеле 6.5.

Табела 6.6. Резултати Тагучи-греј анализе

Фактори		Експеримент		Тагучи		GRA	
A	B [N]	$WR \times 10^{-5}$ [ $mm^3/m$ ]	CoF	$S/N$ за WR	$S/N$ за CoF	GRG	Ранг
1	100	5,1862	0,0898	-14,2970	20,9306	0,6542	12
1	200	7,7800	0,1146	-17,8196	18,8178	0,4634	17
1	300	12,8312	0,1225	-22,1653	18,2394	0,3353	18
2	100	1,6296	0,0958	-4,2415	20,3772	0,9279	4
2	200	2,7449	0,1161	-8,7704	18,7041	0,7495	10
2	300	4,8999	0,1239	-13,8038	18,1407	0,5788	16
<b>3</b>	<b>100</b>	<b>1,4172</b>	<b>0,0947</b>	<b>-3,0284</b>	<b>20,4758</b>	<b>0,9635</b>	<b>1</b>
3	200	2,6479	0,1176	-8,4579	18,5941	0,7572	9
3	300	4,6096	0,1252	-13,2733	18,0514	0,5949	15
4	100	1,7399	0,0921	-4,8104	20,7120	0,9318	3
4	200	2,5806	0,1182	-8,2343	18,5477	0,7634	6
4	300	4,3883	0,1261	-12,8460	17,9850	0,6080	14
5	100	1,6919	0,0918	-4,5676	20,7431	0,9401	2
5	200	2,5587	0,1236	-8,1603	18,1589	0,7598	8
5	300	4,1473	0,1272	-12,3553	17,9109	0,6230	13
6	100	1,5762	0,1130	-3,9521	18,9430	0,8914	5
6	200	2,5332	0,1255	-8,0733	18,0306	0,7607	7
6	300	3,6297	0,1281	-11,1974	17,8463	0,6599	11

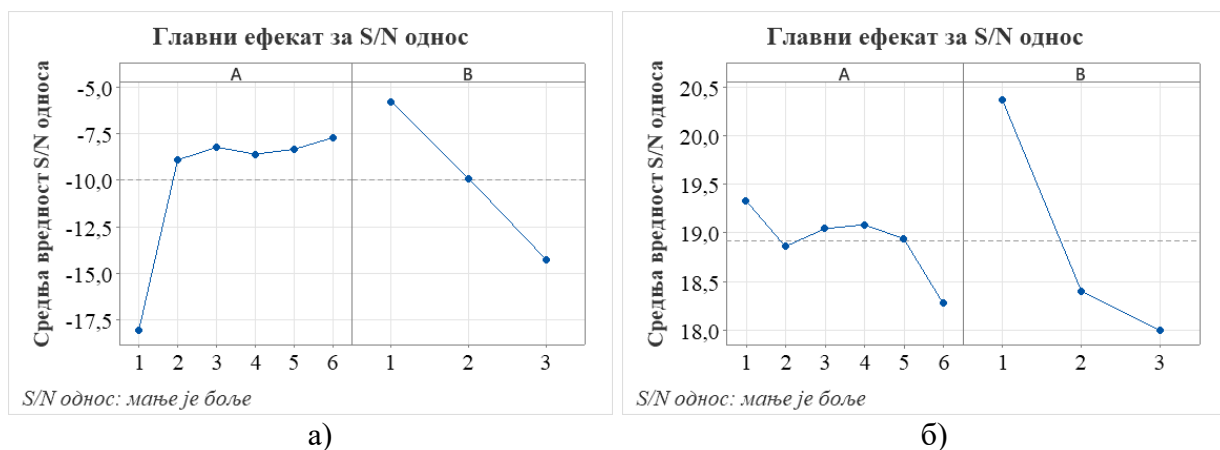
Анализа експерименталних резултата заснива се на процени утицаја фактора, као и на  $ANOVA$  анализи добијених резултата у програмском пакету MINITAB 19. Однос  $S/N$  за постизање минималног интензитета хабања и минималног коефицијента трења, изражен је карактеристиком „мање је боље“ и израчунава се помоћу једначине (6.9). Без обзира на примењену карактеристику квалитета, трансформисани резултати увек се интерпретирају тако да је већа вредност  $S/N$  односа пожељнија. Рангирање утицајних

фактора на интензитет хабања и коефицијент трења, врши се евалуацијом улазних вредности на основу делта вредности, приказане у табели 6.7.

**Табела 6.7.** Резултати анализе за  $S/N$  однос „мање је боље“ за  $WR$  и  $CoF$

Ниво	Интензитет хабања ( $WR$ )		Коефицијент трења ( $CoF$ )	
	А	В	А	В
1	-18,094	-5,486	19,33	20,36
2	-7,397	-9,855	18,86	18,4
3	-7,725	-14,434	19,04	17,99
4	-9,065		19,08	
5	-9,528		18,94	
6	-7,741		18,27	
Делта	10,697	8,948	1,06	2,37
Ранг	1	2	2	1

На основу вредности делта, одређују се рангови утицаја разматраних фактора на посматране излазе. Фактор са највишом вредношћу делта је нормално оптерећење које највише утиче на  $WR$ , док на  $CoF$  већи утицај има материјал. Одређивање оптималне комбинације нивоа фактора појединачно за сваки излаз је могуће користећи графике приказане на слици 6.6.



**Слика 6.6.** Дијаграми  $S/N$  односа: а) главни ефекти за интензитет хабања и б) главни ефекти за коефицијент трења

Посматрањем дијаграма приказаних на слици 6.8. а) и б), који представљају средњи  $S/N$  однос материјала и нормалног оптерећења (А и В), могуће је одредити оптималну комбинацију нивоа фактора. Вредности приказане графиком, засноване су на  $S/N$  односу датом у табели 6.7. Оптимална комбинација нивоа фактора за најнижи интензитет хабања је А6В1, што значи да се минималан интензитет хабања постиже за композит К5 ( $Al_18Si + 0,5\% Al_2O_3 (20-30\text{ nm}) + 10\% SiC (30\text{ }\mu\text{m}) + 3\% Gr (200-800\text{ }\mu\text{m})$ ) при оптерећењу од 100 N. Оптимална комбинација нивоа фактора за коефицијент трења (слика 6.6. б) је А1В1, што значи да се минималан коефицијент трења постиже за ОМ', односно основни материјал при оптерећењу од 100 N. Због малог броја фактора, при овој анализи, није било могуће добити дијаграме интеракција.

$ANOVA$  анализа пружа прецизнији увид у ефекат фактора на сваки појединачно посматрани излаз.  $ANOVA$  је коришћена како би се одредила значајност различитих

фактора на интензитет хабања и коефицијент трења. Ова анализа је спроведена на нивоу поузданости од 95%, што одговара нивоу значајности од 5%, а резултати обухватају суме квадрата,  $F$ -вредности и  $P$ -вредности, потврђујући значајност утицаја сваког контролног фактора на излаз (табеле 6.8. и 6.9.).

**Табела 6.8.** Резултати добијени ANOVA анализом интензитета хабања

Члан	$DF$	$Seq\ SS$	$Adj\ SS$	$Adj\ MS$	$F$	$P$	%
A	5	5	82,96	16,592	14,93	0	62,48
B	2	2	38,7	19,351	17,41	0,001	29,15
Остатак	10	10	11,12	1,112			8,37
Укупно	17	17					100,00

\* $DF$  (*Degree of Freedom*) – степени слободе;  $Seq\ SS$  (*Sequential Sums of Squares*) – секвенцијалне суме квадрата;  $Adj\ SS$  (*Adjusted Sums of Squares*) – прилагођене суме квадрата;  $Adj\ MS$  (*Adjusted Mean Square*) – прилагођени средњи квадрат

**Табела 6.9.** Резултати добијени ANOVA анализом коефицијента трења

Члан	$DF$	$Seq\ SS$	$Adj\ SS$	$Adj\ MS$	$F$	$P$	%
A	5	1,891	1,891	0,3783	2,98	0,067	8,44
B	2	19,256	19,256	9,6282	75,86	0,000	85,90
Остатак	10	1,269	1,269	0,1269			5,66
Укупно	17	22,417					100,00

На основу ANOVA анализе и табеле 6.8., примећује се да фактор А (материјал) има значајан утицај на интензитет хабања са уделом од 62,48%, док фактор В (нормално оптерећење) утиче са 29,15%. У случају коефицијента трења, нормално оптерећење има највећи утицај са уделом од 85,90%, док материјал утиче са 8,44% (табела 6.9.). Једначина регресије за интензитет хабања и коефицијент трења добијена је након анализе и гласи:

$$WR = 6,42 - 3,354 \cdot A + 1,30 \cdot B + 0,479 \cdot A \cdot A + 0,505 \cdot B \cdot B - 0,442 \cdot A \cdot B, \quad (6.16)$$

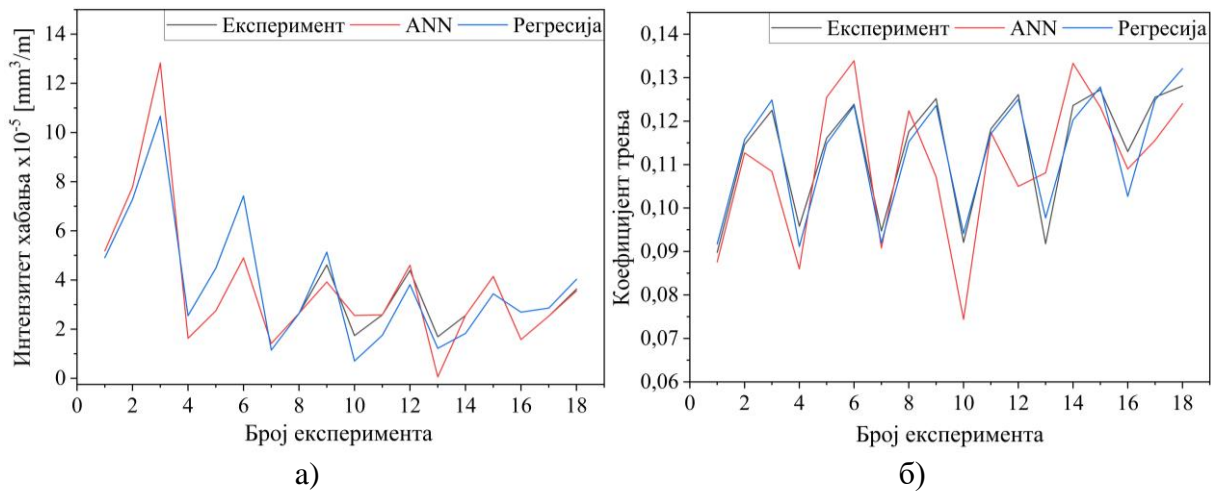
и

$$CoF = 0,05213 - 0,00170 \cdot A + 0,05155 \cdot B + 0,000503 \cdot A \cdot A - 0,00916 \cdot B \cdot B. \quad (6.17)$$

Поређење вредности добијених тренирањем ANN (из поглавља 6.1.1.) и регресионог модела са експерименталним вредностима, приказано је на слици 6.7. Може се приметити да регресионо и ANN предвиђање интензитета хабања показују добру корелацију са експерименталним резултатима (слика 6.7.а). Поређењем резултата за коефицијент трења (слика 6.7.б), може се видети да постоје одступања и регресије и ANN, али се оба модела могу користити са великом поузданошћу.

Одступања добијених резултата ANN и регресије (слика 6.7.) је због саме природе коефицијента трења и интензитета хабања, јер она није линеарна, док ове методе настоје да сложено понашање преведу у линеарно.





Слика 6.7. Поређење добијених експерименталних, ANN и резултата регресије за а) интензитет хабања, б) коефицијент трења

Након Тагучи и ANOVA анализе, приступа се GRA анализи. Ова анализа извршена је применом једначина (6.9)–(6.13). Једначина (6.14), користи се када је утицај свих тежина на излаз једнак, али на основу делта вредности из табеле 6.7., може се приметити да постоји већи утицај тежине на интензитет хабања. Стога је једначина за вишекритеријумску оптимизацију, према једначини (6.15), у овом случају :

$$\gamma_i = 0,8514 \cdot \xi_{WR}(k) + 0,1486 \cdot \xi_{CoF}(k) \tag{6.18}$$

где су:  $\xi_{WR}$  – коефицијент сиве релације за интензитет хабања,  $\xi_{CoF}$  – коефицијент сиве релације за коефицијент трења.

У табели 6.6. приказани су резултати GRG добијени једначином (6.18) и рангиране вредности. Оптимална комбинација фактора рангирана је са 1, што значи да се оптимални интензитет хабања и коефицијент трења постижу за композит K2 (Al18Si+0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm)+10% SiC (30 μm) +1% Gr (17μm)) при оптерећењу од 100 N.

### 6.2.4. Резултати Тагучи-греј анализе серије материјала Б

За серију материјала Б, пре Тагучи-греј анализе, извршен је дизајн експеримента и селектовано је три фактора. Посматрани фактори су били следећи: врста ојачавача са кодираним вредностима (1 – без ојачавача; 2 – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 3 – SiC; 4 – Gr), мас.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0; 0,5) наночестица (20–30 nm) и нормално оптерећење (100, 200 и 300 N). Удео честица ојачавача Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiC/Gr био је 3 мас.%. Посматрано је укупно 8 материјала (OM” и композити C1–C7). Један фактор је био на четири нивоа (врста ојачавача), један на три (нормално оптерећење) и један на два нивоа (мас.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> наночестица (20–30 nm)). Фактори и њихови нивои су дати у табели 6.10.

Табела 6.10. Утицајни фактори и њихови нивои за серију материјала Б

Фактор	Јединица	Ниво I	Ниво II	Ниво III	Ниво IV
Врста ојачавача (A)	-	OM” (1)	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (2)	SiC (3)	Gr (4)
Удео нано Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (B)	мас.%	0 (1)	0,5 (2)	-	-
Нормално оптерећење (C)	N	100 (1)	200 (2)	300 (3)	-

Експериментални резултати за интензитет хабања ( $WR$ ) и коефицијент трења ( $CoF$ ) добијени су према Тагучи ортогоналној матрици  $L_{24}$ , приказаној у табели 6.11. Последње две колоне табеле представљају  $S/N$  односе за посматране излазе, добијене ANOVA анализом, док су са А, В и С означени фактори из табеле 6.10.

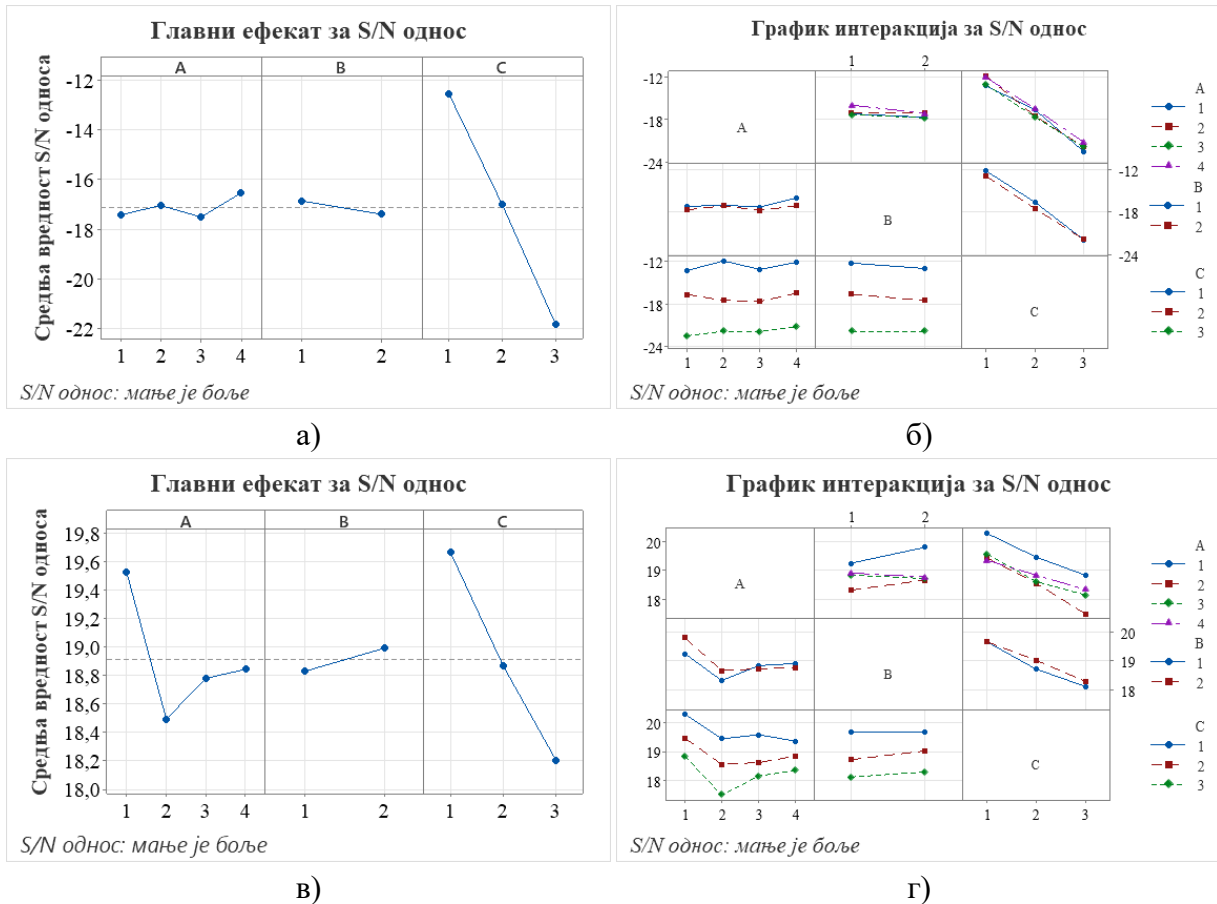
Табела 6.11. Резултати Тагучи-греј анализе

Фактори			Експеримент		Тагучи		GRA	
А [μm]	В [мас. %]	С [N]	$WR \times 10^{-5}$ [mm <sup>3</sup> /m]	$CoF$	$S/N$ за $WR$	$S/N$ за $CoF$	GRG	Ранг
1	0	100	4,3969	0,1010	-12,8629	19,9136	0,8401	6
1	0	200	6,2826	0,1109	-15,9628	19,1014	0,6331	10
1	0	300	13,7807	0,1156	-22,7854	18,7408	0,3613	23
1	0,5	100	4,7872	0,0927	-13,6016	20,6584	0,8524	4
1	0,5	200	7,2794	0,1021	-17,2419	19,8195	0,6032	11
1	0,5	300	12,8557	0,1132	-22,1819	18,9231	0,3841	19
2	0	100	3,9305	0,1071	-11,8890	19,4042	0,8766	3
2	0	200	7,3077	0,1243	-17,2756	18,1106	0,5443	15
2	0	300	12,4056	0,1342	-21,8724	17,4449	0,3600	24
2	0,5	100	3,9063	0,1063	-11,8353	19,4693	0,8828	2
2	0,5	200	7,6366	0,1122	-17,6580	19,0001	0,5508	14
2	0,5	300	12,3330	0,1328	-21,8214	17,5360	0,3630	22
3	0	100	4,3165	0,1023	-12,7026	19,8025	0,8439	5
3	0	200	7,3432	0,1170	-17,3177	18,6363	0,5550	13
3	0	300	12,4216	0,1248	-21,8836	18,0757	0,3713	21
3	0,5	100	4,7056	0,1077	-13,4523	19,3557	0,7785	8
3	0,5	200	7,8468	0,1176	-17,8939	18,5919	0,5286	16
3	0,5	300	12,4492	0,1227	-21,9028	18,2231	0,3739	20
<b>4</b>	<b>0</b>	<b>100</b>	<b>3,6458</b>	<b>0,1055</b>	<b>-11,2359</b>	<b>19,5350</b>	<b>0,9249</b>	<b>1</b>
4	0	200	6,1497	0,1121	-15,7771	19,0079	0,6393	9
4	0	300	11,1316	0,1231	-20,9312	18,1948	0,4041	17
4	0,5	100	4,3859	0,1099	-12,8412	19,1800	0,8084	7
4	0,5	200	7,1752	0,1166	-17,1167	18,6660	0,5649	12
4	0,5	300	11,7769	0,1191	-21,4206	18,4818	0,3950	18

Табела 6.12. Резултати анализе за  $S/N$  однос „мање је боље“ за  $WR$  и  $CoF$

Ниво	Интензитет хабања ( $WR$ )			Коефицијент трења ( $CoF$ )		
	А	В	С	А	В	С
1	-17,44	-16,87	-12,55	19,53	18,83	19,66
2	-17,06	-17,41	-17,03	18,49	18,99	18,87
3	-17,53		-21,85	18,78		18,20
4	-16,55			18,84		
Делта	0,97	0,54	9,30	1,03	0,16	1,46
Ранг	2	3	1	2	3	1

Рангирање утицаја разматраних фактора на посматране излазе врши се на основу вредности делта. Фактор са највишом вредношћу делта је нормално оптерећење које највише утиче на  $WR$  и  $CoF$ . Затим следе фактори другог и трећег ранга, који су врста ојачавача и мас.%  $Al_2O_3$ , респективно. Одређивање оптималне комбинације нивоа фактора појединачно, за сваки излаз је могуће користећи графике приказане на слици 6.8.



**Слика 6.8.** Дијаграми  $S/N$  односа: а) главни ефекти за интензитет хабања и б) дијаграм интеракција за интензитет хабања; в) главни ефекти за коефицијент трења, г) дијаграм интеракција за коефицијент трења.

Помоћу дијаграма приказаних на слици 6.8. а) представљен је средњи  $S/N$  однос за врсту ојачавача (A), мас.%  $Al_2O_3$  наночестица (B) и нормално оптерећење (C), на основу којег је могуће одредити оптималну комбинацију нивоа фактора. Вредности приказане графиком засноване су на  $S/N$  односу датом у табели 6.12. Оптимална комбинација нивоа фактора за најнижи интензитет хабања је A4B1C1, што значи да се минималан интензитет хабања постиже за композит са ојачавачем Gr, без додатка  $Al_2O_3$  наночестица при оптерећењу од 100 N. Оптимална комбинација нивоа фактора за коефицијент трења (слика 6.8. в) је A1B2C1, што значи да се минималан коефицијент трења постиже за основни материјал са додатком 0,5 мас.%  $Al_2O_3$  наночестица (20–30 nm) (композит C1), при оптерећењу од 100 N. Посматрајући график интеракције за интензитет хабања и коефицијент трења (слика 6.8. б и г), може се приметити да линије интеракција нису паралелне, што значи да постоји интеракција између одређених фактора. На основу одступања у паралелности линија интеракција, може се утврдити да ли интеракције фактора утичу на  $WR$  и  $CoF$ . Што је веће одступање од паралелности линија, већи је

утицај интеракције. Према томе, само интеракција А·С (врста ојачавача и нормално оптерећење) има утицај на  $WR$ , док је утицај осталих интеракција занемарљив. Утицај интеракције А·В (врста ојачавача и удео нано  $Al_2O_3$ ) на  $CoF$  је највећи (слика 6.8. г), затим А·С (врста ојачавача и нормално оптерећење), док је утицај В·С (удео нано  $Al_2O_3$  и нормално оптерећење) занемарљив.

Утицај интеракција и ефекат фактора на сваки појединачни посматрани излаз може се прецизније одредити  $ANOVA$  анализом. Ова анализа је коришћена за одређивање значајности утицаја различитих фактора на интензитет хабања и коефицијент трења. Као и за претходну серију материјала, ова анализа је спроведена на нивоу поверења од 95%, што одговара нивоу значајности од 5%, а резултати обухватају суме квадрата,  $F$ -вредности и  $P$ -вредности, потврђујући тиме значајност утицаја сваког контролног фактора на излаз (табеле 6.13. и 6.14.).

**Табела 6.13.** Резултати добијени  $ANOVA$  анализом интензитета хабања

Члан	$DF$	$Seq SS$	$Adj SS$	$Adj MS$	$F$	$P$	%
А	3	3,531	3,531	1,177	14,85	0,003	0,990
В	1	1,745	1,745	1,745	22,02	0,003	0,489
С	2	345,915	345,915	172,957	2182,18	0,000	96,955
А·В	3	0,869	0,869	0,290	3,65	0,083	0,244
А·С	6	3,232	3,232	0,539	6,80	0,017	0,906
В·С	2	1,012	1,012	0,506	6,39	0,033	0,284
Остатак	6	0,476	0,476	0,079			0,133
Укупно	23	356,780					100,00

**Табела 6.14.** Резултати добијени  $ANOVA$  анализом коефицијента трења

Члан	$DF$	$Seq SS$	$Adj SS$	$Adj MS$	$F$	$P$	%
А	3	3,4409	3,44091	1,14697	15,15	0,003	25,003
В	1	0,1564	0,15638	0,15638	2,07	0,201	1,136
С	2	8,5772	8,57717	4,28859	56,65	0,000	62,327
А·В	3	0,5247	0,52470	0,17490	2,31	0,176	3,813
А·С	6	0,5156	0,51556	0,08593	1,13	0,441	3,747
В·С	2	0,0927	0,09270	0,04635	0,61	0,573	0,674
Остатак	6	0,4542	0,45424	0,07571			3,300
Укупно	23	13,7617					100,00

На основу  $ANOVA$  анализе из табеле 6.13., примећује се да фактор С (нормално оптерећење) има значајан утицај на интензитет хабања са уделом од 96,955%. Утицај осталих фактора је незнатан (врста ојачавача 0,990% и мас.%  $Al_2O_3$  наночестица 0,489%). Процентуални утицај интеракције између фактора А и С износио је 0,906%, В и С 0,284%, док је утицај интеракције између А и В био 0,244. Мало другачији утицај фактора на коефицијент трења је показан  $ANOVA$  анализом, нормално оптерећење (С) имало је утицај од 62,327%, врста ојачавача (В) 25,003%, док је утицај мас.%  $Al_2O_3$  наночестица био 1,136% (табела 6.14). Када се разматра утицај интеракција фактора у анализи коефицијента трења, комбинација фактора А и В се истиче са 3,813%, као и комбинација фактора А и С са 3,747%, док је утицај интеракције В и С на коефицијент трења износио 0,674%. За предвиђање интензитета хабања и коефицијента трења на основу контролних фактора (врста ојачавача – А, мас.%  $Al_2O_3$  наночестица – В и нормално оптерећење – С) користи се вишеструка линеарна регресија која узима у обзир

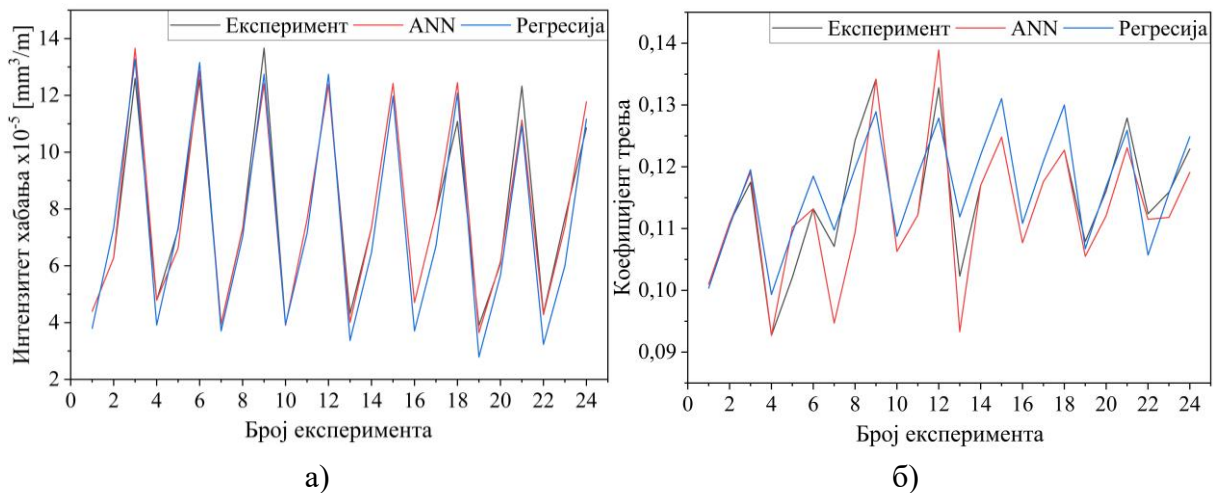
интеракције између ових фактора. После *ANOVA* анализе, добијене су једначине регресије за интензитет хабања и коефицијент трења које гласе:

$$WR = 2,28 + 0,498 \cdot A + 0,246 \cdot B + 0,161 \cdot C - 0,123 \cdot A \cdot A + 1,199 \cdot C \cdot C + 0,218 \cdot A \cdot B - 0,219 \cdot A \cdot C - 0,228 \cdot B \cdot C, \quad (6.19)$$

и

$$CoF = 0,07272 + 0,02029 \cdot A - 0,00208 \cdot B + 0,01146 \cdot C - 0,003633 \cdot A \cdot A - 0,00047 \cdot C \cdot C \quad (6.20)$$

Поређење предвиђених вредности помоћу *ANN* и регресионог модела са експерименталним вредностима интензитета хабања и коефицијента трења приказано је на слици 6.9. а) и б) респективно.



Слика 6.9. Поређење добијених експерименталних, *ANN* и резултата регресије за а) интензитет хабања, б) коефицијент трења

Са слике 6.9. може се приметити да регресија (*WR* и *CoF*) показује бољу корелацију са експерименталним резултатима у поређењу са *ANN*, за оба излаза истовремено. Ово је приказано и у раду [173], где је *ANN* дала боље предвиђање за сваки излаз посебно. Међутим, иако има одступања, *ANN* се може са великом поузданошћу применити за предвиђање понашања материјала серије Б.

Након Тагучи и *ANOVA* анализе, приступа се *GRA* анализи применом једначина (6.9)–(6.13). Једначина за вишекритеријумску оптимизацију, према једначини (6.15) гласи :

$$\gamma_i = 0,8013 \cdot \xi_{WR}(k) + 0,1969 \cdot \xi_{CoF}(k) \quad (6.21)$$

где су:  $\xi_{WR}$  – коефицијент сиве релације за интензитет хабања,  $\xi_{CoF}$  – коефицијент сиве релације за коефицијент трења.

Резултати *GRG* добијени једначином (6.21), као и рангиране вредности, приказане су у табели 6.11. Најбоља комбинација фактора рангирана је са 1, што значи да су оптималан интензитет хабања и коефицијент трења за композит са ојачањем од 3 мас.% Gr (кодирана вредност 4), 0 мас.%  $Al_2O_3$  наноојачавача (кодирана вредност 1) при оптерећењу од 100 N (кодирана вредност 1).

## 7. АНАЛИЗА ИСПИТИВАНИХ МАТЕРИЈАЛА ЗА ПРИМЕНУ КОД ЕЛЕМЕНАТА СА ПРАВОЛИНИЈСКИМ НАИЗМЕНИЧНИМ КРЕТАЊЕМ

Најважнији део мотора и један од најзахтевнијих елемената за анализу је клип. Клип је изложен сложенем напрезању, односно унутар цилиндра на клип делују веома високе температуре и притисци. Материјал клипова бира се према својим карактеристикама, као што су чврстоћа, отпорност на хабање, густина и топлотно ширење. За материјале клипова потребно је применити легуре које су стабилније на повишеним температурама. Код мотора са унутрашњим сагоревањем, најчешће коришћени материјали за израду клипова су гвожђе, алуминијум и челик. Клипови од гвожђа израђују се ливењем, док се од А1 и челика израђују и ливењем и ковањем [273–275]. Клипови од ливеног гвожђа се користе за брзине клипа испод 6 m/s, док се А1 легуре користе за клипове мотора који раде при већим брзинама. Пошто алуминијумске легуре које се користе за клипове имају скоро четири пута већу топлотну проводљивост од ливеног гвожђа, клипови од А1 легура обезбеђују високу брзину преноса топлоте и на тај начин смањују максималну температурну разлику између центра и ивица чела клипа, која за А1 клипове износи од 260°C до 290°C [273]. Некада су се правили клипови од подеутектичких А1 легура, док се данас све чешће користе надеутектичке А1-Si легуре [274,275].

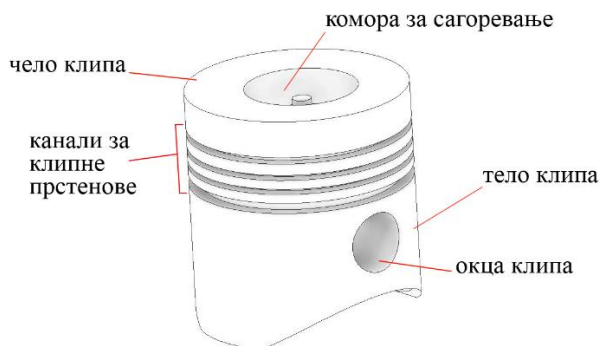
На клип мотора делују механичка и термичка оптерећења. У механичка оптерећења спадају силе притиска гасова услед сагоревања, силе инерције и силе које настају као последица секундарног кретања клипа. Секундарно кретање клипа настаје нагињањем клипа услед зазора између клипа и цилиндра.

Код бензинских мотора притисак на клипу је од 6 до 9 МПа (од 60 до 90 бар), док је код дизел мотора овај притисак виши и износи од 13 до 16 МПа (од 130 до 160 бар) [276]. Температура на клиповима израђеним од А1 легура не сме прећи 66% од температуре топљења [277,278]. Према [279], у бензинским моторима температура на А1 клиповима износи 280°C, код дизел мотора 350°C, док су клипови од ливеног гвожђа изложени температурама од 450°C. Маса клипова игра веома важну улогу, јер поред свих захтева у виду оптерећења, они морају имати и што мању масу [4].

Повећање захтева за енергијом и смањењем загађења животне средине, довело је до тога да истраживачи траже алтернативе за конвенционална горива. Једна од тих алтернатива је природан гас који добија све више пажње због мање емисије штетних гасова, доступности и богатства ресурса. Истраживања показују да се, у поређењу са емисијама гасова из бензинских и дизел мотора, емисије азот-оксида (NO<sub>x</sub>) из мотора природног гаса могу смањити за 80%, угљен-моноксида (CO) за 70%, угљен-диоксида (CO<sub>2</sub>) за 30% и угљоводоника (HC) за 30% [277]. Изглед клипа са карактеристичним деловима дат је на слици 7.1.

Важно је израчунати расподелу температуре на клипу како би термички напони и деформације били унутар прихватљивих граница, чиме се омогућује оптимизација термичких аспеката конструкције клипа уз ниже трошкове, пре него што се конструише први прототип. Тело клипа клизи дуж цилиндра и танак филм мазива испуњава размак (ззор) између њихових површина. Мали ззори повећавају губитке при трењу, док високе вредности ззора повећавају секундарно кретање клипа – удар клипа о зидове

цилиндра. С обзиром на то да се материјали на повишеним температурама шире, анализа понашања клипа на повишеним температурама је изузетно важна за развој ефикаснијег мотора. При анализи клипова, морају се узети у обзир како термички, тако и механички напони, што указује на важност термичке анализе клипа. Термичка деформација клипа има важну улогу у конструкцији тела клипа, која може смањити трење и удар клипа.



Слика 7.1. Изглед клипа и његови делови

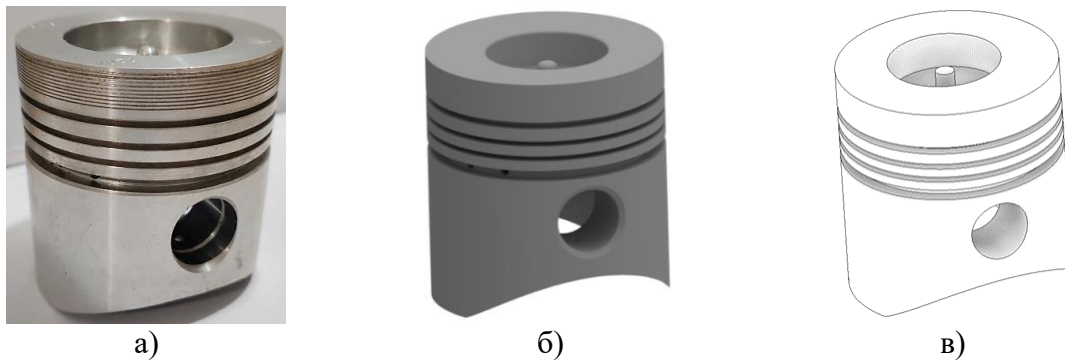
Развој нових производа је доста сложен процес који често обухвата велики број дисциплина. Како би се овај процес убрзао, примењују се програми помоћу којих се производ излаже напрезањима, као у реалним условима и тиме се може проценити његово напонско стање. Овакви софтвери користе методу коначних елемената – МКЕ (*Finite Element Method – FEM*) за процену напонског стања и скраћење фазе развоја производа. У оквиру МКЕ, врши се дискретизација посматраног предмета на мрежу једноставних елемената како би били прорачунати напони који се јављају при његовом оптерећењу.

Сидарађу (*Siddiraju*) и Венкатешварареди (*Venkateswarareddy*) [280], испитивали су 5 различитих Al материјала клипа мотора мотоцикла Пулсар 220 cm<sup>3</sup> (*Pulsar 220 cm<sup>3</sup>*) помоћу МКЕ у ANSYS програму, и то Al+SiC+Gr, A7075, A6082, A4032, Al-GH1250 (Al-4Si-14Y+оксида). При притиску на челу клипа од 13,65 МПа и температури од 800°C, најнижи еквивалентни напон имао је материјал Al+SiC+Gr, који је износио 115,37 МПа, најмању деформацију од 0,058 mm и најбољу топлотну проводљивост. За клип истог типа мотора, Кумар (*Kumar*) и остали [281], применили су МКЕ на клипове од сивог лива, Al 2024-T361 легуре и Al-Ni-Gr композита. Температура при нумеричкој анализи била је 400°C, док је притисак био 13,65 МПа. Након посматрања топлотне расподеле, деформације и напона на клиповима, најбољи резултати добијени су за Al+Ni+Gr композит, и то напон од 35,499 МПа и укупна деформација од 0,024202 mm. Балахари (*Balahari*) и остали [282], извршили су нумеричку анализу на клипу од Al легуре A6061 и композита Al+SiC (однос Al:SiC био је 2:3). При анализи, применили су притисак од 30 МПа и температуру од 500°C и као најбољи материјал показао се композит Al+SiC, због мањег притиска (989,48 МПа) и деформације (0,18257 mm), док су клипови од оба материјала показали добру расподелу топлоте. Арделеану (*Ardeleanu*) и остали [276], применили су методу коначних елемената за анализу клипа од челика SAE-AISI 4140 (DIN 42CrMoS4) и Al легуре EN AC-48000 (AlSi12CuNiMg) при температури од 300°C, притиску од 200 Pa и за две позиције осовиница 25 mm и 30 mm од доње ивице клипа. Након анализе примећено је да је клип од Al легуре имао нижи напон у поређењу са челичним клипом. Дата (*Datta*) и Синг (*Singh*) [283] су испитивали клип мотора (100 cm<sup>3</sup>) мотоцикла од угљеничног графита и Al 4032 легуре помоћу МКЕ на температури од 200°C. Клип од угљеничног графита показао је бољу топлотну проводљивост и мању масу од клипа изађеног од Al 4032 легуре. Карвалеира (*Carvalheira*) и Гонсалвес (*Gonçalves*) [284] су за потребе развијања прототипа возила (XC20i) применили МКЕ на

клипове од 65-45-12 ливеног гвожђа (нодуларин лив) и надеутектичке Al легуре A390 термички обрађене са T5, при притиску од 9 МПа. Њихово истраживање показало је да A390-T5 легура, иако има већу топлотну проводљивост, коефицијент термичког ширења и мању чврстоћу на повишеним температурама од ливеног гвожђа, поседује мању густину, због чега је могуће произвести клип који испуњава све захтеве и има 66% мању масу у поређењу са клипом од ливеног гвожђа. До истих закључака дошли су и Каза (*Kaza*) и Пракаш (*Prakash*) у својим истраживањима [285]. Испитивање еутектичке Al<sub>12</sub>CuMgNi легуре у програму ANSYS при термичким напонима, механичким напонима и термичким и механичким напонима извршили су Тиоата (*Cioatã*) и остали [286]. Анализа је извршена при температури од приближно 200°C и притиску од 6,5 МПа и добијено је при термичко-механичким напонима да је укупна деформација 0,15452 mm и напон 213,5 МПа. Клипове од три Al легуре у ANSYS програму анализирали су Хавале (*Havale*) и Ванкаде (*Wankhade*) [287] помоћу МКЕ методе. Клипови су били од еутектичке Al<sub>12</sub>Si (AlSi<sub>12</sub>CuMgNi) легуре, при чему је сваки легирајући елемент био до максимум 1%, побољшане еутектичке Al<sub>12</sub>Si легуре (AlSi<sub>12</sub>Cu<sub>4</sub>Ni<sub>2</sub>Mg) и надеутектичке Al<sub>18</sub>Si легуре (AlSi<sub>18</sub>CuMgNi). При анализи, примењен је притисак од 3 МПа и температура од 300°C, а најнижи напон је имао клип од надеутектичке легуре Al<sub>18</sub>Si и 90,78 МПа. Клип од побољшане еутектичке Al<sub>12</sub>Si легуре је имао напон од 94,07 МПа и имао је најмању еластичну деформацију (*Elastic Strain*) и то 1,249 mm/mm, те се он сматра као бољи избор за материјал клипа. Температуру од 450°C и притисак од 19 МПа за анализу биметалог клипа МКЕ методом применили су Фратица (*Frãtița*) и остали [279]. Чело клипа је било од челика, док је тело клипа било од Al, чиме је овај модел поседовао високу отпорност челика и малу масу Al. Закључили су да биметални клипови повећавају комплексност производње, али се смањује маса клипа за скоро 300 g, чиме се смањују силе инерције. Нижа топлотна проводљивост челика омогућује израду чела клипа са мањом толеранцијом, што повећава ефикасност мотора при хладном старту [279]. Биметалне клипове са телом од ливеног гвожђа и челом од Al легуре Al<sub>20</sub>Zr или Zr, анализирали су и Јадав (*Yadav*) и остали [288]. Синха (*Sinha*) и остали [289], анализирали су клип од Al-Si и Ti легуре, као и клип од Al-Si легуре са термобаријерним превлакама (*thermal barrier coatings – TBCs*) NiCrAl, YPSZ и MgZrO<sub>3</sub>, при притиску од 2 МПа и температури од ≈320°C за Al-Si основну легуру и ≈410°C за Al-Si легуру са термобаријерним превлакама. МКЕ анализом најбољи резултати добијени су за клип од Ti легуре, међутим клипови од ове легуре имају високу цену израде па су испитивани и клипови од Al-Si легуре са термобаријерним превлакама. Клипови са превлакама су дали најбољи однос цене и карактеристика клипа.

Клип примењен у овој анализи је клип који су испитивали Милојевић (*Milojević*) и остали, и димензије клипа дате су у [290,291]. Пречник коморе за сагоревање која се налази на челу клипа био је 43 mm. Стварни изглед клипа, његов модел, као и упрошћен изглед клипа који је коришћен за МКЕ анализу, дат је на слици 7.2. Модел је израђен у програму *Autodesk Inventor 2016* [292], док је за МКЕ анализу примењен програм *Simcenter Femap* [293].



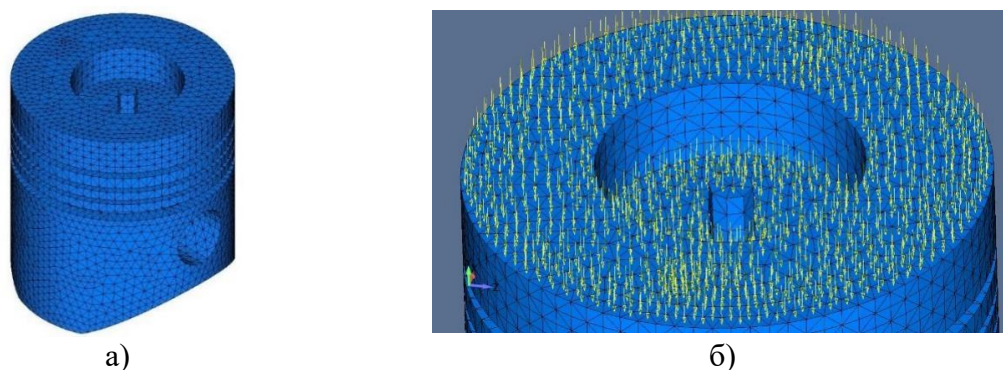


Слика 7.2. Испитивани клип а) стварни изглед, б) модел и в) упрошћен изглед

МКЕ метода биће примењена за две температуре на челу клипа ( $300^{\circ}\text{C}$  и  $400^{\circ}\text{C}$ ) и притисак од  $7,5\text{ MPa}$ , уз задато природно хлађење. Поменуте температуре су изабране на основу прегледа литературе и чињенице да је  $66\%$  од температуре топлења основне легуре  $\text{Al18Si (OM')}$  приближно  $430^{\circ}\text{C}$ . Вредност притиска је узета на основу прегледа литературе и чињенице да су на испитиваним клиповима максимални притисци приближно  $7,5\text{ MPa}$  [290,291].

За материјале клипа су селектовани материјали серије А, јер су показали боље триболошке карактеристике у поређењу са материјалима серије Б. Због немогућности мерења механичких карактеристика потребних за нумеричку анализу, оне су рачунате према правилу мешавина [156,157,294]. Рачунски Поасонов коефицијент кретао се у границама од  $0,3137$  до  $0,33$ , модул еластичности је био у границама од  $81,4\text{ GPa}$  до  $107,9\text{ GPa}$ , коефицијент линеарног ширења се кретао од  $17,384$  до  $19\text{ }\mu\text{m/m}\cdot^{\circ}\text{C}$ , док се термичка проводљивост кретала у границама од  $128,53$  до  $134\text{ W/m}\cdot\text{K}$ . Композити обележени са  $\text{K2/K4}$  у свом саставу имају  $1\%$   $\text{Gr}$ , док су  $\text{K3/K5}$  имали  $3\%$   $\text{Gr}$ , јер при прорачуну механичких карактеристика величина  $\text{Gr}$  није имала утицај.

Да би се приступило нумеричкој анализи, потребно је извршити дискретизацију, односно генерисање мреже коначних елемената. Формирана мрежа коначних елемената се састојала од  $46911$  елемената и  $77208$  чворова. На слици 7.3. а) приказан је изглед клипа после генерисања мреже коначних елемената, док је на слици 7.3. б) приказано деловање притиска на површину чела клипа.



Слика 7.3. Почетак МКЕ анализе а) мрежа коначних елемената б) деловање притиска на чело клипа

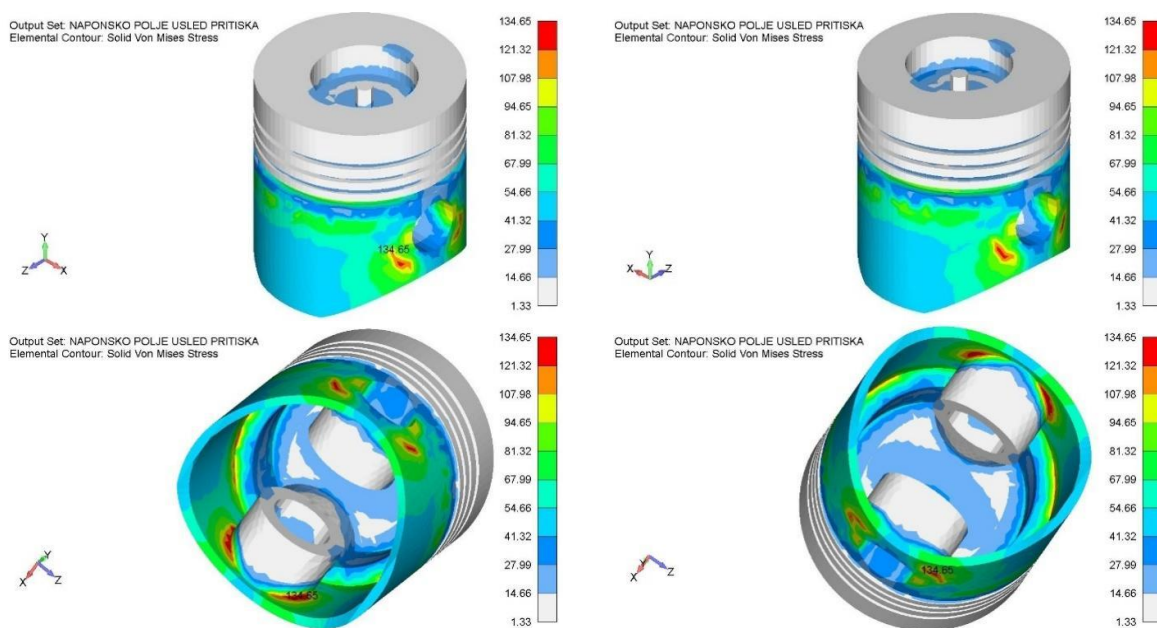
У табели 7.1. су приказани сви резултати МКЕ анализе и може се приметити да су поред  $\text{OM'}$ , композити са  $3\%$   $\text{Gr}$  имали најниже напоне услед температура  $300^{\circ}\text{C}$  и  $400^{\circ}\text{C}$ . Максимални напони услед притиска су исти за оба случаја јер температура нема утицај. Поред  $\text{OM'}$  максимални напони услед притиска су били најнижи за композит  $\text{K1}$ . За

случај номиналних оптерећења (температуре и притиска) од 300°C и 7,5 МПа, од свих посматраних материјала, па чак и ОМ', најбоље се показао композит К3/К5, док са повећањем температуре на 400°C и при истом притиску од 7,5 МПа, ОМ' и композит К3/К5 су имали најниже максималне напоне.

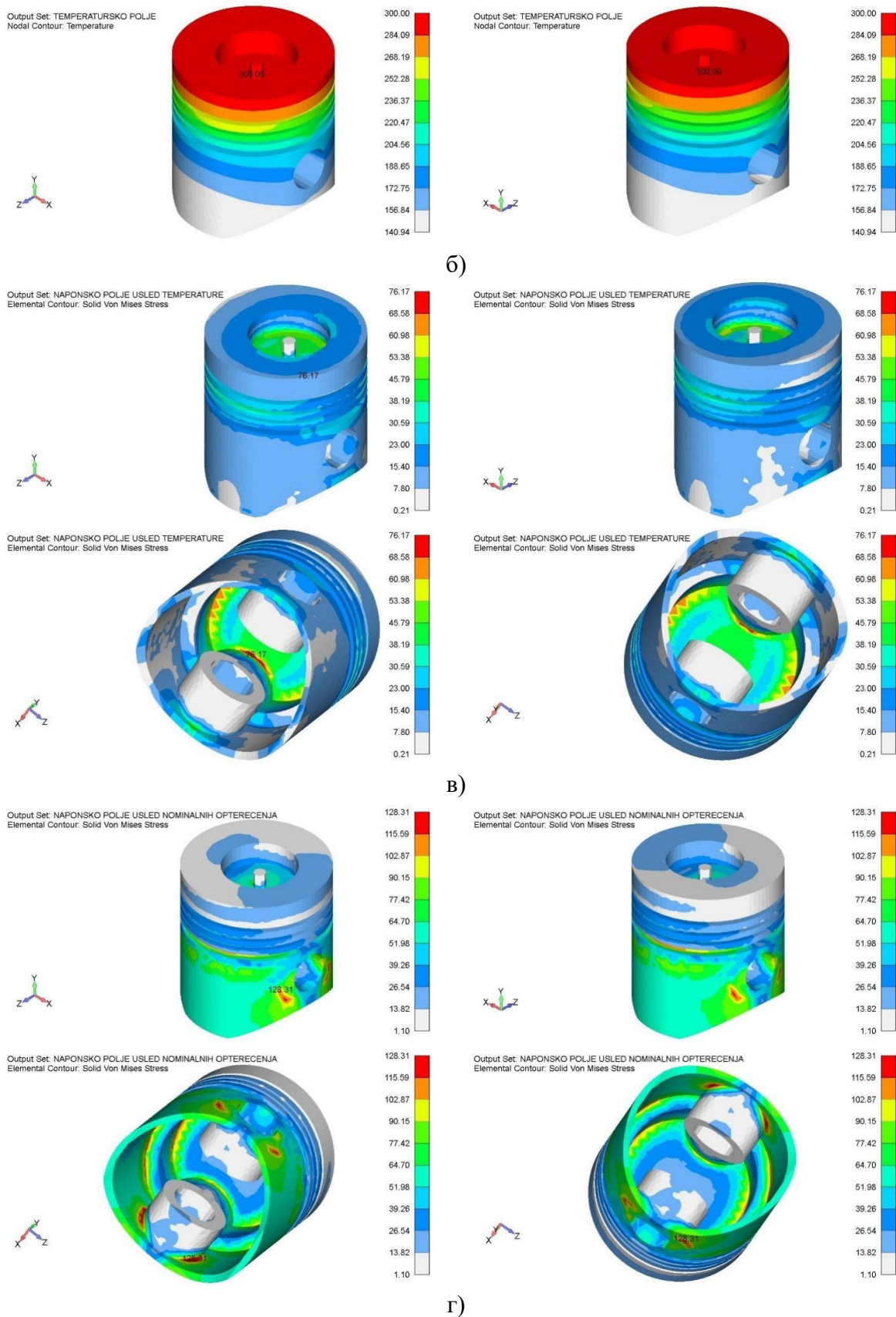
Табела 7.1. Резултати МКЕ анализе

Макс. напон услед температуре 300°C [МПа]				Макс. напон услед температуре 400°C [МПа]				Макс. напон услед притиска [МПа]			
ОМ'	К1	К2/К4	К3/К5	ОМ'	К1	К2/К4	К3/К5	ОМ'	К1	К2/К4	К3/К5
76,17	97,32	95,46	91,97	114,26	145,99	143,19	137,95	134,66	135,31	135,38	135,51
Макс. напон услед температуре 300°C и притиска [МПа]				Макс. напон услед температуре 400°C и притиска [МПа]				Маса [kg]			
ОМ'	К1	К2/К4	К3/К5	ОМ'	К1	К2/К4	К3/К5	ОМ'	К1	К2/К4	К3/К5
128,31	127,82	127,72	127,50	140,66	172,81	170,11	165,04	0,5568	0,5671	0,5662	0,5642

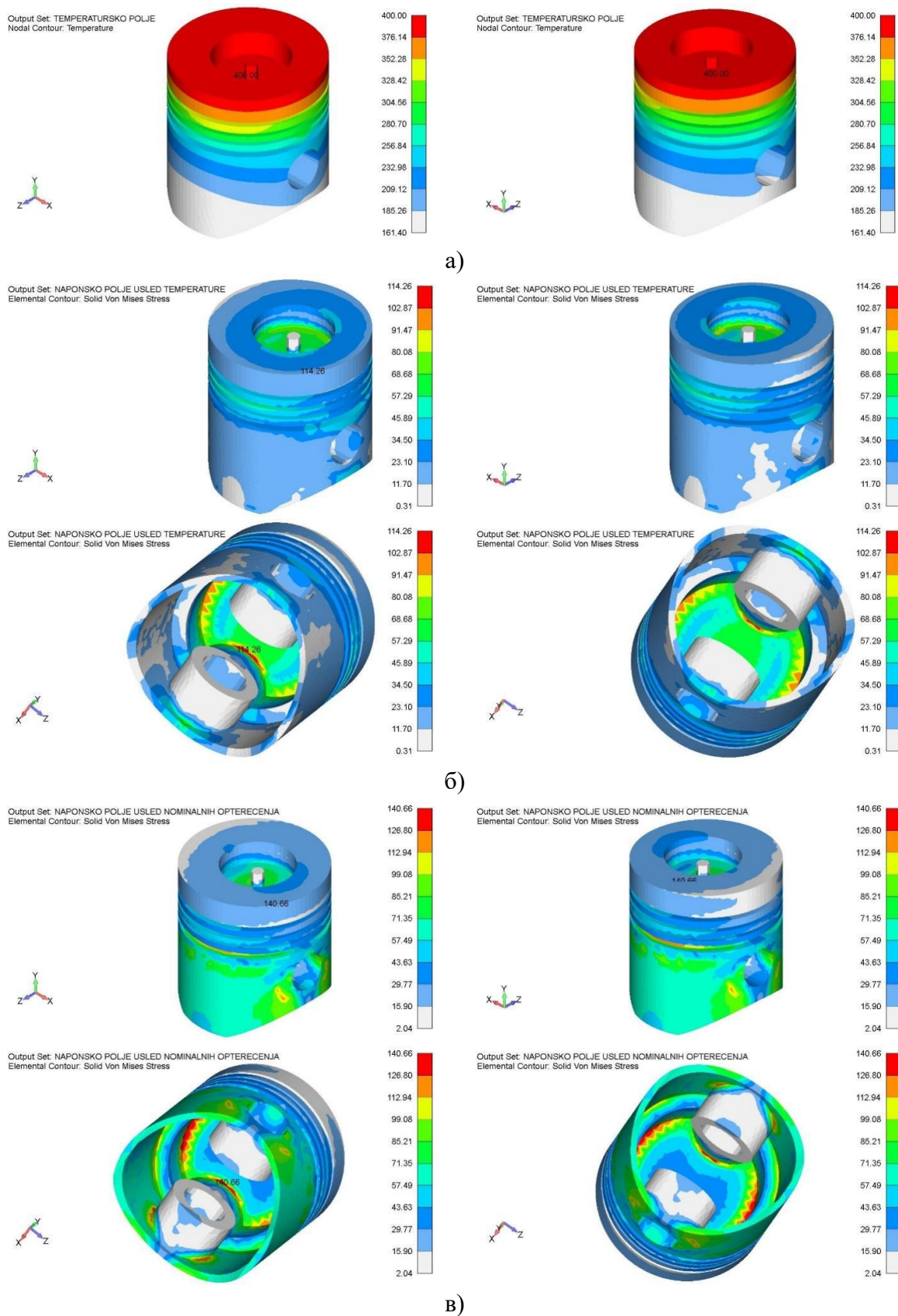
На сликама од 7.4. до 7.7., приказани су резултати МКЕ анализе за ОМ' и композит К3/К5. Дати су прикази из више погледа, како би могло боље да се сагледа напонско поље. Може се приметити да се за оба материјала, при оптерећењу само услед притиска, највећи напони јављају код лежишта осовинице (окце) клипа и то за ОМ' 134,65 МПа (слика 7.4. а), док је код композита К3/К5 овај напон 135,51 МПа (слика 7.6 а). При утицају само температура (300°C и 400°C), највећи напони се јављају на челу клипа са унутрашње стране, и за ОМ' и температуру од 300°C, притисак је био 76,17 МПа. Повећањем температуре на 400°C, која делује на ОМ' притисак се повећао на 114,26 МПа. Код композита К3/К5, за температуру од 300°C, највећи напон је био 91,97 МПа, док је за температуру од 400°C, максимални напон износио 137,95 МПа. При номиналним оптерећењима за обе температуре и оба материјала, највиши притисци се јављају и на челу клипа са унутрашње стране и код лежишта осовиница. При температури од 300°C и притиску 7,5 МПа, максимални напони су за ОМ' и К3/К5 били 128,31 МПа и 127,5 МПа. За ОМ' и К3/К5 при температури од 400°C и притиску 7,5 МПа, ови напони су исносили 140,66 МПа, односно 165,04 МПа.



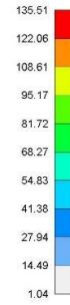
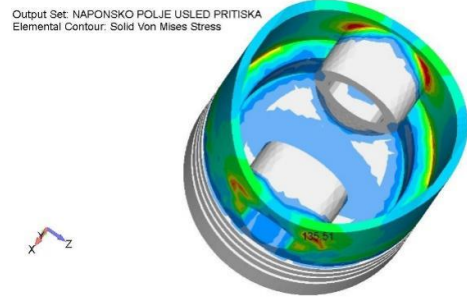
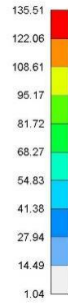
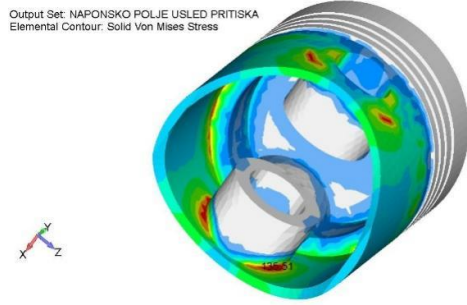
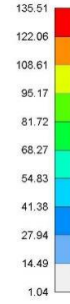
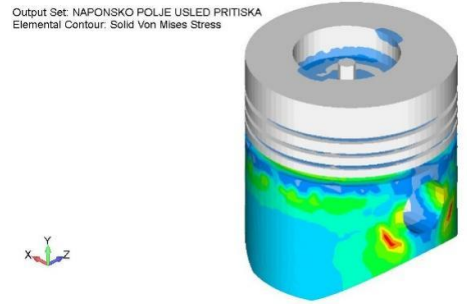
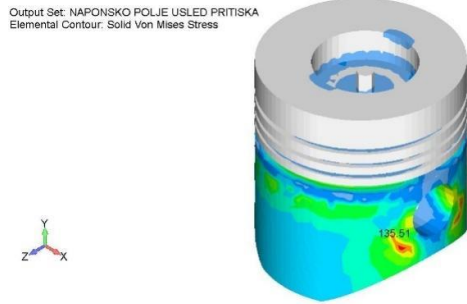
a)



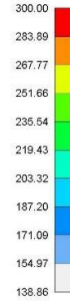
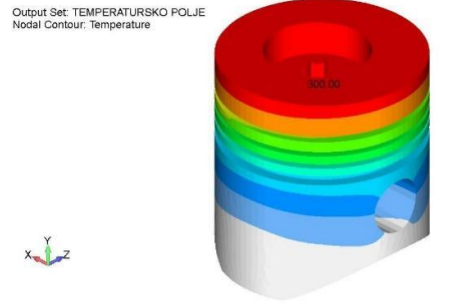
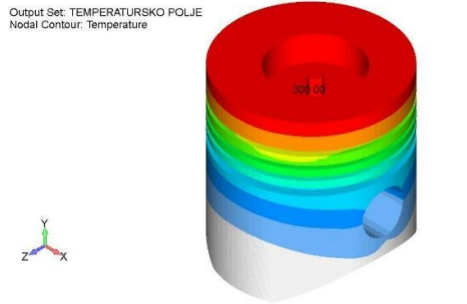
Слика 7.4. МКЕ анализа ОМ' а) напони при утицају притиска, б) температурно поље услед температуре од 300°C в) напони при утицају температуре од 300°C и г) напони услед номиналних оптерећења



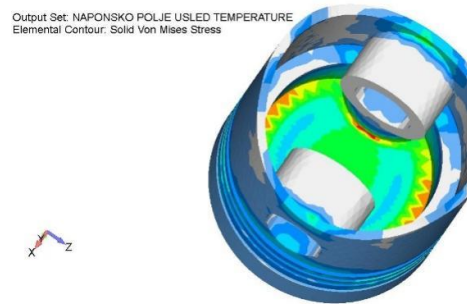
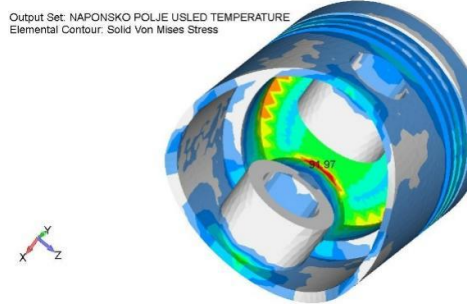
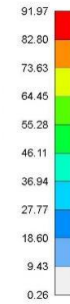
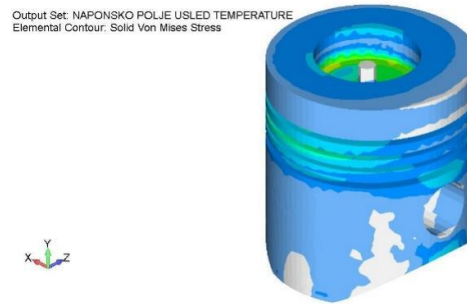
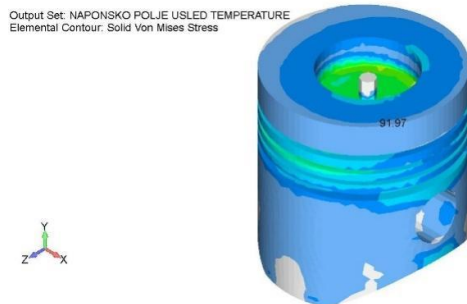
Слика 7.5. МКЕ анализа ОМ' а) температурно поље услед температуре од 400°C, б) напони при утицају температуре од 400°C и в) напони услед номиналних оптерећења



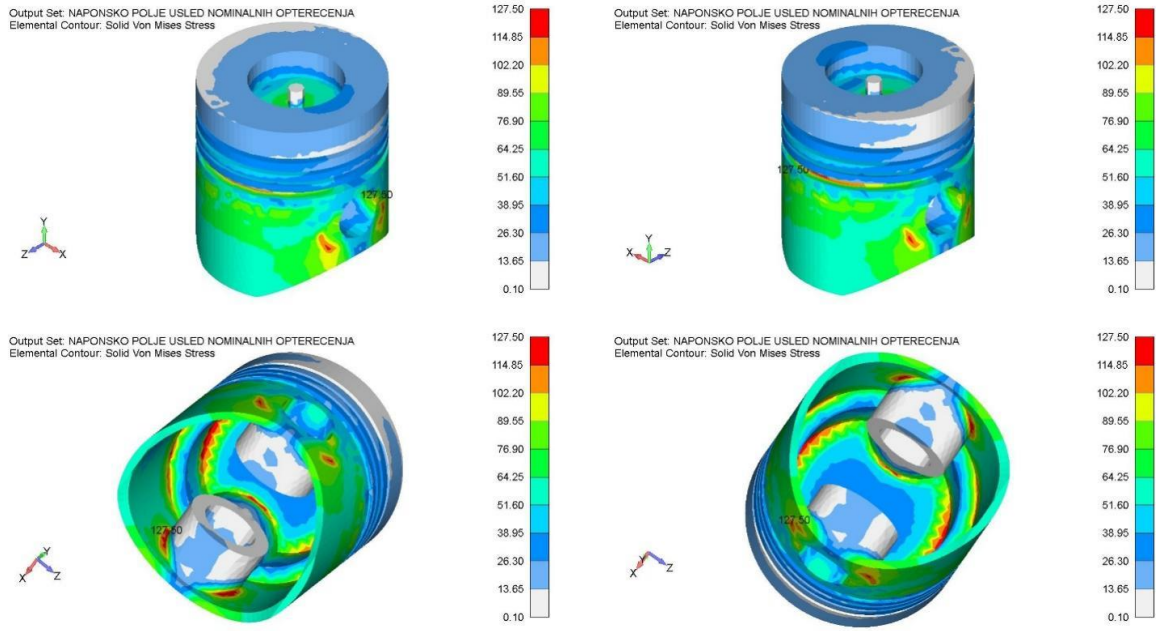
a)



b)

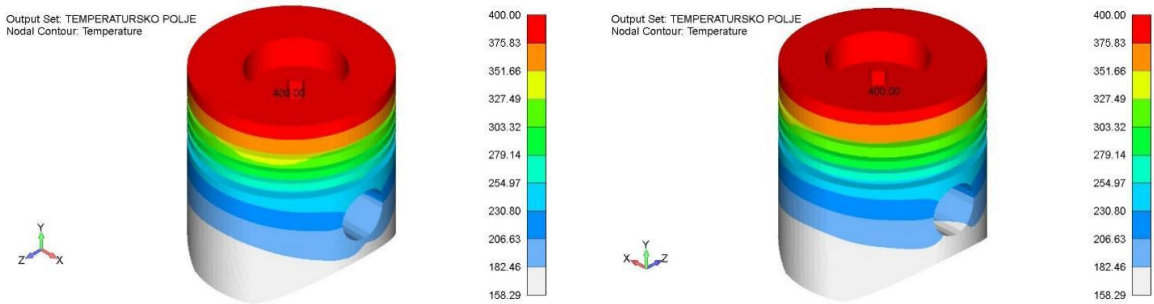


B)

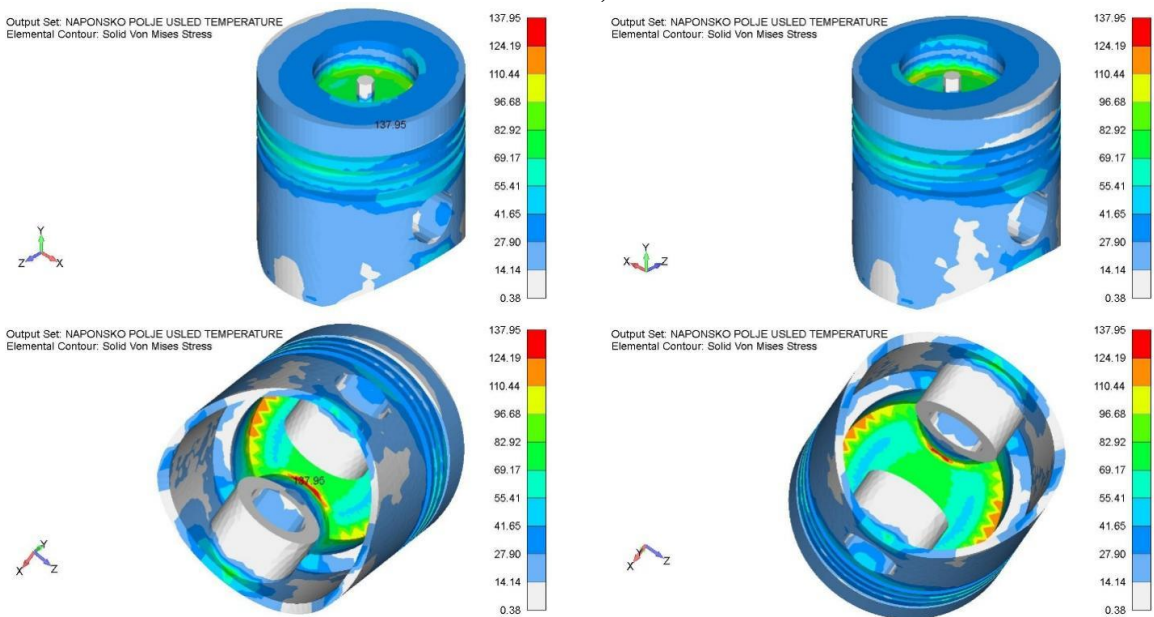


г)

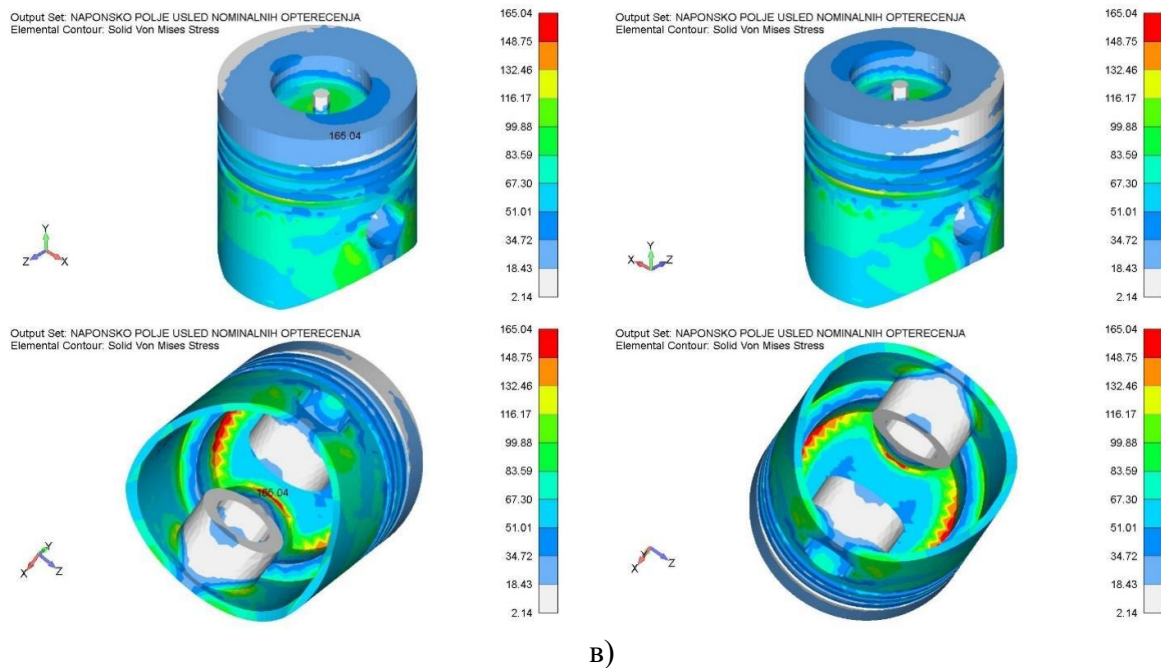
Слика 7.6. МКЕ анализа К3/К5 а) напони при утицају притиска, б) температурно поље услед температуре од 300°C в) напони при утицају температуре од 300°C и г) напони услед номиналних оптерећења



а)



б)



**Слика 7.7.** МКЕ анализа К3/К5 а) температурно поље услед температуре од 400°C, б) напони при утицају температуре од 400°C и в) напони услед номиналних оптерећења

Према препорукама, клипови од Al не би требало бити изложени температурама вишим од 300°C. Међутим, циљ овог дела дисертације је био да се покаже понашање легуре Al18Si и композита при вишој температури. Пошто на клип делују и температура и притисак истовремено, може се приметити да су за све материјале при 300°C и притиску 7,5 МПа вредности максималних напона биле сличне, али је композит К3/К5 имао најниже напоне, и то 127,50 МПа. При температури од 400°C и притиску 7,5 МПа вредности максималних напона су биле другачије и OM' је имао најниже вредности максималних напона и то 140,66 МПа, док је од композита најниже напоне имао К3/К5, и то 165,04 МПа. За све услове испитивања, максимални напони су били нижи од дозвољених, који се за основну легуру крећу око 200 МПа [295], док се за композите може претпоставити да су дозвољени напони виши.

Истраживања МКЕ анализом која су други истраживачи спровели, доказала су успешност примене ове методе за статичку анализу клипова. У поређењу са њиховим резултатима, на пример код испитивања [286], код кога је рађена МКЕ анализа при сличном притиску, добијене су веће вредности највиших напона од вредности добијених МКЕ анализом у овој дисертацији. У [279] примећено је да се вредности највиших напона јављају са унутрашње стране чела клипа, што је у корелацији са добијеним напонским стањем у овој анализи. Додатком SiC и Gr у Al основу у истраживању [280], добијају се нижи напони у односу на основну легуру, што је донекле потврђено и у овом истраживању за температуру од 300°C.

Као што је већ речено, композити од К1 до К5 имају задовољавајуће вредности највиших напона и боље триболошке карактеристике и тврдоћу у односу на OM', те се могу применити за даљи развој, односно за испитивања клипова у реалним условима.

## 8. ЗАКЉУЧАК

Савремено друштво последњих деценија тежи да пронађе ефикасне начине како би се зауставило или бар знатно смањило загађење до кога су довела разна техничка достигнућа. Један од најважнијих учесника у загађењу је индустрија, те би она требало да буде и главни учесник у покушајима његовог смањења. Аутомобилска индустрија, као што је опште познато, у последње време доживела је велики развој, па самим тиме ни њен удео у загађењу није мали. Смањење потрошње горива, а самим тим и штетних издувних гасова могуће је остварити смањењем масе возила, која се постиже употребом лакших метала за производњу делова аутомобила. Један од делова аутомобила са највећом масом је мотор. Смањење масе мотора углавном се врши смањењем масе клипова, који су и најоптерећенији делови мотора, јер раде на високим притисцима и температурама. Поред смањења масе клипова, потребно је повећати и њихову отпорност на хабање, обзиром на то да се највећи губици у мотору јављају услед трења. Неки од начина смањења масе клипова и побољшања њихових механичких и триболошких карактеристика су термичка обрада и примена композитних материјала. Све већи број истраживања усредсређен је на развој композитних материјала са основом од надеутектичке Al-Si легуре због њихових карактеристика, као што су низак коефицијент топлотног ширења, добра проводљивост, отпорност на корозију, велика чврстоћа на повишеним температурама, добра заваривост и висока отпорност на хабање, које су последица присуства већег броја честица примарног Si у њиховој микроструктури. Већи садржај Si у легури резултује присуством већег броја крупних честица примарног Si, које су узрок слабе обрадивости и дуктилности надеутектичких Al-Si легура. Како би се постигла боља микроструктура и самим тим побољшале карактеристике надеутектичких Al-Si легура, доста истраживача примењује различите поступке добијања или производи композите са основом од надеутектичке Al-Si легуре.

За потребе ове дисертације, на основу прегледа литературе, изабрани су одговарајући ојачавачи, њихов масени удео, као и величина честица и успешно су произведене две серије материјала и то А и Б са сличном основом од надеутектичке Al<sub>18</sub>Si легуре. Као поступак добијања композита селектован је компокастинг поступак, односно поступак у полуочврслом стању који се, према прегледу литературе, показао као поступак који даје најбољи однос цене и квалитета. Материјали серије А обухватили су 6 материјала и то основу и 5 композита. Један композит је био ојачан са 0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm)+10% SiC (30 μm) и био је основа за формирање осталих композита ове серије који су добијени додавањем 1% и 3% Gr величине 17 μm или величине од 200 до 800 μm. Укупно 8 материјала је чинило серију Б, односно основни материјал и 7 композита добијених додавањем 0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (20–30 nm) и/или 3% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (36 μm), и/или 3% SiC (40 μm), и/или 3% Gr (250–500 μm). Након производње материјала, извршена је њихова микроструктурна карактеризација како би се установио распоред честица, њихова величина, као и присуство интерметалних фаза и пора. Мерења густине и порозности материјала серије А и Б су, такође извршена, јер је познато да порозност има утицај на карактеристике материјала. Извршена су и мерења микротврдоће, како би се могла увидети повезаност између микроструктуре и порозности композита. Триболошка испитивања извршена су на трибометру са контактном геометријом епрувета на прстену у условима са подмазивањем за три различита оптерећења (100 N, 200 N и 300 N), брзину клизања од 0,5 m/s и пређени пут од 1000 m. Триболошко понашање је праћено посматрањем интензитета хабања и коефицијента трења. Након триболошких



испитивања извршена је *SEM* и *EDS* анализа похабаних површина. У циљу смањења времена испитивања, неретко се примењују методе оптимизације, као што су на пример *ANN*, Тагучи и Тагучи-греј метода. *ANN* методом развијена је мрежа која може са великом тачношћу да предвиди понашање интензитета хабања и коефицијента трења композита серија материјала А и Б.

На основу анализе материјала серије А може се закључити следеће:

- У микроструктури свих материјала ове серије присутне су крупне честице примарног Si са оштрим ивицама, што значи да додатак Gr није имао утицај на микроструктуру. Уочен је велики број интерметалних честица различитог састава чије, присуство није пожељно, јер су оне тврде и крте. Код композита наночестице  $Al_2O_3$  могле су се наћи углавном у агломератима, што је последица лоше квашљивости ових честица. Честице SiC су биле, углавном, униформно распоређене у основи, док су честице Gr биле неравномерно распоређене.
- Густина материјала је била нижа од теоријске. Основни материјал је имао густину најприближнију теоријској, док је највеће одступање густине од теоријске забележено за композит K3 ( $Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3 (20-30\text{ nm})+10\% SiC (30\text{ }\mu\text{m})+3\% Gr (17\text{ }\mu\text{m})$ ). Забележена одступања између експерименталне и теоријске густине указују на присуство порозности у материјалима серије А. Додавањем ојачавача  $0,5\% Al_2O_3 (20-30\text{ nm})+10\% SiC (30\text{ }\mu\text{m})$  у основни материјал, порозност се повећала. Даљим додавањем честица Gr ( $17\text{ }\mu\text{m}$  и  $200-800\text{ }\mu\text{m}$ ), порозност се још више повећала.
- Упоређивањем резултата макро и микротврдоће уочено је да су имале слично понашање. Тврдоћа основног материјала је била најнижа, додавањем  $0,5\% Al_2O_3 (20-30\text{ nm})+10\% SiC (30\text{ }\mu\text{m})$  у основни материјал (композит K1), тврдоћа се повећала и била је највиша у односу на све остале материјале серије А. Додатком  $1\% Gr (17\text{ }\mu\text{m}$  или  $200-800\text{ }\mu\text{m})$  честица у композит K1 (композити K2 и K4), тврдоћа се смањила. Повећањем садржаја Gr ( $17\text{ }\mu\text{m}$  или  $200-800\text{ }\mu\text{m}$ ) честица у композиту K1 на  $3\%$  (композити K3 и K5), тврдоћа се додатно смањила. Смањење тврдоће додатком Gr честица је очекивано, јер ове честице имају мању тврдоћу.
- Триболошким испитивањима на уређају са контактном геометријом епрувета на прстену, највиши интензитет хабања, при свим нормалним оптерећењима, измерен је за основни материјал. Највећи утицај на смањење интензитета хабања имао је додатак од  $0,5\% Al_2O_3 (20-30\text{ nm})+10\% SiC (30\text{ }\mu\text{m})$  у основни материјал (композит K1). Додатак Gr ( $17\text{ }\mu\text{m}$  или  $200-800\text{ }\mu\text{m}$ ) честица у композит K1, смањило је интензитет хабања, али у много мањој мери. Најизраженији утицај додавања Gr ( $17\text{ }\mu\text{m}$  или  $200-800\text{ }\mu\text{m}$ ) честица композиту K1 примећен је при додатку од  $3\%$  крупних Gr ( $200-800\text{ }\mu\text{m}$ ) честица (композит K5), при нормалном оптерећењу од  $300\text{ N}$ . Интензитет хабања и коефицијент трења су расли са порастом нормалног оптерећења. Најнижи коефицијент трења, при свим нормалним оптерећењима, имао је основни материјал, док су за остале композите коефицијенти трења, при истом нормалном оптерећењу, доста слични. Коефицијенти трења посматраних материјала били су у границама од  $0,0898$  до  $0,1281$ .
- Анализом похабаних површина могле су се уочити танке бразде дуж трага хабања, што указује на то да је механизам хабања била абразија. Повећањем нормалног оптерећења бразде су биле израженије. Количина пренесеног материјала се повећала са растом отпорности на хабање и карактеристично је то да су се честице Fe груписале око честица SiC.

- Применом *ANN* методе за интензитет хабања и коефицијент трења истовремено, може се закључити да одступања између предвиђених и експерименталних вредности постоје, али се ипак са великом поузданошћу ова метода може користити за предвиђање интензитета хабања и коефицијента трења композита са  $Al18Si$  основом.
- Тагучи-греј метода је примењена у циљу проналажења најбоље комбинације посматраних параметара (материјал и нормално оптерећење), за добијање оптималних вредности интензитета хабања и коефицијента трења. Након анализе, закључено је да су оптималне вредности интензитета хабања и коефицијента трења добијене за композит К2 и нормално оптерећење од 100 N. Након Тагучи-греј анализе, добијене су регресионе једначине за интензитет хабања и коефицијент трења и извршено је поређење вредности добијених *ANN* и регресионом анализом са експерименталним резултатима. Поређењем ових вредности, уочено је добро поклапање *ANN* и регресионих резултата са експерименталним резултатима интензитета хабања, док је за коефицијент трења било већих одступања од експерименталних резултата. До ове појаве је дошло због тога што интензитет хабања има већи утицај при вишекритеријумској оптимизацији, што је уочено израчунавањем тежинских фактора при Тагучи-греј анализи, али и због саме природе интензитета хабања и коефицијента трења чије промене нису линеарне. Иако има одступања у вредностима метода оптимизације од експерименталних вредности, ове методе се могу са великом поузданошћу користити за предвиђање понашања коефицијента трења и интензитета хабања материјала серије А.

Након завршених испитивања материјала серије А извршени су анализа и испитивање материјала серије Б и изведени су следећи закључци:

- Микроструктура материјала основе Б је била слична као и код материјала серије А, иако у основу материјала серије Б, није додат Sr, што потврђује претходни закључак да Sr није утицао на модификацију. Као и код материјала серије А, у микроструктури материјала серије Б могле су се видети крупне честице примарног Si са оштрим ивицама и интерметалне фазе различитог састава. Наночестице  $Al_2O_3$  налазиле су се у агломератима, док су се микрочестице  $Al_2O_3$  могле наћи и у агломератима и распоређене у основи. Микрочестице SiC су се понашале слично као и микрочестице  $Al_2O_3$ , док су честице Gr биле неравномерно распоређене у основи.
- За материјале серије Б најнижа густина, а самим тим, и порозност забележени су за композит C4 ( $Al18Si+3\% Gr (250-500 \mu m)$ ), јер Gr честице већих димензија имају бољу квашљивост, што утиче на смањење порозности материјала. Додатак 0,5% наночестица  $Al_2O_3 (20-30 nm)$  основном материјалу повећава порозност композита (C1) у односу на основни материјал. Присуство 3% микрочестица  $Al_2O_3 (36 \mu m)$  или SiC (40  $\mu m$ ) (композити C2 и C3) је повећало порозност у односу на основни материјал. Комбиновањем 0,5% наночестица  $Al_2O_3 (20-30 nm)$  са 3 % микрочестица ојачавача  $Al_2O_3 (36 \mu m)$  или SiC (40  $\mu m$ ) или 3% Gr (250–500  $\mu m$ ), додатно је повећало порозност композита (композити C5, C6 и C7).
- Анализом резултата микротврдоће, може се закључити да је највишу тврдоћу имао композит C4 ( $Al18Si+3\% Gr (250-500 \mu m)$ ), што је резултат ниске порозности и присуства велике количине честица примарног Si на површини композита. Додавање 0,5% наночестица  $Al_2O_3 (20-30 nm)$  или 3 % микрочестица ојачавача  $Al_2O_3 (36 \mu m)$  основном материјалу (композити C1 и C2), није имало значајног утицаја на тврдоћу композита. Композит C3, који је добијен додавањем 3% SiC (40  $\mu m$ ) у основни материјал, имао је нижу тврдоћу од основног материјала, што је последица високе

порозности и саме природе везе између основе и ојачавача. Композити C5, C6 и C7 са 0,5% наночестица  $Al_2O_3$  (20–30 nm) и 3 % микрочестица ојачавача  $Al_2O_3$  (36  $\mu m$ ) или SiC (40  $\mu m$ ) или 3% Gr (250–500  $\mu m$ ) су имали нижу тврдоћу од основног материјала, што доводи до закључка да агломерати наночестица  $Al_2O_3$  и порозност имају неповољан утицај на тврдоћу.

- На основу интензитета хабања, добијених триболошким испитивањима, може се видети да је додаток 3% Gr (250–500  $\mu m$ ) честица у основни материјал, за сва нормална оптерећења, имао највећи утицај. Међутим, количина микрочестица ојачавача је недовољна да би се знатно смањио интензитет хабања. Повећањем нормалног оптерећења интензитет хабања и коефицијент трења су се повећали за све посматране материјале серије Б. Најнижи коефицијенти трења забележени су за материјал C1 ( $Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$  (20–30 nm)) и основни материјал. Присуство 3% микрочестица  $Al_2O_3$  (комполит C2) узроковало је високе коефицијенте трења. Поред материјала C2, високи коефицијенти трења су забележени и за C5 ( $Al_{18}Si+0,5\% Al_2O_3$  (20–30 nm)+3% SiC (40  $\mu m$ )), што је последица присуства тврдих SiC микро и  $Al_2O_3$  нано честица.
- Као и код материјала серије А, анализом похабаних површина могле су се уочити танке бразде дуж трага хабања, што указује на то да је механизам хабања била абразија. Повећањем нормалног оптерећења бразде су биле израженије. Поред присуства абразије, уочене су и честице гвожђа које су потврђене EDS анализом. Честице пренесеног материјала су углавном последица присуства  $Al_2O_3$  честица веће тврдоће.
- Поређењем експерименталних и предвиђених вредности интензитета хабања и коефицијента трења добијених ANN анализом, грешка је била у границама од 0% до  $\approx 12\%$ .
- Тагучи-греј метода је примењена у циљу проналажења најбоље комбинације посматраних параметара (врста ојачавача, удео  $Al_2O_3$  наночестица и нормално оптерећење) за добијање оптималних вредности интензитета хабања и коефицијента трења. Након анализе, закључено је да су оптималне вредности интензитета хабања и коефицијента трења добијене за ојачавач Gr, 0%  $Al_2O_3$  (комполит C4) и нормално оптерећење од 100 N.

Поређењем резултата триболошких испитивања може се закључити да композити серије А имају мањи интензитет хабања у односу на серију Б, односно да је проценат ојачавајућих честица од 3%  $Al_2O_3$  или SiC или Gr био недовољан за побољшање карактеристика материјала серије Б. Порозност материјала серије А је била нижа у односу на материјале серије Б. Разлози за настајање порозности су: лоша квашљивост честица, задржавање гасова током мешања, улазак ваздушних мехурића у растоп материјала или самостално или као омотач око честица ојачавача, водена пара на површини честица и скупљање приликом хлађења. Материјали серије А су имали и вишу тврдоћу од материјала серије Б, што је последица високе порозности и малог удела ојачавајућих честица. На основу претходно наведених запажања, материјали серије А испитивани су на трибометру са праволинијским наизменичним кретањем за услове са подмазивањем при нормалним оптерећењима од 100 N, 200N и 300N, брзини клизања од 0,5 m/s и пређеном путу од 1000 m. Након триболошких испитивања, извршена је и анализа клипова од материјала серије А МКЕ методом за две различите температуре 300°C и 400°C и притисак од 7,5 МПа. На основу ових испитивања може се закључити да:

- Није било могуће с великом поузданошћу одредити похабану масу, због порозности материјала и непрецизности мерног уређаја.
- Мазиво и начин подмазивања нису имали значајан утицај на коефицијент трења посматраних материјала.
- Коефицијент трења се са повећањем силе смањивао, што је последица повећања преноса материјала са повећањем нормалног оптерећења. Пренос материјала је утврђен *SEM* и *EDS* анализом похабаних површина. Уопштено говорећи, присуство честица Gr у композитима K2–K5 тек при овој контактної геометрији долази до изражаја, што је и битно јер контакт при овим триболошким испитивањима највише одговара контакту тела клипа и цилиндра.
- МКЕ анализом за температуру од 300°C, при истовременом деловању температуре и притиска, најбоље су се показали композити K3 и K5, који у свом саставу имају Al18Si+0,5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+10% SiC+ 3% Gr, јер при овој анализи утицај величине честица ојачавача није могао бити разматран. При истовременом деловању температуре од 400°C и притиска, најнижи максимални напон забележен је код основног материјала. Сви резултати максималних напона добијени МКЕ анализом су нижи од напона на граници течења и, самим тим, било који од ових материјала може да се користи за израду клипа, чиме је доказана хипотеза да примена нумеричке анализе МКЕ омогућује анализу напона и деформација код елемената са праволинијским наизменичним кретањем.

На основу наведених закључака може се констатовати да су хипотезе постављене у уводном делу доказане, односно да је примењена метода за добијање композита имала утицаја на њихове механичке и триболошке карактеристике, као и да новонастали композити са Al18Si основом имају боље механичке и триболошке карактеристике од основног материјала. Примена метода оптимизације за планирање експеримента је адекватна, што је показано успешно спроведеном оптимизацијом. Применом оптимизационих метода доказано је и да су испитивани најутуцајнији параметри на триболошке карактеристике композита и показан је њихов њихов процентуални утицај.

Истраживање спроведено у овој дисертацији пружило је дубље разумевање карактеристика композита са основом од надеутектичке Al18Si легуре и могућности њихове примене, чиме су остварени кључни циљеви постављени на почетку рада. Анализа добијених резултата указује на значајне предности и побољшања које овакав материјал може донети у различитим индустријама, а посебно у аутомобилској индустрији.

Иако су постигнути значајни резултати, отварају се и даље могућности за наставак истраживања. Даља истраживања постојећих материјала би обухватала додатна испитивања микроструктуре, на пример *XRD* мерења ради доказивања фаза у микроструктури и бољег разумевања њиховог утицаја на механичке и триболошке карактеристике. Поред тога, потребно је спровести МКЕ динамичке анализе при симулацији реалних услова рада клипова у моторима возила, као и произвести клипове од посматраних материјала како би било испитивано њихово понашање у реалним условима.

Будућа истраживања би требало да иду у правцу оптимизације, односно побољшања поступка добијања ових материјала, што је важан корак ка унапређењу њихових карактеристика и проширењу њихове примене. Правилан избор ојачавача, контролисани поступак добијања, као и термичка обрада представљају перспективне правце за будући развој композита са основом од надеутектичке Al-Si легуре.

## ЛИТЕРАТУРА

1. O'Brien, P.K.; Quinault, R. *The Industrial Revolution and British Society*; Cambridge University Press Cambridge: Cambridge, 1993, ISBN 0-521-43744-X.
2. Ross, S. *The Industrial Revolution; Documenting the past*; Evans London: London, 2008, ISBN 978-0-237-53625-1.
3. Forrester, R. The Invention of the Internal Combustion Engine and the Motor Car. *Historical theory and the philosophy of history* 2020, 1–6, doi:10.17613/73dc-bq47.
4. Manasijević, S. *Aluminijumske Klipne Legure*; Lola institut: Beograd, 2012, ISBN 978-86-912177-1-6.
5. Tripković, S. Izučavanje Uticaja Antimona i Stroncijuma Kao Modifikatora Na Strukturu i Osobine Klipnih Legura AlSi12CuMgNi i AlSi18CuMgNi. Doktorska disertacija, Univerzitet u Beogradu Tehnološko-metalurški fakultet: Beograd, 2001.
6. Davis, J.R. Aluminum and Aluminum Alloys. In *Alloying: Understanding the Basics*; ASM international: Russell Township, 2001, 351–416, ISBN 978-0-87170-744-4.
7. Jorstad, J.; Apelian, D. Hypereutectic Al-Si Alloys: Practical Casting Considerations. *International Journal of Metalcasting* 2009, 3, 13–36, doi:10.1007/BF03355450.
8. Wang, K.; Wei, M.; Zhang, L.; Du, Y. Morphologies of Primary Silicon in Hypereutectic Al-Si Alloys: Phase-Field Simulation Supported by Key Experiments. *Metallurgical and Materials Transactions A* 2016, 47, 1510–1516, doi:10.1007/s11661-016-3358-1.
9. Miladinović, S.; Stojanović, B.; Gajević, S.; Vencl, A. Hypereutectic Aluminum Alloys and Composites: A Review. *Silicon* 2023, 15, 2507–2527, doi:10.1007/s12633-022-02216-2.
10. Yaroshevsky, A.A. Abundances of Chemical Elements in the Earth's Crust. *Geochemistry International* 2006, 44, 48–55, doi:10.1134/S001670290601006X.
11. Runge, J.M. A Brief History of Aluminum and Its Alloys. In *The Metallurgy of Anodizing Aluminum: Connecting Science to Practice*; Runge, J.M., Ed.; Springer International Publishing: Cham, 2018; 1–63, ISBN 978-3-319-72177-4.
12. Atanassova, M.; Angelov, R. Chronology of Chemical Elements Discoveries. *Chemistry: Bulgarian Journal of Science Education* 2014, 23, 275–290.
13. Richards, J.W. *Aluminium: Its History, Occurrence, Properties, Metallurgy and Applications, Including Its Alloys*; Classic Reprint.; Henry Carey Baird & Co: Philadelphia, 1890; ISBN 978-1-333-48710-2.
14. Kvande, H. The Aluminum Smelting Process. *Journal of occupational and environmental medicine* 2014, 56, 2–4, doi:10.1097/JOM.0000000000000154.
15. Petrović, L.; Vujić, G. Određivanje Optimalnih Tehnologija Za Tretman Zagađujućih Materija Iz Procesa Prerade Aluminijuma. In Proceedings of the Zbornik radova Fakulteta tehničkih nauka; Novi Sad, 2012, 15, 3304–3307.
16. Jamieson, E.; van Riessen, A.; McLellan, B.; Penna, B.; Kealley, C.; Nikraz, H. Introducing Bayer Liquor-Derived Geopolymers. In *Handbook of Low Carbon Concrete*; Nazari, A., Sanjayan, J.G., Eds.; Butterworth-Heinemann: Oxford, 2017, 159–193 ISBN 978-0-12-804524-4.
17. Tabereaux, A.T.; Peterson, R.D. Aluminum Production. In *Treatise on Process Metallurgy*; Seetharaman, S., Ed.; Elsevier: Boston, 2014, 839–917 ISBN 978-0-08-096988-6.

18. Mandin, P.; Wüthrich, R.; Roustan, H. Industrial Aluminium Production: The Hall-Heroult Process Modelling. *ECS Transactions* 2009, *19*, 1, doi:10.1149/1.3247986.
19. Prasad, S. Studies on the Hall-Heroult Aluminum Electrowinning Process. *Journal of the Brazilian Chemical Society* 2000, *11*, 245–251, doi:10.1590/S0103-50532000000300008
20. Menzie, W.D.; Barry, J.J.; Bleiwas, D.I.; Bray, E.I.; Goonan, T.G.; Matos, G. *The Global Flow of Aluminum from 2006 through 2025: U.S. Geological Survey Open-File Report 2010–1256*; 2010.
21. CRU International Consulting *Opportunities for Aluminium in a Post-Covid Economy*, 2022.
22. *Aluminum, Global Uses, 2020*; Wood Mackenzie, 2020.
23. Fayomi, O.S.I.; Popoola, A.P.I.; Udoye, N.E. Effect of Alloying Element on the Integrity and Functionality of Aluminium-Based Alloy. In *Aluminium Alloys - Recent Trends in Processing, Characterization, Mechanical Behavior and Applications*; Intech Open: Rijeka, 2017; 243–241, ISBN 978-953-51-3698-9.
24. Kaufman, J.G.; Rooy, E.L. *Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications*; ASM International: USA, 2004, ISBN 0-87170-803-5.
25. Aryshenskii, V.; Grechnikov, F.; Aryshenskii, E.; Erisov, Y.; Tepterev, M.; Kuzin, A.; Konovalov, S. Alloying Elements Effect on the Recrystallization Process in Magnesium-Rich Aluminum Alloy. *Materials* 2022, *15*, doi:10.3390/ma15207062.
26. Rana, R.S.; Purohit, R.; Das, S. Reviews on the Influences of Alloying Elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites. *International Journal of Scientific and Research Publications* 2012, *2*, 1–7, ISSN 2250-3153.
27. Dorin, T.; Vahid, A.; Lamb, J. Chapter 11 - Aluminium Lithium Alloys. In *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*; Lumley, R.N., Ed.; Woodhead Publishing, 2018, 387–438, ISBN 978-0-08-102063-0.
28. Joseph, O.O.; Olubambi, P.A.; Joseph, O.O.; Edun, B.M.; Okeniyi, J.O.; Abioye, O.P. Effects of Alloying on Aluminium-Silicon Alloys – A Review. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 2021, *1107*, 012116, doi:10.1088/1757-899X/1107/1/012116.
29. Jarfors, A.; Jansson, P. Selecting Cast Alloy Alloying Elements Suitable for a Circular Society. *Sustainability* 2022, *14*, 6584, doi:10.3390/su14116584.
30. Mbuya, T.O.; Odera, B.; ng'ang'a, S. Influence of Iron on Castability and Properties of Aluminium Silicon Alloys: Literature Review. *International Journal of Cast Metals Research* 2003, *16*, 451–465, doi:10.1179/136404603225006468.
31. Ikhmayies, S. Phase Diagrams of Al–Si System: Methods and Protocols. Energy Technology 2019. The Minerals, Metals & Materials Series. Springer, Cham. 2019, 231–237, doi: 10.1007/978-3-030-06209-5\_24, ISBN 978-1-4939-7767-3.
32. Veličković, S.; Stojanović, B.; Ivanović, L.; Miladinović, S.; Milojević, S. Application of Nanocomposites in the Automotive Industry. *Mobility & Vehicle Mechanics* 2019, *45*, 51-64, doi: 10.24874/mvm.2019.45.03.05
33. Fentahun, M.A.; Savaş, M.A. Materials Used in Automotive Manufacture and Material Selection Using Ashby Charts. *International Journal of Materials Engineering* 2018, *8*, 40–54, doi: 10.5923/j.ijme.20180803.0.

34. Hirsch, J. Recent Development in Aluminium for Automotive Applications. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 2014, 24, 1995–2002, doi:10.1016/S1003-6326(14)63305-7.
35. Gong, C.; Tu, H.; Wu, C.; Wang, J.; Su, X. Study on Microstructure and Mechanical Properties of Hypereutectic Al–18Si Alloy Modified with Al–3B. *Materials* 2018, 11, doi:10.3390/ma11030456.
36. Lashkari, O.; Ajersch, F.; Charette, A.; Chen, X.-G. Microstructure and Rheological Behavior of Hypereutectic Semi-Solid Al–Si Alloy under Low Shear Rates Compression Test. *Materials Science and Engineering: A* 2008, 492, 377–382, doi:10.1016/j.msea.2008.05.018.
37. Walker, J.C.; Murray, J.; Narania, S.; Clare, A.T. Dry Sliding Friction and Wear Behaviour of an Electron Beam Melted Hypereutectic Al–Si Alloy. *Tribology Letters* 2012, 45, 49–58, doi:10.1007/s11249-011-9865-8.
38. Chirita, G.; Stefanescu, I.; Cruz, D.; Soares, D.; Silva, F.S. Sensitivity of Different Al–Si Alloys to Centrifugal Casting Effect. *Materials & Design* 2010, 31, 2867–2877, doi:10.1016/j.matdes.2009.12.045.
39. Cui, C.; Schulz, A.; Schimanski, K.; Zoch, H.-W. Spray Forming of Hypereutectic Al–Si Alloys. *Journal of Materials Processing Technology* 2009, 209, 5220–5228, doi:10.1016/j.jmatprotec.2009.03.009.
40. Xing, P.; Gao, B.; Zhuang, Y.; Liu, K.; Tu, G. On the Modification of Hypereutectic Al–Si Alloys Using Rare Earth Er. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* 2010, 23, 327–333, doi:10.11890/1006-7191-105-327.
41. Singh, R.K.; Telang, A.; Das, S. Microstructure and Mechanical Properties of Al–Si Alloy in Ascast and Heat Treated Condition. *American Journal Of Engineering Research* 2016, 5, 133–137, ISSN2320-0847.
42. Liu, M.; Fu, H.; Xu, C.; Xiao, W.; Peng, Q.; Yamagata, H.; Ma, C. Precipitation Kinetics and Hardening Mechanism in Al–Si Solid Solutions Processed by High Pressure Solution Treatment. *Materials Science and Engineering: A* 2018, 712, 757–764, doi:10.1016/j.msea.2017.12.033.
43. Jeon, J.H.; Shin, J.H.; Bae, D.H. Si Phase Modification on the Elevated Temperature Mechanical Properties of Al–Si Hypereutectic Alloys. *Materials Science and Engineering: A* 2019, 748, 367–370, doi:10.1016/j.msea.2019.01.119.
44. Singhal, V.; Pandey, O.P. Wear and Friction Behavior of Gr/Sn Solid Lubricated Dual Reinforced AMCs. *Silicon* 2022, 14, 5629–5645, doi:10.1007/s12633-021-01343-6.
45. Guan, R.-G.; Tie, D. A Review on Grain Refinement of Aluminum Alloys: Progresses, Challenges and Prospects. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* 2017, 30, 409–432, doi:10.1007/s40195-017-0565-8.
46. MAHLE GmbH Piston Materials. In *Pistons and engine testing*; Vieweg+Teubner Verlag: Wiesbaden, 2012, 59–82, ISBN 978-3-8348-8662-0.
47. Li, R.; Liu, L.; Zhang, L.; Sun, J.; Shi, Y.; Yu, B. Effect of Squeeze Casting on Microstructure and Mechanical Properties of Hypereutectic Al–xSi Alloys. *Journal of Materials Science & Technology* 2017, 33, 404–410, doi:10.1016/j.jmst.2017.02.004.
48. Kang, N.; Coddet, P.; Liao, H.; Baur, T.; Coddet, C. Wear Behavior and Microstructure of Hypereutectic Al–Si Alloys Prepared by Selective Laser Melting. *Applied Surface Science* 2016, 378, 142–149, doi:10.1016/j.apsusc.2016.03.221.

49. Huang, X.; Liu, C.; Lv, X.; Liu, G.; Li, F. Aluminum Alloy Pistons Reinforced with SiC Fabricated by Centrifugal Casting. *Journal of Materials Processing Technology* 2011, 211, 1540–1546, doi:10.1016/j.jmatprotec.2011.04.006.
50. Zuo, M.; Zhao, D.; Teng, X.; Geng, H.; Zhang, Z. Effect of P and Sr Complex Modification on Si Phase in Hypereutectic Al–30Si Alloys. *Materials & Design* 2013, 47, 857–864, doi:10.1016/j.matdes.2012.12.054.
51. Alghamdi, A.; Ramadan, M.; Abdel-Halim, K.; Fathy, N. Microscopical Characterization of Cast Hypereutectic Al-Si Alloys Reinforced with Graphene Nanosheets. *Engineering, Technology and Applied Science Research* 2018, 8, 2514–2519, doi:10.48084/etasr.1795.
52. Ramadan, M.; Fathy, N.; Waly, M.; Nofal, A. Semi-Solid Heat Treatment of Hypereutectic Al-18% Si Alloy Containing Iron-Rich Intermetallics. *International Journal of Research in Engineering and Technology* 2014, 03, 746–749, doi:10.15623/ijret.2014.0305138.
53. Kneisler, F.J.; Martens, D.A.; Midgley, R.W. The Vega 2300 Engine. *SAE 1971 Transactions-V80-A* 1971, 520–545, doi:https://doi.org/10.4271/710147.
54. Chevrolet Vega. <https://www.usacarworld.com/member-blog-posts/the-vega-chevrolets-sub-compact-car>. приступљено 1. 3. 2022.
55. Donahue, R.; Fabiyi, P. Manufacturing Feasibility of All-Aluminum Automotive Engines Via Application of High Silicon Aluminum Alloy. *SAE 2000 World Congress Detroit*, 6-9 March, 2000, 1-11, doi:10.4271/2000-01-0061, ISSN 0148-7191.
56. Alusil. <https://alchetron.com/Alusil> приступљено 5.5.2022.
57. Orłowicz, A.W.; Tupaj, M.; Mróz, M.; Trytek, A. Combustion Engine Cylinder Liners Made of Al-Si Alloys. *Archives of Foundry engineering* 2015, 15, 71-74, doi:10.1515/afe-2015-0041.
58. Javidani, M.; Larouche, D. Application of Cast Al-Si Alloys in Internal Combustion Engine Components. *International Materials Reviews* 2014, 59, 132–158, doi:10.1179/1743280413Y.0000000027.
59. Tupaj, M.; Orłowicz, A.W.; Mróz, M.; Trytek, A.; Dolata, A.J.; Dziejcz, A. A Study on Material Properties of Intermetallic Phases in a Multicomponent Hypereutectic Al-Si Alloy with the Use of Nanoindentation Testing. *Materials* 2020, 13, doi:10.3390/ma13245612.
60. Donahue, R.J.; Lumley, R.N. Chapter 6 - New Hypoeutectic/Hypereutectic Die-Casting Alloys and New Permanent Mould Casting Alloys That Rely on Strontium for Their Die Soldering Resistance. In *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*; Lumley, R.N., Editors; Woodhead Publishing, 2018, 173–215, ISBN 978-0-08-102063-0.
61. BMW service training centre BMW V-12 Light Alloy Engine M 70 Service Repair. 1987.
62. Hypereutectic Al-Si Liner. <https://www.baienwei.net/product/AlSi-cylinder-liners-or-S260-alloy-used-in-automotive-application.html> приступљено 19.4.2022.
63. Hypereutectic Al-Si Piston. <https://www.baienwei.net/product/high-performance-pistons-for-automotive-and-industrial-applications.html> приступљено 10.7.2022.
64. Speed pro Hypereutectic Pistons. <http://www.competitionproducts.com/Speed-Pro-Hypereutectic-Pistons/departments/563/> приступљено 14.7.2022.
65. KB Performance Hypereutectic Pistons. <https://www.competitionproducts.com/KB-Performace-Hypereutectic-Pistons/departments/449/> приступљено 14.7.2022.



66. Staab, G. Introduction to Composite Materials. In *Laminar Composites*; Butterworth-Heinemann: Oxford, 2015, 1–16, ISBN 978-0-12-802400-3.
67. Serifi, V.; Tarić, M.; Jevtić, D.; Ristovski, A.; Šahinagić-Isović, M. Historical Development of Composite Materials. *The Annals of the University of Oradea. Economic Sciences* 2018, 27, doi:10.15660/AUOFMTE.2018-3.3392.
68. Dunlop, J.W.C.; Fratzl, P. Biological Composites. *Annual Review of Materials Research* 2010, 40, 1–24, doi:10.1146/annurev-matsci-070909-104421.
69. Harris, B. A Perspective View of Composite Materials Development. *Materials & Design* 1991, 12, 259–272, doi:10.1016/0261-3069(91)90006-P.
70. Pastuszak, P.D.; Muc, A. Application of Composite Materials in Modern Constructions. *Key Engineering Materials* 2013, 542, 119–129, doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.542.119.
71. Maiti, S.; Islam, M.R.; Uddin, M.A.; Afroj, S.; Eichhorn, S.J.; Karim, N. Sustainable Fiber-Reinforced Composites: A Review. *Advanced Sustainable Systems* 2022, 6, 2200258, doi:10.1002/adsu.202200258.
72. Boey, J.Y.; Lee, C.K.; Tay, G.S. Factors Affecting Mechanical Properties of Reinforced Bioplastics: A Review. *Polymers* 2022, 14, doi:10.3390/polym14183737.
73. Cantwell, W.J.; Morton, J. The Impact Resistance of Composite Materials — a Review. *Composites* 1991, 22, 347–362, doi:10.1016/0010-4361(91)90549-V.
74. Ujah, C.O.; Kallon, D.V. Trends in Aluminium Matrix Composite Development. *Crystals* 2022, 12, doi:10.3390/cryst12101357.
75. Kumar, R.; Jha, K.; Sharma, S.; Kumar, V.; Li, C.; Eldin, E.M.T.; Rajkumar, S.; Królczyk, G. Effect of Particle Size and Weight Fraction of SiC on the Mechanical, Tribological, Morphological, and Structural Properties of Al-5.6Zn-2.2Mg-1.3Cu Composites Using RSM: Fabrication, Characterization, and Modelling. *Heliyon* 2022, 8, e10602, doi:10.1016/j.heliyon.2022.e10602.
76. Mavhungu, S.T.; Akinlabi, E.T.; Onitiri, M.A.; Varachia, F.M. Aluminum Matrix Composites for Industrial Use: Advances and Trends. *Procedia Manufacturing* 2017, 7, 178–182, doi:10.1016/j.promfg.2016.12.045.
77. Vencl, A. Istraživanje Mogućnosti Pobołjšanja Triboloških Karakteristika Al-Si Legura u Uslovima Klizanja. Doktorska disertacija, Univerzitet u Beogradu Mašinski fakultet: Beograd, 2008.
78. Singh, L.; Sehgal, S.; Saxena, K. Behaviour of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in Aluminium Matrix Composites: An Overview. *E3S Web of Conferences* 2021, 309, 01028, doi:10.1051/e3sconf/202130901028.
79. Lakshmi Narayana, K.S.; Benal, M.M.; Shivanand, H.K. Effect of Graphite on Aluminium Matrix Composites Fabricated by Stir Casting Route – A Review. *Materials Today: Proceedings* 2021, 45, 327–331, doi:10.1016/j.matpr.2020.11.051.
80. Hazim, F.; Muna, N.; Ștefănescu, F. Properties and Applications of Aluminium-Graphite Composites. *Advanced Materials Research* 2015, 1128, 134–143, doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.1128.134.
81. Gowon, B.; Polycarp, E. Aluminium-Aluminium Nitride Composite - A Review of Production Methods. *Australian Journal of Basic and Applied Sciences* 2015, 9, 18–25.
82. Grech, J.; Antunes, E. Zirconia in Dental Prosthetics: A Literature Review. *Journal of Materials Research and Technology* 2019, 8, 4956–4964, doi:10.1016/j.jmrt.2019.06.043.

83. Volpato, C.; Garbelotto, L.; Fredel, M.; Bondioli, F. Application of Zirconia in Dentistry: Biological, Mechanical and Optical Considerations. In *Advances in Ceramics - Electric and Magnetic Ceramics, Bioceramics, Ceramics and Environment*; Intech Open: London, 2011, doi:10.5772/21630, ISBN 978-953-307-350-7.
84. Walker, R.C.; Potochniak, A.E.; Hyer, A.P.; Ferri, J.K. Zirconia Aerogels for Thermal Management: Review of Synthesis, Processing, and Properties Information Architecture. *Advances in Colloid and Interface Science* 2021, 295, 102464, doi:10.1016/j.cis.2021.102464.
85. Mazahery, A.; Shabani, M.O. Microstructural and Abrasive Wear Properties of SiC Reinforced Aluminum-Based Composite Produced by Compcasting. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 2013, 23, 1905–1914, doi:10.1016/S1003-6326(13)62676-X.
86. Karvanis, K.; Fasnakis, D.; Maropoulos, A.; Papanikolaou, S. Production and Mechanical Properties of Al-SiC Metal Matrix Composites. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 2016, 161, 012070, doi:10.1088/1757-899X/161/1/012070.
87. Yonetken, A.; Erol, A. Production and Characterization of Al-BN Composite Materials Using by Powder Metallurgy. *Agronomy Research* 2018, 16, doi:10.15159/AR.18.135.
88. Zubcak, M.; Soltes, J.; Zimina, M.; Weinberger, T.; Enzinger, N. Investigation of Al-B4C Metal Matrix Composites Produced by Friction Stir Additive Processing. *Metals* 2021, 11, doi:10.3390/met11122020.
89. Yonetken, A.; Çakmakkaya, M.; Oğuz, Y.; Kaplan, H. Production and characterization of Al-TiC composite materials. *1th International Conference on Engineering and Natural Sciences*, Skopje, 15-19 May, 2015, ISSN 2687-2447.
90. Wang, M.; Pang, J.C.; Li, S.X.; Zhang, Z.F. Low-Cycle Fatigue Properties and Life Prediction of Al-Si Piston Alloy at Elevated Temperature. *Materials Science and Engineering: A* 2017, 704, 480–492, doi:10.1016/j.msea.2017.08.014.
91. Njuguna, B.K.; Li, J.; Tan, Y.; Sun, Q.; Li, P. Grain Refinement of Primary Silicon in Hypereutectic Al-Si Alloys by Different P-Containing Compounds. *China Foundry* 2021, 18, 37–44, doi:10.1007/s41230-021-0074-2.
92. Panov, I.; Dochev, B.; Manolov, V.; Velikov, A.; Dyakova, V. Investigation of the Influence of Different Modifiers on the Eutectic Si in the Composition of AlSi18 Alloy. *Environmen. Technologie. Resources. Proceedings of the 13th International Scientific and Practical Conference* 2021, 3, 261–265, doi:10.17770/etr2021vol3.6555.
93. Rao, P.V.C.; Devi, A.S.; Kumar, K.G.B. Influence of Melt Treatments on Dry Sliding Wear Behavior of Hypereutectic Al-15 Si-4 Cu Cast Alloys. *Jordan Journal of Mechanical and Industrial Engineering* 2012, 6, 55-61.
94. Sha, M.; Wu, S.; Wang, X.; Wan, L.; An, P. Effects of Cobalt Content on Microstructure and Mechanical Properties of Hypereutectic Al-Si Alloys. *Materials Science and Engineering: A* 2012, 535, 258–263, doi:10.1016/j.msea.2011.12.077.
95. Abouei, V.; Shabestari, S.G.; Saghafian, H. Dry Sliding Wear Behaviour of Hypereutectic Al-Si Piston Alloys Containing Iron-Rich Intermetallics. *Materials Characterization* 2010, 61, 1089–1096, doi:10.1016/j.matchar.2010.07.001.
96. Kaiser, M.; Sabbir, S.; Kabir, M.; Shoummo, M.R.; Nur, M. Study of Mechanical and Wear Behaviour of Hyper-Eutectic Al-Si Automotive Alloy Through Fe, Ni and Cr Addition. *Materials Research* 2018, 21, doi:10.1590/1980-5373-mr-2017-1096.

97. Contatori, C.; Domingues, N.I.; Barreto, R.L.; de Lima, N.B.; Vatauvuk, J.; Borges, A.A.C.; Almeida, G.F.C.; Couto, A.A. Effect of Mg and Cu on Microstructure, Hardness and Wear on Functionally Graded Al–19Si Alloy Prepared by Centrifugal Casting. *Journal of Materials Research and Technology* 2020, 9, 15862–15873, doi:10.1016/j.jmrt.2020.11.050.
98. Tripković, S.; Aćimović-Pavlović, Z.; Terzić, A.; Pavlović, L.; Pavlović, M. Influence of Modifying Methods on Quality of Eutectic and Hypereutectic Silumine for Diesel Engine Pistons. *International Journal of Cast Metals Research* 2013, 26, 209–212, doi:10.1179/1743133613Y.0000000054.
99. He, K.; Yu, F.; Zhao, D.; Zuo, L. Characterization of Precipitates in a Hot-Deformed Hypereutectic Al–Si Alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 2012, 539, 74–81, doi:10.1016/j.jallcom.2012.06.051.
100. Su, S.S. Development of Hypereutectic Al-Si Based P/M Alloys. PhD thesis, College of Engineering and Physical Sciences, University of Birmingham: Birmingham, 2012.
101. Dhar, A.R.; Roy, S.S. A Case Study of Machinability Evaluation of a Gravity Cast Hypereutectic Al-Si Binary MMC in Dry Turning. *Materials Today: Proceedings* 2022, 66, 3916–3923, doi:10.1016/j.matpr.2022.06.455.
102. Lin, C.; Wu, S.; Lü, S.; An, P.; Wan, L. Microstructure and Mechanical Properties of Rheo-Diecast Hypereutectic Al–Si Alloy with 2%Fe Assisted with Ultrasonic Vibration Process. *Journal of Alloys and Compounds* 2013, 568, 42–48, doi:10.1016/j.jallcom.2013.03.089.
103. Campbell, J. Casting. In *Complete Casting Handbook (Second Edition)*; Campbell, J., Ed.; Butterworth-Heinemann: Boston, 2015, 821–882 ISBN 978-0-444-63509-9.
104. Lasa, L.; Rodriguez-Ibabe, J.M. Effect of Composition and Processing Route on the Wear Behaviour of Al–Si Alloys. *Scripta Materialia* 2002, 46, 477–481, doi:10.1016/S1359-6462(02)00020-9.
105. Jovanović, M.; Lazić, V. *Tehnologija Livenja i Zavarivanja Osnovni Univerzitetski Udžbenik*; Fakultet inženjerskih nauka Univerziteta u Kragujevcu: Kragujevac, 2015.
106. Reddy, T.V.S.; Dwivedi, D.K.; Jain, N.K. Adhesive Wear of Stir Cast Hypereutectic Al–Si–Mg Alloy under Reciprocating Sliding Conditions. *Wear* 2009, 266, 1–5, doi:10.1016/j.wear.2008.05.003.
107. Wang, F.; Ma, Y.; Zhang, Z.; Cui, X.; Jin, Y. A Comparison of the Sliding Wear Behavior of a Hypereutectic Al–Si Alloy Prepared by Spray-Deposition and Conventional Casting Methods. *Wear* 2004, 256, 342–345, doi:10.1016/S0043-1648(03)00412-5.
108. Ramadan, M. Microstructural Evolution of Cast Hyper-Eutectic Al-18% Si Alloy during Cyclic Semi-Solid Heat Treatment. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering* 2015, 3, 390–398, doi:10.4236/jmmce.2015.35041.
109. Scepanovic, J.; Asanovic, V.; Herenda, S.; Vuksanovic, D.; Radonjic, D.; Korac, F. Microstructural Characteristics, Mechanical Properties, Fracture Analysis and Corrosion Behavior of Hypereutectic Al–13.5Si Alloy. *International Journal of Metalcasting* 2019, 13, 700–714, doi:10.1007/s40962-019-00315-2.
110. Kim, H.-J. Effect of Calcium on Primary Silicon Particle Size in Hypereutectic Al–Si Alloys. *Materials Science and Technology* 2003, 19, 915–918, doi:10.1179/026708303225002820.

111. Shi, W.X.; Gao, B.; Tu, G.F.; Li, S.W. Effect of Nd on Microstructure and Wear Resistance of Hypereutectic Al–20%Si Alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 2010, 508, 480–485, doi:10.1016/j.jallcom.2010.08.098.
112. Kaur, P.; Dwivedi, D.K.; Pathak, P.M. Effects of Electromagnetic Stirring and Rare Earth Compounds on the Microstructure and Mechanical Properties of Hypereutectic Al–Si Alloys. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2012, 63, 415–420, doi:10.1007/s00170-012-3921-x.
113. Khemraj, S.; Jha, A.K.; Ojha, S.N. Tribo-Mechanical Behavior of Complex Hypereutectic Al–Si Alloy Compressed through a Converging Die at Elevated Temperatures. *Materials Research Express* 2018, 5, 076509, doi:10.1088/2053-1591/aacc94.
114. Bonollo, F.; Gramegna, N.; Timelli, G. High-Pressure Die-Casting: Contradictions and Challenges. *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society* 2015, 67, 901–908, doi:10.1007/s11837-015-1333-8.
115. Jiao, X.Y.; Wang, J.; Liu, C.F.; Guo, Z.P.; Tong, G.D.; Ma, S.L.; Bi, Y.; Zhang, Y.F.; Xiong, S.M. Characterization of High-Pressure Die-Cast Hypereutectic Al–Si Alloys Based on Microstructural Distribution and Fracture Morphology. *Journal of Materials Science & Technology* 2019, 35, 1099–1107, doi:10.1016/j.jmst.2018.12.005.
116. Yamagata, H.; Kasprzak, W.; Aniolek, M.; Kurita, H.; Sokolowski, J.H. The Effect of Average Cooling Rates on the Microstructure of the Al–20% Si High Pressure Die Casting Alloy Used for Monolithic Cylinder Blocks. *Journal of Materials Processing Technology* 2008, 203, 333–341, doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.10.023.
117. Wang, J.; Guo, Z.; Jiao, X.Y.; Song, L.; Hu, W.X.; Li, J.C.; Xiong, S.M. On the Failure Mechanism for High Pressure Die Casting A390 Hypereutectic Alloy in Low Cycle and High Cycle Fatigue. *Materials Science and Engineering: A* 2018, 723, 48–55, doi:10.1016/j.msea.2018.03.037.
118. Lost Foam Casting. In *Foseco Ferrous Foundryman's Handbook (Eleventh Edition)*; Brown, J.R., Editor; Butterworth-Heinemann: Oxford, 2000; 216–225, ISBN 978-0-7506-4284-2.
119. Lasa, L.; Rodriguez-Ibabe, J.M. Wear Behaviour of Eutectic and Hypereutectic Al–Si–Cu–Mg Casting Alloys Tested against a Composite Brake Pad. *Materials Science and Engineering: A* 2003, 363, 193–202, doi:10.1016/S0921-5093(03)00633-6.
120. Ebhota, W.S.; Karun, A.S.; Inambao, F. Centrifugal Casting Technique Baseline Knowledge, Applications, and Processing Parameters: Overview. *International Journal of Materials Research* 2016, 107, 960–969, doi:10.3139/146.111423.
121. Rajan, T.P.D.; Pillai, R.M.; Pai, B.C. Centrifugal Casting of Functionally Graded Aluminium Matrix Composite Components. *International Journal of Cast Metals Research* 2008, 21, 214–218, doi:10.1179/136404608X361972.
122. Mallikarjun, M.S.; Sukruth, M.; Chethan, K.S.; Aithal, K.S. Study of Functionally Graded Al–Si Alloy Fabricated by Centrifuge Casting Technique. *The International Journal of Advance in Scientific Research and Engineering* 2017, 3, 63753–63757, doi: 10.7324/IJASRE.2017.32558.
123. Chen, Z.; Su, Y.; Gong, S. Effect of Centrifugal Casting on Microstructures and Properties of Hypereutectic Al–18wt.%Si Alloy. In *Proceedings of the 2016 International Forum on Energy, Environment and Sustainable Development* 2016, 706–710, doi: 10.2991/ifeesd-16.2016.128.

124. Shailesh, R.A.; Tattimani, M.S.; Rao, S.S. Understanding Melt Flow Behavior for Al-Si Alloys Processed Through Vertical Centrifugal Casting. *Materials and Manufacturing Processes* 2015, *30*, 1305–1311, doi:10.1080/10426914.2015.1019093.
125. Hashim, J.; Looney, L.; Hashmi, M.S.J. Metal Matrix Composites: Production by the Stir Casting Method. *Journal of Materials Processing Technology* 1999, *92–93*, 1–7, doi:10.1016/S0924-0136(99)00118-1.
126. Ceschini, L.; Dahle, A.; Gupta, M.; Jarfors, A.; Jayalakshmi, S.; Morri, A.; Rotundo, F.; Toschi, S.; Singh, A. *Aluminum and Magnesium Metal Matrix Nanocomposites*; 2016, doi:10.1007/978-981-10-2681-2, ISBN 978-981-10-2680-5.
127. Samal, P.; Babu, D.M.; Kiran, S.V.; Surekha, B.; Vundavilli, P.R.; Mandal, A. Study of Microstructural and Machining Characteristics of Hypereutectic Al-Si Alloys Using Wire-EDM for Photovoltaic Application. *Silicon* 2021, *13*, 4407–4419, doi:10.1007/s12633-020-00742-5.
128. Jena, K.P.; Majhi, J.; Sahoo, S.K.; Pattnaik, S.C. The Microstructural and Wear Properties Improvement by Manganese Addition in Al-14Si Hypereutectic Alloy. *Materials Today: Proceedings* 2022, *62*, 5934–5941, doi:10.1016/j.matpr.2022.04.638.
129. Sumalatha, C.; Chandra Sekhar Rao, P.V.; Rao, V.V.S.; M.S.K.Deepak Effect of Grain Refiner, Modifier and Graphene on the Mechanical Properties of Hyper Eutectic Al-Si Alloys by Experimental and Numerical Investigation. *Materials Today: Proceedings* 2022, *62*, 3891–3900, doi:10.1016/j.matpr.2022.04.544.
130. Singhal, V.; Pandey, O.P. Dry Sliding Wear Study of Solid Lubricants and Sillimanite-Reinforced Aluminum Alloy Composites. *Journal of Materials Engineering and Performance* 2021, *30*, 8369–8384, doi:10.1007/s11665-021-05975-y.
131. Haghayeghi, R.; Timelli, G. An Investigation on Primary Si Refinement by Sr and Sb Additions in a Hypereutectic Al-Si Alloy. *Materials Letters* 2021, *283*, 128779, doi:10.1016/j.matlet.2020.128779.
132. Zhu, X.; Wang, S.; Dong, X.; Liu, X.; Ji, S. Morphologically Templated Nucleation of Primary Si on AlP in Hypereutectic Al-Si Alloys. *Journal of Materials Science & Technology* 2022, *100*, 36–45, doi:10.1016/j.jmst.2021.06.009.
133. Ramesh, C.S.; Prasad, T.B. Friction and Wear Behavior of Graphite-Carbon Short Fiber Reinforced Al–17%Si Alloy Hybrid Composites. *Journal of Tribology* 2008, *131*, doi:10.1115/1.2991124.
134. Kumar Sahu, S.; Kumar Patra, R.; Majhi, J. Effect of Addition of 3 %Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on Mechanical and Microstructural Properties in Al-16Si Hypereutectic Alloys with Pouring Temperature. *Materials Today: Proceedings* 2022, *62*, 5850–5855, doi:10.1016/j.matpr.2022.03.517.
135. Majhi, J.; Mandal, A.; Sahoo, S.K.; Pattnaik, S.C.; Sarangi, B.; Jena, K.P. Effect of Pouring Temperature on Microstructure and Mechanical Properties in Al-16Si-2%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Hypereutectic Alloys. *Materials Today: Proceedings* 2020, *33*, 5539–5543, doi:10.1016/j.matpr.2020.03.496.
136. Bayraktar, Ş.; Hekimoğlu, A. Current Technologies for Aluminum Castings and Their Machinability. In *Advanced Welding and Deforming* 202, 585–610, doi:10.1016/B978-0-12-822049-8.00019-0, ISBN 978-0-12-822049-8.
137. Wang, B.; Wang, J.; Tang, L.; Qi, J.; Wang, J. Effect of Electric Pulse Modification on Microstructure and Properties of Ni-Rich Al-Si Piston Alloy. *China Foundry* 2016, *13*, 139–142, doi:10.1007/s41230-016-5025-y.

138. Midson, S.P. A Comparison of Thixocasting and Rheocasting. In *Proceedings of the Proceedings of 67th World foundry congress*, Harrogate, 2006; 1, 1081–1090, ISBN: 978-1-60423-676-7.
139. Zoqui, E.J. 5.09 - Alloys for Semisolid Processing. In *Comprehensive Materials Processing*; Hashmi, S., Batalha, G.F., Van Tyne, C.J., Yilbas, B., Eds.; Elsevier: Oxford, 2014, 163–190, ISBN 978-0-08-096533-8.
140. Wang, W.; Heydari Vini, M.; Daneshmand, S. Mechanical and Wear Properties of Al/TiC Composites Fabricated via Combined Compo-Casting and APB Process. *Crystals* 2022, 12, doi:10.3390/cryst12101440.
141. Mohamadigangaraj, J.; Nourouzi, S.; AVAL, H.J. Microstructure, Mechanical and Tribological Properties of A390/SiC Composite Produced by Compocasting. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 2019, 29, 710–721, doi:10.1016/S1003-6326(19)64981-2.
142. Hekmat-Ardakan, A.; Ajersch, F. Effect of Conventional and Rheocasting Processes on Microstructural Characteristics of Hypereutectic Al–Si–Cu–Mg Alloy with Variable Mg Content. *Journal of Materials Processing Technology* 2010, 210, 767–775, doi:10.1016/j.jmatprotec.2010.01.005.
143. Ma, G.; Li, L.; Xi, S.; Xiao, Y.; Li, Y.; Yuan, Z.; He, Y.; Zhou, R.; Jiang, Y. Enhanced Combination of Strength and Ductility in the Semi-Solid Rheocast Hypereutectic AlSi Alloy with the Effect of in-Situ TiB<sub>2</sub> Particles. *Materials Characterization* 2021, 176, 111143, doi:10.1016/j.matchar.2021.111143.
144. Li, Y.; Xi, S.; Ma, G.; Xiao, Y.; Li, L.; Yuan, Z.; He, Y.; Zhou, R.; Jiang, Y. Understanding the Influencing Mechanism of Sub-Micron Sized TiB<sub>2</sub>p on the Microstructures and Properties of Rheological Squeeze Casting Hypereutectic Al–Si Alloys. *Journal of Materials Research and Technology* 2021, 14, 57–68, doi:10.1016/j.jmrt.2021.06.048.
145. Kapranos, P.; Kirkwood, D.H.; Atkinson, H.V.; Rheinlander, J.T.; Bentzen, J.J.; Toft, P.T.; Debel, C.P.; Laslaz, G.; Maenner, L.; Blais, S.; et al. Thixoforming of an Automotive Part in A390 Hypereutectic Al–Si Alloy. *Journal of Materials Processing Technology* 2003, 135, 271–277, doi:10.1016/S0924-0136(02)00857-9.
146. Kang, N.; EL Mansori, M. A New Insight on Induced-Tribological Behaviour of Hypereutectic Al-Si Alloys Manufactured by Selective Laser Melting. *Tribology International* 2020, 149, 105751, doi:10.1016/j.triboint.2019.04.035.
147. Kang, N.; Coddet, P.; Chen, C.; Wang, Y.; Liao, H.; Coddet, C. Microstructure and Wear Behavior of In-Situ Hypereutectic Al–High Si Alloys Produced by Selective Laser Melting. *Materials & Design* 2016, 99, 120–126, doi:10.1016/j.matdes.2016.03.053.
148. Birol, Y. Cooling Slope Casting and Thixoforming of Hypereutectic A390 Alloy. *Journal of Materials Processing Technology* 2008, 207, 200–203, doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.12.071.
149. Singhal, V.; Gupta, A.; Pandey, O.P. Dry Sliding Wear Behavior of Tempered (T4 and T6) Hypereutectic Aluminum Alloy-Based Composites. *Silicon* 2023, 15, 897–912, doi:10.1007/s12633-022-02061-3.
150. Hekmat-Ardakan, A.; Liu, X.; Ajersch, F.; Chen, X.-G. Wear Behaviour of Hypereutectic Al–Si–Cu–Mg Casting Alloys with Variable Mg Contents. *Wear* 2010, 269, 684–692, doi:10.1016/j.wear.2010.07.007.
151. Chen, M.; Alpas, A.T. Ultra-Mild Wear of a Hypereutectic Al–18.5wt.% Si Alloy. *Wear* 2008, 265, 186–195, doi:10.1016/j.wear.2007.10.002.

152. Jayakumar, E.; Varghese, T.; Rajan, T.P.D.; Pai, B.C. Reciprocating Wear Analysis of Magnesium-Modified Hyper-Eutectic Functionally Graded Aluminium Composites. *Transactions of the Indian Institute of Metals* 2019, 72, 1643–1649, doi:10.1007/s12666-019-01706-z.
153. Rao, P.V.C.; Devi, A.S.; Kumar, K.G.B. Influence of Sliding Speed on Tribological Behavior of Hypereutectic Al-15Si-4Cu Cast Alloy with Melt Treatments. *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research* 2013, 2, 9–17.
154. ALMohaisen, A.M.N. Studying Magnesium Addition on Mechanical Properties for Composit Hypereutectic Alloys 18% Silicone Using Adhesive Wear. *The Iraqi Journal For Mechanical And Material Engineering* 2017, 17, 170–180.
155. Khatkar, S.K.; Suri, N.M.; Kant, S.; Pankaj A Review on Mechanical and Tribological Properties of Graphite Reinforced Self Lubricating Hybrid Metal Matrix Composites. *Reviews on advanced materials science* 2018, 56, 1–20, doi:10.1515/rams-2018-0036.
156. Manjunath, R.; Kumar, D.; Kumar, A. A Review on the Significance of Hybrid Particulate Reinforcements on the Mechanical and Tribological Properties of Stir-Casted Aluminum Metal Matrix Composites. *Journal of Bio- and Tribo-Corrosion* 2021, 7, 122, doi:10.1007/s40735-021-00558-9.
157. Kumar, G.; Rao, C.; Selvaraj, N. Mechanical and Tribological Behavior of Particulate Reinforced Aluminum Metal Matrix Composites – a Review. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering* 2011, 10, 59–91, doi:10.4236/jmmce.2011.101005.
158. Han, Q.; Setchi, R.; Evans, S.L. Synthesis and Characterisation of Advanced Ball-Milled Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nanocomposites for Selective Laser Melting. *Powder Technology* 2016, 297, 183–192, doi:10.1016/j.powtec.2016.04.015.
159. Mazahery, A.; Abdizadeh, H.; Baharvandi, H.R. Development of High-Performance A356/Nano-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composites. *Materials Science and Engineering: A* 2009, 518, 61–64, doi:10.1016/j.msea.2009.04.014.
160. Durai, T.G.; Das, K.; Das, S. Synthesis and Characterization of Al Matrix Composites Reinforced by in Situ Alumina Particulates. *Materials Science and Engineering: A* 2007, 445–446, 100–105, doi:10.1016/j.msea.2006.09.018.
161. Sajjadi, S.A.; Ezatpour, H.R.; Torabi Parizi, M. Comparison of Microstructure and Mechanical Properties of A356 Aluminum Alloy/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composites Fabricated by Stir and Compo-Casting Processes. *Materials & Design* 2012, 34, 106–111, doi:10.1016/j.matdes.2011.07.037.
162. Nirala, A.; Soren, S.; Kumar, N.; Dwivedi, V.K.; Kaushal, D.R. A Comprehensive Review on Stir Cast Al-SiC Composite. *Materials Today: Proceedings* 2020, 21, 1610–1614, doi:10.1016/j.matpr.2019.11.240.
163. Rana, R.S.; Purohit, R.; Soni, V.K.; Das, S. Characterization of Mechanical Properties and Microstructure of Aluminium Alloy-SiC Composites. *Materials Today: Proceedings* 2015, 2, 1149–1156, doi:10.1016/j.matpr.2015.07.026.
164. Samuel, E.; Samuel, A.M.; Doty, H.W.; Valtierra, S.; Samuel, F.H. Intermetallic Phases in Al-Si Based Cast Alloys: New Perspective. *International Journal of Cast Metals Research* 2014, 27, 107–114, doi:10.1179/1743133613Y.0000000083.
165. Santos, J.; Jarfors, A.E.W.; Dahle, A.K. Formation of Iron-Rich Intermetallic Phases in Al-7Si-Mg: Influence of Cooling Rate and Strontium Modification. *Metallurgical and Materials Transactions A* 2019, 50, 4148–4165, doi:10.1007/s11661-019-05343-5.

166. Salleh, M.S.; Omar, M.Z.; Syarif, J. The Effects of Mg Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Thixoformed Al–5%Si–Cu Alloys. *Journal of Alloys and Compounds* 2015, *621*, 121–130, doi:10.1016/j.jallcom.2014.09.152.
167. Yu, J. Formation of Intermetallic Phases in Al–10Si–0.3Fe Based Alloys. PhD thesis, von der Fakultät III - Prozesswissenschaften der Technischen Universität Berlin zur Erlangung des akademischen Grades: Berlin, 2016.
168. Rios, C.; Caram, R.; Botta, W.; Kiminam, C.; Bolfarini, C. Intermetallic Compounds In The Al-Si-Cu System. *Acta Microscopica* 2003, *12*, 77–81.
169. Warmuzek, M. Chemical Composition of the Ni-Containing Intermetallic Phases in the Multicomponent Al Alloys. *Journal of Alloys and Compounds* 2014, *604*, 245–252, doi:10.1016/j.jallcom.2014.03.119.
170. Cáceres, C.H.; Djurdjevic, M.B.; Stockwell, T.J.; Sokolowski, J.H. The Effect of Cu Content on the Level of Microporosity in Al-Si-Cu-Mg Casting Alloys. *Scripta Materialia* 1999, *40*, 631–637, doi:10.1016/S1359-6462(98)00492-8.
171. Kandpal, B.C.; Kumar, J.; Singh, H. Fabrication and Characterisation of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Aluminium Alloy 6061 Composites Fabricated by Stir Casting. *Materials Today: Proceedings* 2017, *4*, 2783–2792, doi:10.1016/j.matpr.2017.02.157.
172. Ashwath, P.; Xavior, M.A. Processing Methods and Property Evaluation of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and SiC Reinforced Metal Matrix Composites Based on Aluminium 2xxx Alloys. *Journal of Materials Research* 2016, *31*, 1201–1219, doi:10.1557/jmr.2016.131.
173. Miladinović, S.; Gajević, S.; Savić, S.; Miletić, I.; Stojanović, B.; Vencl, A. Tribological Behaviour of Hypereutectic Al-Si Composites: A Multi-Response Optimisation Approach with ANN and Taguchi Grey Method. *Lubricants* 2024, *12*, doi:10.3390/lubricants12020061.
174. Choi, H.; Konishi, H.; Li, X. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nanoparticles Induced Simultaneous Refinement and Modification of Primary and Eutectic Si Particles in Hypereutectic Al–20Si Alloy. *Materials Science and Engineering: A* 2012, *541*, 159–165, doi:10.1016/j.msea.2012.01.131.
175. Dochev, B.; Panov, I.; Dimova, D. Study of the Retention of the Modifying Effect of a Nanodiamond Nanomodifier on the Structure of AlSi18 Alloy. *AIP Conference Proceedings* 2024, *2980*, 060013, doi:10.1063/5.0184284.
176. Choi, H.; Li, X. Preparation and Characterization of Hypereutectic Al-20wt.%Si-4.5wt.%Cu Nanocomposites with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nanoparticles. In *Proceedings of the Research and Markets: TMS 2011 140th Annual Meeting and Exhibition Supplemental Proceedings: General Paper Selections* 2011, *3*, 117–122, doi:10.1002/9781118062173.ch14.
177. El-Mahallawi, I.S.; Shash, A.Y. Mechanical Properties and Wear Resistance of Semisolid Cast Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Nano Reinforced Hypo and Hyper-Eutectic Al–Si Composites. In *Properties and Characterization of Modern Materials*; Öchsner, A., Altenbach, H., Eds.; Springer Singapore: Singapore, 2017, 13–30, ISBN 978-981-10-1602-8.
178. Kok, M. Production and Mechanical Properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particle-Reinforced 2024 Aluminium Alloy Composites. *Journal of Materials Processing Technology* 2005, *161*, 381–387, doi:10.1016/j.jmatprotec.2004.07.068.
179. Cerri, E.; Giovanni, M.T.D. A Study of Intermetallic Phase Stability in Al-Si-Mg Casting Alloy: The Role of Cu Additions. *La Metallurgia Italiana* 2020, 37–47.
180. Park, S.-J.; Seo, M.-K. Composite Characterization. In *Interface Science and Technology*; Park, S.-J., Seo, M.-K., Eds.; Elsevier, 2011, *18*, 631–738, ISBN 1573-4285.



181. Biran, A.; López-Pulido, R. Chapter 2 - Basic Ship Hydrostatics. In *Ship Hydrostatics and Stability (Second Edition)*; Biran, A., López-Pulido, R., Eds.; Butterworth-Heinemann: Oxford, 2014; 23–75, ISBN 978-0-08-098287-8.
182. Underwater Vehicles. In *The Maritime Engineering Reference Book*; Molland, A.F., Ed.; Butterworth-Heinemann: Oxford, 2008, 728–783, ISBN 978-0-7506-8987-8.
183. Suthar, J.; Patel, K.M. Processing Issues, Machining, and Applications of Aluminum Metal Matrix Composites. *Materials and Manufacturing Processes* 2018, 33, 499–527, doi:10.1080/10426914.2017.1401713.
184. Rouquerol, J.; Avnir, D.; Fairbridge, C.W.; Everett, D.H.; Haynes, J.M.; Pernicone, N.; Ramsay, J.D.F.; Sing, K.S.W.; Unger, K.K. Recommendations for the Characterization of Porous Solids (Technical Report). 1994, 66, 1739–1758, doi:10.1351/pac199466081739.
185. Ruys, A. Processing, Structure, and Properties of Alumina Ceramics. In *Alumina Ceramics*; Ruys, A., Editor; Woodhead Publishing, 2019, 71–121, ISBN 978-0-08-102442-3.
186. Babić, M.; Stojanović, B.; Džunić, D.; Pantić, M. Micro/Nanoscale Structural, Mechanical and Tribological Characterization of ZA-27/SiC Nanocomposites. *Journal of Composite Materials* 2020, 54, 2113–2129, doi:10.1177/0021998319891766.
187. Valladares, A.; Valladares, R.M.; Alvarez-Ramírez, F.; Valladares, A.A. Studies of the Phonon Density of States in Ab Initio Generated Amorphous Structures of Pure Silicon. *Journal of Non-Crystalline Solids* 2006, 352, 1032–1036, doi:10.1016/j.jnoncrysol.2006.02.034.
188. Mat Web: Material Property Data. <https://www.matweb.com/> приступљено 15. 9. 2023.
189. Sule, R.; Bayode, B.L.; Obadele, B.A.; Asante, Joseph.K.O.; Olubambi, P.A.; Falodun, O.E. Densification and Wear Behavior of Cu-TiC Composites via Spark Plasma Sintering in Situ Degassing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2022, 123, 2415–2426, doi:10.1007/s00170-022-10346-5.
190. Meng, G.; Shao, Y.; Zhang, T.; Zhang, Y.; Wang, F. Synthesis and Corrosion Property of Pure Ni with a High Density of Nanoscale Twins. *Electrochimica Acta* 2008, 53, 5923–5926, doi:10.1016/j.electacta.2008.03.070.
191. Piconi, C. 1.105 - Alumina. In *Comprehensive Biomaterials*; Ducheyne, P., Ed.; Elsevier: Oxford, 2011, 73–94, ISBN 978-0-08-055294-1.
192. Sahin, Y.; Acılar, M. Production and Properties of SiCp-Reinforced Aluminium Alloy Composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2003, 34, 709–718, doi:10.1016/S1359-835X(03)00142-8.
193. Aigbodion, V.S.; Hassan, S.B. Effects of Silicon Carbide Reinforcement on Microstructure and Properties of Cast Al–Si–Fe/SiC Particulate Composites. *Materials Science and Engineering: A* 2007, 447, 355–360, doi:10.1016/j.msea.2006.11.030.
194. Akhlaghi, F.; Zare-Bidaki, A. Influence of Graphite Content on the Dry Sliding and Oil Impregnated Sliding Wear Behavior of Al 2024–Graphite Composites Produced by in Situ Powder Metallurgy Method. *Wear* 2009, 266, 37–45, doi:10.1016/j.wear.2008.05.013.
195. Sharma, P.; Paliwal, K.; Dabra, V.; Sharma, S.; Sharma, N.; Singh, G. Influence of Silicon Carbide/Graphite Addition on Properties of AA6082 Reinforced Composites. *Australian Journal of Mechanical Engineering* 2020, 18, 176–184, doi:10.1080/14484846.2018.1505995.

196. Kumaran, S.T.; Uthayakumar, M.; Slota, A.; Aravindan, S.; Zajac, J. Machining Behavior of AA6351–SiC–B4C Hybrid Composites Fabricated by Stir Casting Method. *Particulate Science and Technology* 2016, 34, 586–592, doi:10.1080/02726351.2015.1093050.
197. Sajjadi, S.A.; Parizi, M.T.; Ezatpour, H.; Sedghi, A. Fabrication of A356 Composite Reinforced with Micro and Nano Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particles by a Developed Compcasting Method and Study of Its Properties. *Journal of Alloys and Compounds* 2012, 511, 226–231, doi: 10.1016/j.jallcom.2011.08.105
198. Hardness Testing. In *Testing of the Plastic Deformation of Metals*; Campbell, J.E., Clyne, T.W., Eds.; Cambridge University Press: Cambridge, 2021; 123–147, ISBN 978-1-108-83789-7.
199. Broitman, E. Indentation Hardness Measurements at Macro-, Micro-, and Nanoscale: A Critical Overview. *Tribology Letters* 2016, 65, 23, doi:10.1007/s11249-016-0805-5.
200. Ludema, K.C.; Ajayi, O.O. Strength and Deformation Properties of Solids. In *Friction, Wear, Lubrication A Textbook in Tribology*; Taylor & Francis Group; 2018, 9–35, doi:10.1201/9780429444715, ISBN 978-1-4822-1017-0.
201. *Hardness Testing: Principles and Applications*; Herrmann, K., Ed.; ASM International, 2011; ISBN 978-1-62708-346-1.
202. Gajević, S. Razvoj i optimizacija aluminijumskih nanokompozita za izradu triboloških elemenata. Doktorska disertacija, Univerzitet u Kragujevcu, Fakultet inženjerskih nauka: Kragujevac, 2021.
203. Yovanovich, M. Micro and Macro Hardness Measurements, Correlations, and Contact Models. In *44th AIAA Aerospace Sciences Meeting and Exhibit*; Aerospace Sciences Meetings; American Institute of Aeronautics and Astronautics, Reno, 2006, doi:10.2514/6.2006-979.
204. ASTM E384-22 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials 2022.
205. ASTM E92-82 Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials 1997.
206. Stojanović, B.; Gajević, S.; Miloradović, N.; Nikolić, R.; Miladinović, S.; Svoboda, P.; Vencl, A. Comparative Analysis of Hybrid Composites Based on A356 and ZA-27 Alloys Regarding Their Tribological Behaviour. *Communications - Scientific Letters of the University of Zilina* 2023, 25, 215–227, doi:10.26552/com.C.2023.056.
207. Vencl, A.; Vučetić, F.; Bobić, B.; Pitel, J.; Bobić, I. Tribological Characterisation in Dry Sliding Conditions of Compcasted Hybrid A356/SiCp/Grp Composites with Graphite Macroparticles. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 2019, 100, 2135–2146, doi:10.1007/s00170-018-2866-0.
208. Stojanović, B. Tribološko Ponašanje Hibridnih Kompozita Sa A356 Matricom. Doktorska disertacija, Univerzitet u Kragujevcu, Fakultet inženjerskih nauka: Kragujevac, 2013.
209. Shanmugasundaram, P.; Subramanian, R. Wear Behaviour of Eutectic Al-Si Alloy-Graphite Composites Fabricated by Combined Modified Two-Stage Stir Casting and Squeeze Casting Methods. *Advances in Materials Science and Engineering* 2013, 2013, 216536, doi:10.1155/2013/216536.
210. Somayaji, A.; Nagaral, M.; Anjinappa, C.; Alkahtani, M.Q.; Billady, R.K.; Kumar, N.; Auradi, V.; Islam, S.; Chowdary, J.R.R.; Razak, A.; et al. Influence of Graphite Particles on the Mechanical and Wear Characterization of Al6082 Alloy Composites. *ACS Omega* 2023, 8, 26828–26836, doi:10.1021/acsomega.3c01313.

211. Vencl, A.; Bobić, I.; Arostegui, S.; Bobić, B.; Marinković, A.; Babić, M. Structural, Mechanical and Tribological Properties of A356 Aluminium Alloy Reinforced with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiC and SiC+graphite Particles. *Journal of Alloys and Compounds* 2010, 506, 631–639, doi:10.1016/j.jallcom.2010.07.028.
212. Vencl, A.; Bobić, I.; Stojanović, B. Tribological Properties of A356 Al-Si Alloy Composites under Dry Sliding Conditions. *Industrial Lubrication and Tribology* 2014, 66, 66–74, doi:10.1108/ILT-06-2011-0047.
213. Bobić, I.; Ružić, J.; Bobić, B.; Babić, M.; Vencl, A.; Mitrović, S. Microstructural Characterization and Artificial Aging of Compo-Casted Hybrid A356/SiCp/Grp Composites with Graphite Macroparticles. *Materials Science and Engineering: A* 2014, 612, 7–15, doi:10.1016/j.msea.2014.06.028.
214. SRPS M.A1.020 Hrapavost Površina Industrijskih Proizvoda Od Metala - Osnovni Pojmovi i Definicije 1981.
215. Gadelmawla, E.S.; Koura, M.M.; Maksoud, T.M.A.; Elewa, I.M.; Soliman, H.H. Roughness Parameters. *Journal of Materials Processing Technology* 2002, 123, 133–145, doi:10.1016/S0924-0136(02)00060-2.
216. ISO 21920-2:2022 - Geometrical Product Specifications (GPS) - Surface Texture: Profile - Part 2: Terms, Definitions and Surface Texture Parameters 2022.
217. ISO 4287:1997-- Geometrical Product Specifications (GPS) — Surface Texture: Profile Method — Terms, Definitions and Surface Texture Parameters 1997.
218. Leach, R. *The Measurement of Surface Texture Using Stylus Instruments*; National Physical Laboratory, United Kingdom, 2001, ISSN 1368-6550.
219. Menezes, P.; Kailas, S.; Lovell, M. Fundamentals of Engineering Surfaces. In *Tribology for Scientists and Engineers: From Basics to Advanced Concepts*; Springer: New York, 2013, 3–41, doi:10.1007/978-1-4614-1945-7, ISBN 978-1-4614-1944-0.
220. Tanasijević, S. *Osnovi Tribologije Mašinskih Elemenata*; Naučna knjiga: Beograd, 1989.
221. Hutchings, I.; Shipway, P. 2 - Surface Topography and Surfaces in Contact. In *Tribology (Second Edition)*; Hutchings, I., Shipway, P., Editors; Butterworth-Heinemann, 2017; 7–35, ISBN 978-0-08-100910-9.
222. Ivković, B.; Rac, A. *Tribologija*; Jugoslovensko društvo za tribologiju: Kragujevac, 1995.
223. ASTM G77–17 Standard Test Method for Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block-on-Ring Wear Test 2022.
224. Despotović, L.; Stojilković, M.; Bačevac, S. NISOTEC Product Catalogue 2016.
225. Zhang, M.; Liu, Y.; Yang, X.; An, J.; Luo, K. Effect of Graphite Particle Size on Wear Property of Graphite and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Reinforced AZ91D-0.8%Ce Composites. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 2008, 18, 273–277, doi:10.1016/S1003-6326(10)60216-6.
226. Jiang, X.; Wang, N.; Zhu, D. Friction and Wear Properties of In-Situ Synthesized Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Reinforced Aluminum Composites. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 2014, 24, 2352–2358, doi:10.1016/S1003-6326(14)63356-2.
227. Gajević, S.; Miladinović, S.; Stojanović, B.; Nikolić, R.; Hadzima, B.; Arsić, D.; Mesko, J. Tribological Characteristics of Al/SiC/Gr Hybrid Composites. *MATEC Web of Conferences* 2018, 183, 02001, doi:10.1051/mateconf/201818302001.
228. Brandão, J.; Meheux, M.; Ville, F.; Seabra, J.; Castro, J. Comparative Overview of Five Gear Oils in Mixed and Boundary Film Lubrication. *Tribology International* 2012, 47, doi:10.1016/j.triboint.2011.10.007.

229. Mačkić, T. Analiza Radnih Karakteristika i Unutrašnjih Tokova Snage Složenih Cikloprenosnika. Doktorska disertacija, Univerzitet u Kragujevcu, Fakultet inženjerskih nauka: Kragujevac, 2023.
230. Vencl, A.; Rac, A.; Bobić, I.; Mišković, Z. Tribological Properties of Al-Si Alloy A356 Reinforced with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particles. *Tribology in Industry* 2006, 28, 27–31.
231. Ünlü, B.S. Investigation of Tribological and Mechanical Properties Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiC Reinforced Al Composites Manufactured by Casting or P/M Method. *Materials & Design* 2008, 29, 2002–2008, doi:10.1016/j.matdes.2008.04.014.
232. Saber, D. Improvement Of Tribological Properties Of A356-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Cast Composites By Heat-Treatment. *Journal of Al-Azhar University Engineering Sector* 2018, 13, 998–1003, doi:10.21608/aej.2018.18986.
233. Kannan, P.R.; Thanigaivelan, R.; Thiraviam, R.; Pradeep Kumar, K. Performance Studies on Hybrid Nano-Metal Matrix Composites for Wear and Surface Quality. *Materials Science-Poland* 2023, 41, 288–300, doi:10.2478/msp-2023-0020.
234. Vencl, A.; Bobic, I.; Jovanović, M.; Babić, M.; Mitrović, S. Microstructural and Tribological Properties of A356 Al-Si Alloy Reinforced with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particles. *Tribology Letters* 2008, 32, 159–170, doi:10.1007/s11249-008-9374-6.
235. Banić, M.; Stamenković, D.; Nikolić, M.; Korunović, N. Design of Linear Sliding Tribometer. Proceedings of 10th International Conference on Tribology – Balkantrib '20, Belgrade, 20. - 22. May, 2021, 93-95, ISBN 978-86-6060-072-3.
236. Suresh Kumar, V.B.; Rajeev, V.R.; Asok Kumar, N. Effect of Stroke Length (50 Mm and 100 Mm) on the Dry Reciprocating Wear Characteristics of Refined and Unrefined A390 Alloy. *Energy and Environment Focus* 2023, 7, 203–207, doi:10.1166/eef.2023.1286.
237. Harish, T.V.; Rajeev, V.R. Reciprocating Wear of a A390 Aluminium Alloy Under Varying Stroke Length: A Statistical Analysis to Deduce the Factor Contribution. *International Journal of Engineering and Advanced Technology* 2019, 8, 808–814.
238. Vamadevan, Dr.R.; Dwivedi, D.; Jain, S. Effect of Load and Reciprocating Velocity on the Transition from Mild to Severe Wear Behavior of Al-Si-SiC p Composites in Reciprocating Conditions. *Materials & Design - MATER DESIGN* 2010, 31, 4951–4959, doi:10.1016/j.matdes.2010.05.010.
239. S Sagalovych, A.; Sagalovych, V.; Popov, V.; Dudnik, S.; Olijnyk, O. Tribological Characteristics of Samples Made from Titanium Alloy VT5 Nitrided in Plasma Glow Discharge. *Tribology and Materials* 2022, 1, 106–113, doi:10.46793/tribomat.2022.013.
240. Chowdhury, M.; Khalil, M.K.; Nuruzzaman, D.; Rahaman, M. The Effect of Sliding Speed and Normal Load on Friction and Wear Property of Aluminum. *International Journal of Mechanical and Mechanics Engineering* 2011, 11, 53–57.
241. Al-Samarai, R. A.; Haftirman; Ahmad, K.; Al-Douri, Y. The Influence of Roughness on the Wear and Friction Coefficient under Dry and Lubricated Sliding. *International Journal of Scientific and Engineering Research* 2012, 3, 1–6.
242. Al-Samarai, R. A.; Haftirman; Ahmad, K.; Al-Douri, Y. Effect of Load and Sliding Speed on Wear and Friction of Aluminum– Silicon Casting Alloy. *International Journal of Scientific and Research Publications* 2012, 2, 1–4.
243. Xia, J.; Zhao, J.; Dou, S. Friction Characteristics Analysis of Symmetric Aluminum Alloy Parts in Warm Forming Process. *Symmetry* 2022, 14, 1-19, doi:10.3390/sym14010166.

244. Singla, M.; Singh, L.; Chawla, V. Study of Wear Properties of Al-SiC Composites. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering* 2009, 08, 813–821, doi:10.4236/jmmce.2009.810070.
245. Kathiresan, M.; Sornakumar, T. Friction and Wear Studies of Die Cast Aluminum Alloy-aluminum Oxide-reinforced Composites. *Industrial Lubrication and Tribology* 2010, 62, 361–371, doi:10.1108/00368791011076263.
246. Nagaraj, A.; Gopalakrishnan, S. A Study on Mechanical and Tribological Properties of Aluminium 1100 Alloys 6% of RHAp, BAp, CSAp, ZnOp and Egg Shellp Composites by ANN. *Silicon* 2021, 13, 3367–3376, doi:10.1007/s12633-020-00731-8.
247. Mishra, S.K.; Brahma, A.; Dutta, K. Prediction of Mechanical Properties of Al-Si-Mg Alloy Using Artificial Neural Network. *Sādhanā* 2021, 46, 139, doi:10.1007/s12046-021-01660-x.
248. Kumar J.P.; Kingsly, D.K.J. Artificial Neural Network-Based Wear Loss Prediction For A390 Aluminium Alloy. *Journal of Theoretical and Applied Information Technology* 2008, 961-964.
249. Ajith Arul Daniel, S.; Pugazhenth, R.; Kumar, R.; Vijayananth, S. Multi Objective Prediction and Optimization of Control Parameters in the Milling of Aluminium Hybrid Metal Matrix Composites Using ANN and Taguchi -Grey Relational Analysis. *Defence Technology* 2019, 15, 545–556, doi:10.1016/j.dt.2019.01.001.
250. Kamaraj, M.; Manimaran, R.; Datta, S. Optimization of Dry Sliding Wear Parameters of Graphene-Filled Flax Fiber-Reinforced Epoxy Composites Using Taguchi Grey Relational Analysis. *Journal of The Institution of Engineers (India): Series D* 2022, doi:10.1007/s40033-022-00331-3.
251. Hussain, M.Z.; Khan, S.; Sarmah, P. Optimization of Powder Metallurgy Processing Parameters of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Cu Composite through Taguchi Method with Grey Relational Analysis. *Journal of King Saud University - Engineering Sciences* 2020, 32, 274–286, doi:10.1016/j.jksues.2019.01.003.
252. Dey, D.; Bhowmik, A.; Biswas, A. Tribological Performance Optimization of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiB<sub>2</sub> Composites Using Grey-Taguchi Approach. *International Journal of Cast Metals Research* 2022, 35, 144–151, doi:10.1080/13640461.2022.2149361.
253. Ahmed, Mohd.; AlQadhi, S.; Mallick, J.; Kahla, N.B.; Le, H.A.; Singh, C.K.; Hang, H.T. Artificial Neural Networks for Sustainable Development of the Construction Industry. *Sustainability* 2022, 14, 1-21, doi:10.3390/su142214738.
254. McCulloch, W.S.; Pitts, W. A Logical Calculus of the Ideas Immanent in Nervous Activity. *The bulletin of mathematical biophysics* 1943, 5, 115–133, doi:10.1007/BF02478259.
255. Graupe, D. *Principles of Artificial Neural Networks*; Advanced Series in Circuits and Systems; World scientific, 2007, 6, doi:10.1142/8868, ISBN 978-981-270-624-9.
256. Goudjil, K.; Leila, A. Assessment of Deflection of Pile Implanted on Slope by Artificial Neural Network. *Neural Computing and Applications* 2021, 33, 1091-1101, doi:10.1007/s00521-020-04985-6.
257. Purkait, N. *Hands-On Neural Networks with Keras : Design and Create Neural Networks Using Deep Learning and Artificial Intelligence Principles*; Packt Publishing, 2019, ISBN 978-1-78953-608-9.
258. Zohuri, B.; Moghaddam, M. *Neural Network Driven Artificial Intelligence: Decision Making Based on Fuzzy Logic*; Nova Science Publishers, Inc., 2017; ISBN 978-1-5361-2114-8.

259. Khishe, M.; Parvizi, Gh.R. Artificial Neural Networks, Concept, Application and Types. In *Neural Networks*; Nova Science Publishers, Inc., 2020, 1–30, ISBN 978-1-5361-7188-4.
260. *Modelling Perception with Artificial Neural Networks*; Tosh, C.R., Ruxton, G.D., Eds.; Cambridge University Press: Cambridge, 2010, ISBN 978-0-521-76395-0.
261. Đekić, L.; Ibrić, S.; Primorac, M. Application of Artificial Neural Networks (ANNs) in Development of Pharmaceutical Microemulsions. In *Focus on artificial neural networks*; Nova Science Publishers, Inc., 2011, 1–28.
262. Kumar, P.; Gururaj, S. Conceptual Cost Modelling for Sustainable Construction Project Planning—A Levenberg–Marquardt Neural Network Approach. *Applied Mathematics & Information Sciences* 2019, 13, 201–208, doi: 10.18576/amis/130207.
263. Golubović, J. Primena Veštačkih Neuronskih Mreža u Građenju Modela Za Predviđanje Retencionog Ponašanja i Intenziteta Odgovora Masenog Spektrometra u Analizi Odabranih Azola i Sartana Metodom Tečne Hromatografije Pod Visokim Pritiskom. Doktorska disertacija, Univerzitet u Beogradu, Farmaceutski fakultet: Beograd, 2016.
264. MATLAB. <https://matlab.mathworks.com/> приступљено 09.08.2020.
265. Ranganathan, S.; Manivannan, I. Evaluation of Tribological Process Parameters of Al6061 + Nano Sic + Gr Hybrid Nano Composites Using Taguchi Technique. *Materials Today: Proceedings* 2023, doi:10.1016/j.matpr.2023.09.151.
266. Dhiman, M.; Dwivedi, D.K.; Sehgal, R.; Bhat, I. Effect of Iron on Wear Behavior of As-Cast and Heat-Treated Hypereutectic Al–18Si–4Cu–0.5Mg Alloy: A Taguchi Approach. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications* 2014, 228, 2–16, doi:10.1177/1464420712463531.
267. Kelsy, B.; Nwobi-Okoye, C.; Chukwuemeka, E.; Uche, R. Multi Objective Optimization of Novel Al-Si-Mg Nanocomposites: A Taguchi-ANN-NSGA-II Approach. *Journal of Engineering Research* 2023, doi:10.1016/j.jer.2023.10.008.
268. Oliveira, J.C. Plant and Equipment | Continuous Process Improvement and Optimization. In *Encyclopedia of Dairy Sciences (Second Edition)*; Fuquay, J.W., Ed.; Academic Press: San Diego, 2011, 263–272, doi: 10.1016/B978-0-12-374407-4.00509-4, ISBN 978-0-12-374407-4
269. Deng, J.L. Introduction to Grey System Theory. *The Journal of Grey System* 1989, 1, 1–24, doi:10.1.1.678.3477.
270. Ng, D.K.W. Grey System and Grey Relational Model. *ACM SIGICE Bulletin* 1994, 20, 2–9, doi:10.1145/190690.190691.
271. Miladinović, S.; Veličković, S.; Stojanović, B.; Nikolić, R. Optimization of Parameters of a Planetary Gearbox Using the Taguchi-Grey Relational Analysis. *Communications - Scientific Letters of the University of Zilina* 2018, 20, 30–35, doi:10.26552/com.C.2018.3.30-35.
272. Güler, O.; Gajević, S.; Miladinović, S.; Çuvalcı, H.; Stojanović, B. Optimization of Zinc-Based Hybrid Nanocomposites Using Taguchi Grey Relation Analysis. *Mobility & Vehicle Mechanics* 47, 9–22, doi: 10.24874/mvm.2021.47.03.02.
273. Pandey, H.D.; Chandrakar, A.; Bhagwat, P. Thermal Stress Analysis of a Speculative IC Engine Piston Using CAE Tools. *International Journal of Engineering Research and Applications* 2014, 4, 60–64.
274. Tamrakar, R.; Sharma, R.; Singh, G. Design Optimization and Finite Element Analysis of Piston Using Pro-e. *The International Journal of Robotics Research* 2014, 3, 93–100.

275. Ahmed, A.; Wahab, M.S.; Raus, A.; Kamarudin, K.; Jamali, Q.; Ali, D. Mechanical Properties, Material and Design of the Automobile Piston: An Ample Review. *Indian Journal of Science and Technology* 2016, 9, doi:10.17485/ijst/2016/v9i36/102155.
276. Ardeleanu, D.-A.; Ghica, V.; Buzatu, M.; Petrescu, M.I.; Iacob, G.; Novak, J.; Kovacs, T.; Butu, M. Analysis of an Automotive Piston Using Finite Element Method. *UPB Scientific Bulletin, Series B: Chemistry and Materials Science* 2018, 80, 195–206.
277. Yao, Z.; Hu, K.; Li, R. Enhanced High-Temperature Thermal Fatigue Property of Aluminum Alloy Piston with Nano PYSZ Thermal Barrier Coatings. *Journal of Alloys and Compounds* 2019, 790, 466–479, doi:10.1016/j.jallcom.2019.03.177.
278. Esfahanian, V.; Javaheri, A.; Ghaffarpour, M. Thermal Analysis of an SI Engine Piston Using Different Combustion Boundary Condition Treatments. *Applied Thermal Engineering* 2006, 26, 277–287, doi:10.1016/j.applthermaleng.2005.05.002.
279. Frățița, M.; Popescu, F.; Uzunescu, K.; Ion, I.V.; Angheluță, C.M. About Structural and Thermal Analysis of Diesel Engine Piston Using Ansys Software. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 2019, 595, 012041, doi:10.1088/1757-899X/595/1/012041.
280. Siddiraju, P.; Venkateswarareddy, K. Design and Analysis of the Piston by Using Five Different Materials. *International Journal of Advance Scientific Research and Engineering Trends* 2021, 6, 67-75, doi:10.51319/2456-0774.2021.2.0012
281. Kumar, G.; Indrani, M.; Gungati, N. Design and Analysis of the Piston Using Three Materials. *International Research Journal of Engineering and Technology* 2019, 6, 476–481.
282. Balahari, K.; Vallavi M S, A.; Arunkumar, M.; Haripraveen, A. Design and Analysis of an IC Engine Piston Using Composite Material. *European Journal of Advances in Engineering and Technology* 2017, 4, 209–215.
283. Datta, J.; Singh, S. Thermal Load Analysis and Comparison of Total Heat Flux and Temperature Distribution Between Carbon Graphite and Aluminum Alloy 4032 Pistons Using FEA Technique (Research). *Mechanics, Materials Science & Engineering Journal* 2017, doi:10.2412/mmse.48.77.368.
284. Carvalho, P.; Gonçalves, P. FEA of Two Engine Pistons Made of Aluminium Cast Alloy A390 and Ductile Iron 65-45-12 under Service Conditions. In Proceedings of the 5th International Conference on Mechanics and Materials in Design; Porto-Portugal, July 24 2006.
285. Kaza, D.; Prakash, S.T. Investigation of Two Engine Pistons by FEA. *International Journal of Research* 2014, 1, 1217–1221.
286. Cioată, V.G.; Kiss, I.; Alexa, V.; Rațiu, S.A. Mechanical and Thermal Analysis of the Internal Combustion Engine Piston Using Ansys. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 2017, 163, 012043, doi:10.1088/1757-899X/163/1/012043.
287. Havale, S.A.; Wankhade, S. Design, Thermal Analysis and Optimization of a Piston Using Ansys. *International Research Journal of Engineering and Technology* 2017, 4, 1311–1317.
288. Yadav, M.V.; A.V. Sridhar, A.V.; Krishna, V.V.R. Thermal Analysis of Bimetallic Piston Using Different Material Combinations. *International Journal & Magazine of Engineering Technology, Management and Research* 2016, 3, 831–834.
289. Sinha, D.; Sarkar, S.; Mandal, S. Thermo Mechanical Analysis of a Piston with Different Thermal Barrier Coating Configuration. *International Journal of Engineering Trends and Technology* 2017, 48, 335–349, doi:10.14445/22315381/IJETT-V48P260.

290. Milojević, S.; Savić, S.; Marić, D.; Stopka, O.; Krstić, B.; Stojanović, B. Correlation between Emission and Combustion Characteristics with the Compression Ratio and Fuel Injection Timing in Tribologically Optimized Diesel Engine. *Tehnički Vjesnik* 2022, 29, 1210–1219, doi:10.17559/TV-20211220232130.
291. Milojević, S.; Glišović, J.; Savić, S.; Bošković, G.; Bukvić, M.; Stojanović, B. Particulate Matter Emission and Air Pollution Reduction by Applying Variable Systems in Tribologically Optimized Diesel Engines for Vehicles in Road Traffic. *Atmosphere* 2024, 15, doi:10.3390/atmos15020184.
292. Autodesk Inventor. <https://www.autodesk.com>, приступљено 22.05.2023.
293. Simcenter Femap/NASTRAN XaaS. [https://www.dex.siemens.com/plm/simcenter/femap-with-nx-nastran?cclcl=en\\_US](https://www.dex.siemens.com/plm/simcenter/femap-with-nx-nastran?cclcl=en_US) приступљено 17.06.2023.
294. Ashby, M.F. Designing Hybrid Materials. In *Materials Selection in Mechanical Design (Fourth Edition)*; Ashby, M.F., Ed.; Butterworth-Heinemann: Oxford, 2011; 299–340, ISBN 978-1-85617-663-7.
295. Patil, D.; Kallannavar, V.; Bhovi, P.; Kori, S.; Karodi, V. Finite Element Analysis of ECAP, TCAP, RUE and CGP Processes. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 2016, 114, 1-17, doi:10.1088/1757-899X/114/1/012007.