УНИВЕРЗИТЕТ У КРАГУЈЕВЦУ
ФАКУЛТЕТ ИНЖЕЊЕРСКИХ НАУКА

Драган С. Џунић

АНАЛИЗА ПРОЦЕСА ТРЕЊА И ХАБАЊА НАНОКОМПОЗИТА СА МЕТАЛНОМ ОСНОВОМ

- ДОКТОРСКА ДИСЕРТАЦИЈА -

Крагујевац, 2015. год.

ИДЕНТИФИКАЦИОНА СТРАНИЦА ДОКТОРСКЕ ДИСЕРТАЦИЈЕ

I. Аутор
Име и презиме: Драган Џунић
Датум и место рођења: 29. 07. 1981., Бања Лука
Садашње запослење: Факултет инжењерских наука, Крагујевац
II. Докторска дисертација
Наслов: АНАЛИЗА ПРОЦЕСА ТРЕЊА И ХАБАЊА НАНОКОМПОЗИТА СА МЕТАЛНОМ ОСНОВОМ
Број страница: 221
Број слика: 147
Број библиографских података: 242
Установа и место где је рад израђен: Факултет инжењерских наука, Центар за трибологију
Научна област (УДК): 620.178.16
Ментор: Проф. др Слободан Митровић
III. Оцена и одбрана
Датум пријаве теме: 16.04.2013.
Број одлуке и датум прихватања докторске дисертације: 01-1/2922-10 од 24.10.2013.год.
Комисија за оцену подобности теме и кандидата:
1. Др Слободан Митровић, ванредни професор, Универзитет у Крагујевцу - Факултет инжењерских наука, научна област: Производно машинство, Индустријски инжењеринг 2. Др Мирослав Бабић, редовни професор, Универзитет у Крагујевцу - Факултет инжењерских наука, научна област: Производно машинство, Индустријски инжењеринг 3. Др Илија Бобић, научни саветник, Институт за нуклеарне науке Винча, научна област: Материјали 4. Др Александар Венцл, ванредни професор, Универзитет у Београду - Машински факултет, научна област: Трибологија
Комисија за оцену докторске дисертације:
1. Др Слободан Митровић, ванредни професор, Универзитет у Крагујевцу - Факултет инжењерских наука, научна област: Производно машинство, Индустријски инжењеринг 2. Др Мирослав Бабић, редовни професор, Универзитет у Крагујевцу - Факултет инжењерских наука, научна област: Производно машинство, Индустријски инжењеринг 3. Др Илија Бобић, научни саветник, Институт за нуклеарне науке Винча, научна област: Материјали 4. Др Александар Венцл, ванредни професор, Универзитет у Београду - Машински факултет, научна област: Трибологија 5. Др Драган Адамовић, редовни професор, Универзитет у Крагујевцу - Факултет инжењерских наука, научна област: Производно машинство, Индустријски инжењеринг
Комисија за одбрану докторске дисертације:
1. Др Слободан Митровић, ванредни професор, Универзитет у Крагујевцу - Факултет инжењерских наука, научна област: Производно машинство, Индустријски инжењеринг 2. Др Мирослав Бабић, редовни професор, Универзитет у Крагујевцу - Факултет инжењерских наука, научна област: Производно машинство, Индустријски инжењеринг 3. Др Илија Бобић, научни саветник, Институт за нуклеарне науке Винча, научна област: Материјали 4. Др Александар Венцл, ванредни професор, Универзитет у Београду - Машински факултет, научна област: Трибологија 5. Др Драган Адамовић, редовни професор, Универзитет у Крагујевцу - Факултет инжењерских наука, научна област: Производно машинство, Индустријски инжењеринг
Датум одбране дисертације:

Мојој породици, брату и родитељима

АНАЛИЗА ПРОЦЕСА ТРЕЊА И ХАБАЊА НАНОКОМПОЗИТА СА МЕТАЛНОМ ОСНОВОМ

Р Е З И М Е

Предмет истраживања ове докторске дисертације је анализа процеса трења и хабања нанокомпозита на бази Zn-Al легуре и подеутектичке Al-Si легуре. Обе легуре су се показале као успешан материјал основе за добијање композита ојачаних микро честицама ојачавача, због својих механичких карактеристика. Легуре одликује и добра ливкост с' обзиром да се нанокомпозити израђују компокастинг поступком. Основне легуре су ојачане нано честицама Al_2O_3, величине 20-30 nm, односно нано честицама SiC, величине 50 nm. Запремински удели Al_2O_3 и SiC нано честица ојачавача у основној ZA-27 легури износе 1, 3 и 5%, док се код A356 легуре ради о масеним процентуалним уделима једнаких вредности.

Путем макро и нано утискивања добијене су вредности макро тврдоће нанокомпозита и нано тврдоће и модула еластичности контактних слојева. Триболошка испитивања су изведена у условима без подмазивања уз варијацију контактних параметара, нормалног оптерећења и брзине клизања. Добијени резултати су дијаграмски представљени у циљу одређивања утицаја удела ојачавача, нормалног оптерећења и брзине клизања на триболошко понашање испитиваних наокомпозита. Морфолошка и структурна анализа извршена је путем оптичке и скенирајуће електронске микроскопије.

Кључне речи: нанокомпозити, трење, хабање, продукти хабања

Признање: Ова дисертација је настала као резултат истраживања на пројекту ТР35021 кога финансира Министарство просвете, науке и технолошког развоја Републике Србије.

FRICTION AND WEAR ANALISYS OF METAL MATRIX NANOCOMPOSITES

A B S T R A C T

The subject of research in this doctoral dissertation is analysis of friction and wear of nanocomposites based on Zn-Al alloy and hypoeutectic Al-Si alloy. Both alloys have been, because their good mechanical properties, widely used as a base material for composites reinforced with micro particles. Also, both alloys have a good castability and that is very important because nonocomposites were produced by kompocasting technique. Reinforcement particles were Al_2O_3, with average size of 20-30, and SiC with average size of 50 nm. Volume and weight fractions were 1, 3 and 5% for ZA-27 and A356 alloy, respectively.

Macro- and nano-indentation were used in order to measure macro hardness, nanohardness and Young's modulus. Tribological investigations were conducted in dry sliding contact conditions, with normal load and sliding speed varying. Diagrams are shown in order to evaluate the influence of fractions of reinforcement, normal load and sliding speed on obtained results. Morfological and structural analysis were conducted using optical and scanning electron microscopy.

***Key words**: nanocomposites, fricton, wear, wear debris*

Acknowledgment: This dissertation is the result of research on project TR35021 funded by the Ministry of Science and Technological Development of the Republic of Serbia.

САДРЖАЈ

1	**УВОД**	**1**
2	**НАНОКОМПОЗИТИ СА МЕТАЛНОМ ОСНОВОМ**	**4**
	2.1 Избор материјала	7
	2.2 Распоред честица ојачавача у ливеним металним основама	8
	2.3 Механизми ојачања честичних композита са металном основом	9
	2.4 Композити са цинк-алуминијумском основом	13
	2.5 Композити са алуминијумском основом	15
3	**ПРЕГЛЕД АКТУЕЛНОГ СТАЊА ДОБИЈАЊА И ИСПИТИВАЊА НАНОКОМПОЗИТА**	**16**
	3.1 Добијање нанокомпозита	16
	3.1.1 Металургија праха	17
	3.1.2 Механичко млевење	18
	3.1.3 Ливење	23
	3.1.4 Инфилтрација притиском	26
	3.1.5 Хемијски метод	27
	3.1.6 Процес умешавања трењем	27
	3.1.7 Везивање ваљањем	28
	3.2 Испитивање механичких карактеристика материјала поступком нано утискивања	29
	3.3 Структурне, механичке и триболошке карактеристике нанокомпозита	33
4	**ПОСТУПАК ДОБИЈАЊА И МАКРО ТВРДОЋА НАНОКОМПОЗИТА СА ZA-27 И A356 ОСНОВОМ**	**52**
	4.1 Добијање нанокомпозита са основом од ZA-27 легуре	55
	4.1.1 Мерење макро тврдоће	59
	4.2 Добијање нанокомпозита са основом од A356 легуре	59
	4.2.1 Мерење макро тврдоће	63
5	**ИСПИТНА И МЕРНА ОПРЕМА**	**65**
	5.1 Профилометар	65
	5.2 Оптички микроскоп	68
	5.3 Наноутискивач	69
	5.3.1 Теоријска основа поступка нано утискивања	70
	5.4 Микроскоп атомских сила	76
	5.5 Трибометар	78

5.6 Мерни микроскоп 85
5.7 Скенирајући електронски микроскоп 86
5.8 План испитивања 89
6 РЕЗУЛТАТИ ИСПИТИВАЊА 94
6.1 Одређивање карактеристика храпавости контактних површина 95
6.2 Нано утискивање 102
6.2.1 Резултати испитивања механичких карактеристика материјала са ZA-27 основом 102
6.2.2 Резултати испитивања механичких карактеристика материјала са A356 основом 108
6.3 Триболошка испитивања 113
6.3.1 Криве хабања 113
6.3.2 Хабање 129
6.3.3 Коефицијент трења 134
7 АНАЛИЗА РЕЗУЛТАТА 140
7.1 Профилометрија 140
7.2 Макро тврдоћа 142
7.3 Нано утискивање 144
7.3.1 Нано утискивање материјала са ZA-27 основом 144
7.3.2 Нано утискивање материјала са A356 основом 146
7.4 Хабање нанокомпозита са основама ZA-27 и A356 151
7.4.1 Хабање материјала са ZA-27 основом 151
7.4.2 Хабање материјала са A356 основом 154
7.5 Трење нанокомпозита са основама ZA-27 и A356 159
7.5.1 Коефицијент трења материјала са ZA27 основом 159
7.5.2 Коефицијент трења материјала са A356 основом 162
7.6 Анализа механизама хабања на основу оптичких и SEM снимака 165
8 ЗАКЉУЧНА РАЗМАТРАЊА 179
9 ЛИТЕРАТУРА 185
ПРИЛОГ 200

ПРЕГЛЕД СКРАЋЕНИЦА И СТРАНИХ РЕЧИ И ИЗРАЗА

AFM	енглески	*Atomic Force Microscopy* – Микроскоп атомских сила
ARB	енглески	*Accumulative Roll Bonding* – Везивање ваљањем
ASTM	енглески	*American Society for Testing and Materials* – Америчко удружење за тестирања и материјале
BSE	енглески	*Back-scattered electrons* – Електрони рефлектовани од површине која се испитује
CL	енглески	*Cathodoluminescence* - Катодолуминесценција
CNT	енглески	*Carbon Nanotube* – Угљенична влакна
CTE	енглески	Coefficient of Thermal Expansion – Коефицијент термичког ширења
EDS	енглески	*Energy-dispersive X-ray spectroscopy* – Енергетско-дисперзивна спектроскопија
EMS	енглески	*Electromagetic Stirrer* – Електромагнетни мешач
FSP	енглески	*Friction Stir Process* – Процес умешавања трењем
MMC	енглески	*Metal Matrix Composite* – Композити са металном основом
MMNC	енглески	*Metal Matrix Nanocomposite* – Нанокомпозити са металном основом
MML	енглески	*Mechanical Mixed Layer* – Триболошки слој који настаје механичким мешањем на контактним површинама
PSPD	енглески	*Position Sensing Photo Detector* – Фото сензор кретања код AFM уређаја
SE	енглески	*Secondary electron* – Секундарни електрони
SEM	енглески	*Scanning Electron Microscopy* – Скенирајући електронски микроскоп
SPS	енглески	*Spark Plasma Sintering* - Поступак синтеровања плазменим луком

ПРЕГЛЕД ЗНАЧАЈНИХ ОЗНАКА

α	Константа (јед. 2.2), угао између странице отиска утискивања и равни на коју се површина отиска пројектује (јед. 5.11)
β	Константа (јед. 2.6), константа која зависи од геометрије утискивача (јед. 5.2)
ΔC	Продукти термичке разлике
ΔT	Температурна промена при хлађењу
ε	Константа која зависи од геометрије утискивача (јед. 5.8)
μ	Коефицијент трења
ν	Поасонов коефицијент
ρ	Густина дислокација настала приликом хлађења
ρ^{CTE}	Густина дислокација настала услед разлике у коефицијентима термичког ширења
σ_0	Претходна вредност напона на граници течења (јед. 2.1)
σ_d	Напон на граници течења при ојачању каљењем
σ_{gd}	Напон на граници течења по обрасцу за ојачање кристалног зрна
σ_l	Напон на граници течења по обрасцу за ефекат ношења оптерећења
σ_O	Напон на граници течења применом *Orowan*-овог механизма
σ_T	Напон на граници течења применом *Taylor*-овог механизма
σ_y	Напон на граници течења применом *Hall-Petch*-овог механизма
σ_{ym}	Затезна чврстоћа материјала основе
A, A_c	Површина насталог отиска приликом утискивања
A_p	Пројектована површина отиска утискивања
B	Емпиријски одређен параметар (јед. 5.4)
D	Резултујућа величина кристалног зрна
d	Пречник кристалног зрна материјала основе, величина честица ојачавача
b	*Burger*-ов вектор
E_c	Модул еластичности композита (јед. 3.2)
E_i	Модул еластичности утискивача (јед. 5.3)
E_m	Модул еластичности материјала основе (јед. 3.2)
E_r	Модул еластичности ојачавача (јед. 3.2), редуковани модул еластичности (јед. 5.2)
F_n	Нормална сила
F_m	Процентуални удео материјала основе (јед. 3.1)
F_r	Процентуални удео ојачавача (јед. 3.1)

F_t	Сила трења
F_V	Запремински удео ојачавача
G	Модул смицања материјала
H	Тврдоћа материјала
h	Дубина утискивања
H_c	Тврдоћа композита (јед. 3.1)
h_c	Контактна дубина утискивања
H_{IT}	Инструментална тврдоћа
H_m	Тврдоћа материјала основе (јед. 3.1)
h_{max}	Дубина утискивања при максималној вредности силе утискивања
h_p	Дубина отиска утискивања након растерећења
HRC	Ознака тврдоће измерене *Rockwell* методом
H_r	Тврдоћа ојачавача (јед. 3.1)
HV	Ознака тврдоће измерене *Vickers*-овом методом
K_y	Константа (јед. 2.9)
k	Коефицијент хабања (јед. 7.1)
k_y	Константа (јед. 2.1)
L	Растојање између честица ојачавача у материјалу
M	*Taylor*-ов фактор
m	Емпиријски одређен параметар (јед. 5.4)
P_{max}	Максимална вредност силе утискивања
Q	Запремина хабања по јединици пређеног пута (јед. 7.1)
R_a	Средње аритметичко одступање профила храпавости од средње линије профила на дужини оцењивања
R_{max}	Максимална висина профила на дужини оцењивања
R_p	Средња висина испупчења профила на дужини оцењивања
R_q	Средње квадратно одступање профила на дужини оцењивања
R_v	Средња висина удубљења профила на дужини оцењивања
R_z	Средња висина профила на дужини оцењивања
S	Контактна крутост
$T6$	Поступак термичке обраде
V_p	Запремински удео ојачавача
W	Нормално оптерећење (јед. 7.1)

1

УВОДНА РАЗМАТРАЊА

Изучавање нано материјала, односно материјала код којих градивне компоненте (кристална зрна или честице ојачавача) својом величином припадају нано скали, је једна од најбрже развијајућих области науке о материјалима и инжењерства. Карактеристике материјала се значајно мењају са приближавањем нано скали, стога, нано материјали могу имати различите карактеристике у односу на оне које имају монокристални или конвенционални микроструктурни материјали, монолити или композитни материјали.

Нано технологија се односи на поље инжењерства и технологије које се бави испитивањем и контролом материјала на атомском и молекуларном нивоу. Нано технологија се бави структурама код којих је барем једна димензија на нанометарској скали или мања од 100 nm [1], што представља један хиљадити део пречника људске длаке, скалу атома или мањих молекула. У области хемије и атомске физике, код величина испод једног nm, карактеристике материјала постају познате и предвидиве. *Edvard* [2], *Froes* [3], *Seal* [4] и *Timms* [5] и њихове колеге су показали да је нано технологија, технологија широког спектра која налази примену у многим техничким дисциплинама које обухватају хемију, биологију, физику, науку о материјалима, електронику итд.. Нано структуре испољавају нове особине и омогућавају нове функције које су ефикасније и које не могу бити изведене од стране већих структура и система или не тако ефикасно. *Seal* [4], *Veeresh* [6] и *Yung-Chang* [7] су показали да услед малих димензија структурних елемената материјала, њиховим физичким/хемијским карактеристикама (као што су: димензиона стабилност, тврдоћа, проводљивост, реактивност, оптичка осетљивост, тачка топљења, итд.) се може управљати у циљу унапређења особина конвенционалних материјала. На нанометарској скали постају важније карактеристике површине, него карактеристике целокупног материјала. Још битније, електричне карактеристике материјала постају зависне од величине кристалне структуре, како се приближавамо нано скали. Стога, промене на нано скали утичу на промене оптичких карактеристика, укључујући рефлексију и емисију светлости. Чињеница да су наноструктурни елементи мањи од таласне дужине видљивих фотона, такође, утиче на распршивање светлости и самим тим омогућава креирање нано кристалних материјала (керамика) које су провидне као стакло. Материјали, посматрани на нано нивоу, могу испољавати тотално другачије особине у односу на оне које испољавају на макро нивоу,

омогућавајући на тај начин тотално јединствену примену. Један од примера је да повећање односа површине у односу на запремину знатно утиче на промену механичких и термичких карактеристика материјала.

Човек се у прошлости много пута сусретао са нано материјалима, на пример у средњевековном периоду металне нано честице су се употребљавале за бојење стакала за катедрале. Данас, нано материјали имају значајну улогу у многим индустријама:

- честице угљеника (величине 30 nm) се додају аутомобилским гумама у циљу побољшања отпорности на хабање,
- нано честице фосфора се користе у изради „LCD“ и „LED“ екрана, за добијање боја,
- нано влакна и честице за ојачање композита,
- нано честице Al_2O_3 (алумине) и силицијума се користе у поступцима фине завршне обраде површина,
- нано честице гвожђе оксида додају се у циљу побољшања магнетичности материјала, што је нарочито присутно код компјутерских „hard disk“-ова,
- нано оксиди цинка или титанијума се користе код сунчаних наочара као блокатори штетног „UV” зрачења сунца,
- нано честице платине су кључне за функционисање каталитичких конвертора.

Нано наука и технологија се бави синтезом, карактеризацијом, испитивањем и употребом наноструктурних материјала [8]. Ове материјале одликује то што имају бар једну димензију која припада нано скали. Нано структуре представљају градивни мост између молекула и остатка материјала и обухватају кластере, нано кристале, нано влакна, нано цевчице итд..

Композитни материјали настају додавањем ојачавача основном материјалу у циљу побољшања одређених карактеристика. У зависности од намене бира се основни материјал и ојачавач. Циљ је унапредити карактеристике материјала уз минималне трошкове. У савременом свету готово све у себи садржи димензију која се може изразити новцем, па је и логично да су сви напори научне јавности усмерени ка остваривању уштеда у било ком облику.

Поглавље 2 је предвиђено за упознавање са појмом композит и нанокомпозит, које су сличности и разлике, шта су проблеми и препрека ка добијању материјала са жељеним карактеристикама. Такође, дат је кратак осврт на детаље на које треба обратити пажњу приликом избора како материјала основе, тако и ојачавача. За успешно тумачење особина и понашања композитних материјала неопходно је познавање механизама ојачања, неки од њих су представљени у оквиру овог поглавља. На крају овог поглавља дат је осврт на карактеристике легура које су основа добијених нанокомпозита у овој

докторској дисертацији, односно особина због којих су изабране за добијање нанокомпозита.

У поглављу 3 дат је литературни преглед добијања и испитивања нанокомпозита. Поглавље је подељено на три дела. Први део се односи на проблеме добијања нанокомпозита различитим поступцима. Други део је резервисан за механичке и триболошке карактеристике нанокомпозита са различитим основама и различитим врстама ојачавача. Трећи део овог поглавља представља анализу литературе која се односи на одређивање механичких карактеристика путем поступка нано утискивања, из разлога што је тај поступак део испитивања у оквиру ове докторске дисертације.

Поглављем 4 представљен је поступак добијања нанокомпозитних материјала. Добијени су нанокомпозити на бази цинк-алуминијумске легуре, при чему је проценат алуминијума износи 27%, по чему легура и носи ознаку ZA-27. Такође, добијени су и нанокомпозити на бази алуминијумске, која спада у групу Al-Si намењених за ливење и носи ознаку A356. Поред тога, дат је приказ изгледа површина добијених нанокомпозита, као и вредности макро тврдоћа.

У поглављу 5 приказана је испитна и мерна опрема заступљена приликом испитивања структурних, механичких и триболошких карактеристика добијених нанокомпозита. Поред датих техничких могућности опреме, дата је и теоријска основа и принципи рада, као и конкретна методологија примењена за прикупљање и анализу резултата испитивања.

У поглављу 6 дати су резултати испитивања, представљени оним редом којим су испитивања вршена, почев од резултата профилометрије, преко нано утискивања до триболошких испитивања трења и хабања.

Поглавље 7 се односи на анализу резултата приказаних у поглављу 6. Анализа се односи на тумачење механичких карактеристика материјала и њиховог утицаја на вредности трења и хабања нанокомпозита при контакту са челичним диском. Анализа трагова нано утискивања извршена је помоћу микроскопа атомских сила, а док су трагови и продукти хабања анализирани помоћу оптичког и електронског скенирајућег микроскопа.

У поглављу 8 дата су закључна разматрања, односно сумирање информација изложених у свим претходним поглављима. Посебна пажња је посвећена закључцима који се односе на испитивања механичких и триболошких карактеристика нанокомпозита. Такође, у овом поглављу дате су препоруке будућих праваца развоја нанокомпозита.

На самом крају ове докторске дисертације налази се списак литературних извора и прилог у коме су дати резултати испитивања који своје место нису нашли у главном делу дисертације.

2

НАНОКОМПОЗИТИ СА МЕТАЛНОМ ОСНОВОМ

Композити са металном основом (MMC – Metal Matrix Composite) су предмет истраживања још од 60-тих година прошлог века и развијени су са циљем унапређења механичких карактеристика метала. Композити настају спајањем материјала чије се температуре топљења значајно разликују, односно да нису растворљиви један у другом. Типични композити са металном основом садрже деформабилан метал као основу и круту керамику као ојачање. Тако добијен композит задржава своја метална својства (велику деформабилност, обрадљивост и жилавост) и при том му се додају својства керамике (велика чврстоћа и термичка стабилност) која улази у његов састав. Ови композити се користе као основни конструкциони материјал у авио и ауто индустрији [9, 10], као и у спорту, из разлога што композитни материјал има веома добар однос чврстоће и тежине.

Тренутно се композити са металном основом могу поделити у три категорије:

- честично ојачани MMC,
- кратким влакнима и пахуљама ојачани MMC,
- дугим влакнима и слојевито ојачани MMC [11].

Честично ојачани MMC су категорија од посебног интереса због њихове изотропности, лакше израде и веома често мањих трошкова добијања. На карактеристике ових композита велики утицај има величина и количин честица и њихова дистрибуција. Истраживања су показала да затезна чврстоћа и деформабилност опадају са повећањем величине честица ојачавача [12]. Основни циљ нано честица је да побољшају својства композита више него што су то чиниле микро честице. Додавањем нано честица као ојачавача настају нано композити са металном основом (MMNC – Metal Matrix Nano Composite) [12]. Композити са нано честицама и нано угљеничним влакнима (CNT – Carbon Nanotube) су најпривлачнији за истраживање, на шта указује велики број радова објављених у протеклих неколико година.

Нанокомпозити са металном основом нису толико привлачили пажњу, колико су то учинили композити са керамичким и полимерним основама, све до пре пар година, углавном због инфериорних механичких карактеристика поменутих композита. Упркос побољшању тврдоће и отпорности на хабање [13, 14] генерално гледано остале карактеристике нису постигле очекиване вредности услед постојања извесних недостатака, као што су порозност и

агломерација нано честица. Без обзира на то, потенцијални развој нових композита са добрим механичким, триболошким и јединственим физичким карактеристикама је изазвао велико интересовање научне јавности у протеклим годинама.

MMNC су показали бројне разлике, у карактеристикама, у поређењу са композитима ојачаним микро честицама. Када се говори о MMNC, треба навести следеће:

- Када се као ојачавач користе нано честице, услед агломерације нано честица производња MMNC-а је знатно компликованија у односу на MMC.
- Механизам деловања ојачања је различит код MMNC у односу на MMC. Додавањем микро честица су успешно побољшане механичке карактеристике металне основе. Механизам ојачања је последица тога што чврсте честице ојачања спречавају кретање дислокација. Услед малих димензија ојачања.
- Како се керамичке честице приближавају нано нивоу, тако се мењају њихове термичке карактеристике, као последица раста површинске енергије и различитог међу-атомског растојања.
- Смањење димензија честица ојачавача на нано ниво, такође, доводи до технолошких потешкоћа у испитивању тих материјала.

И поред ових проблема, MMNC показују потенцијал, па тако и даље привлаче пажњу истраживача. На пример, деформабилност металне матрице се очекује да остане иста и након додавања нано честица, док би остале карактеристике MMNC-а требало да се знатно побољшају (додатно унапређење затезних и смицајних карактеристике, боље понашање на повишеним температурама и боља обрадљивост). Такође, мала запремина нано честица може помоћи одржању термичке и електро проводљивости, уз истовремено побољшање механичких карактеристика. Шта више, нано честице у металној основи ће утицати на процес очвршћавања и процесе термичке обраде, који имају великог утицаја на микроструктуру и механичке карактеристике MMNC-а. Добар пример је тај, да са присуством нано честица SiC долази до смањења величине зрна Mg матрице, што доводи до оптималних механичких карактеристика [15]. Претпоставка је да ће се нано честице, током процеса очвршћавања растопа, понашати као центри нуклеације. Такође, присуство нано честица може зауставити процес омекшавања (тј. уништавање дислокација) и додатно повезати границе зрна. Дисперзијом нано честица Al_2O_3 у бакарној основи добија се нано композит са одличном отпорношћу на високе температуре експлоатације, а да се истовремено задржавају добра термичка и електрична проводљивост [16].

Највише заступљени материјали основе за „MMNC“, у научним радовима, су алуминијум, бакар, магнезијум, титанијум и гвожђе. Ојачавачи у том случају су керамике, укључујући бориде, карбиде, нитриде, оксиде и њихове мешавине. Механичке, хемијске и физичке карактеристике како основе, тако и ојачавача,

се морају узети у обзир приликом избора материјала за одговарајуће нанокомпозите. На пример, код „in-situ“ поступка добијања нанокомпозита, термичка стабилност керамичких честица је најважнија карактеристика на коју треба обратити пажњу приликом избора истих. Код „ex-situ“ поступка добијања најважнија је квашљивост између керамике и метала основе и површинске везе које настају између ова два материјала. Квашљивост представља квалитет везе између честица ојачавача и материјала основе.

Извршени су бројни експерименти у циљу добијања и испитивања међу фазе ојачавач/основа, а све у циљу побољшања механички и физичких карактеристика „MMNC“-а. Упркос бројним радовима на ову тему, постигнут је веома мали напредак у смислу побољшања одређених карактеристика, а да притом не долази до слабљења других, што ће бити приказано у наредном поглављу овог рада.

Највећи број радова из области нанокомпозита се односи на поступке њиховог добијања. Поступци добијања нанокомпозита се могу сврстати у две групе „in-situ“ и „ex-situ“ [11]. Код „in-situ“ поступка ојачавачи настају услед хемијске реакције између елемената или елемената и једињења током поступка добијања. Предности овог поступка су: добијање ојачавача који су термички стабилни; површине добијених честица ојачавача су чисте, што резултује веома јаким међу молекулским везама са материјалом основе; омогућена је дистрибуција честица у материјалу основе [17]. Код „ex-situ“ поступка, главна предност се односи на могућност добијања делова великих димензија. Услед слабе квашљивости између материјала основе и керамичких ојачавача и услед тенденције нано честица ка агломерацији, као резултат деловања њихових електростатичких и *van der Waals*-ових сила током процеса мешања у течној фази, веома мали број ових нанокомпозита са металном основом оствари теоријски предвиђене механичке карактеристике.

На основу прегледа литературе на тему испитивања композита са металном основом, може се рећи да су највећи проблеми које је потребно решити за успешну производњу нанокомпозита са металном основом следећи:

- ***Дисперзија.*** Дистрибуција честица ојачавача би требало да буде униформна како би се постигле очекиване механичке карактеристике. Међутим, ово је веома тешко постићи, пошто нано честице теже агломерацији. Нагомилавање честица ојачавача на једном месту је неповољно за карактеристике нанокомпозита.
- ***Реактивност.*** Истраживања су показала да се реактивност неких нано честица смањује са повећањем њихових димензија [18]. Утицај величине честица ојачавача на реактивност нано честица може довести до веома интересантних реакција између интерфејса металне основе и керамичких ојачавача, како код „in-situ“, такође и код „ex-situ“ поступка добијања нанокомпозита.
- ***Термичка стабилност.*** Када се честице смање на нано ниво, термичка стабилност истих може бити угрожена [19].

- ***Квашљивост.*** Квашљивост између керамичких честица и металне основе је веома слаба. Бакарне превлаке и киселински раствори су нешто што се веома често примењивало за побољшање квашљивости између нано угљеничних влакана и метала [20]. Финансијски исплатив метод је неопходан како би се побољшала квашљивост између керамичког ојачавача и металне основе.
- ***Цена.*** У циљу добијања униформног распореда нано честица, троши се велика количина енергије. Трошкови добијања нанокомпозита са металном основом се морају смањити у циљу њихове будуће примене у индустрији.
- ***Израда конструкционих елемената великих запремина.*** Због утрошка велике количине енергије, производња елемената великих запремина од нано композита са металном основом је ограничена, а самим тим и израда конструктивних елемената [11].

2.1 Избор материјала

Компатибилност између ојачавача и материјала основе је најважнији фактор за успешно добијање композитних материјала. Метални материјали који се користе као основе за добијање композита укључују бакар, магнезијум алуминијум, титанијум, легуре цинка и суперлегуре никла. Већина ојачавача су материјали малих димензија, керамичке честице и нано угљенична влакна.

Основни критеријуми за избор керамичких честица као ојачавача су [21]:

- модул еластичности,
- затезна чврстоћа,
- густина,
- температура топљења,
- термичка стабилност,
- коефицијент термичког ширења,
- величина и облик,
- компатибилност са материјалом основе,
- цена,
- доступност на тржишту.

Након избора материјала основе, горе поменуте факторе треба узети у обзир приликом избора одговарајућег керамичког ојачавача. Најчешће коришћене честице ојачавача су карбиди (SiC, B_4C), нитриди (Si_3Ni_4, AlN), оксиди (Al_2O_3, SiO_2) и бориди (TiB_2).

Избор металне основе се најчешће односи на лаке метале, као што су алуминијум, титанијум и магнезијум, док се бакар и супер легуре на бази никла узимају у обзир за неке специфичне апликације. Са додатком нано честица очекује се побољшање механичких карактеристика. Интерфејс који настаје између металне основе и керамичких честица утиче на способност преношења и дистрибуције оптерећења композита током деформисања и самим тим има

великог утицаја на модул еластичности. Унапређење квашљивости се може постићи [21]:

- повећањем површинске енергије чврсте фазе,
- смањењем енергије интерфејса између чврсте и течне фазе,
- смањењем површинских напона течног метала.

Уколико се растоп магнезијума изложи ултразвучним вибрацијама може доћи до хемијских веза између магнезијумске легуре и SiC ојачавача [15]. Такође, ултразвучне вибрације потпомажу разбијање гасних мехурова и силикатног слоја на површини SiC честица и чине њихову површину чистом, што унапређује квашљивост SiC и алумине [22]. Према *Hashim*-у [23, 24] постоји неколико начина за унапређење квашљивости SiC честица у растопљеном алуминијуму:

- додавање легирајућих елемената материјалу основе,
- превлачење керамичких честица,
- претходном термичком припремом керамичких честица.

На основу наведеног може се закључити да квашљивост керамичких честица ојачавача у растопима метала зависи од великог броја фактора и да не постоји сагласност у научном свету у погледу избора поступка унапређења квашљивости. У том погледу, знатно је отежан посао инжењерима металургије и за добијање нанокомпозита са савршеним структурним и механичким карактеристикама потребан је велики број мање или више успешних покушаја. И тако добијени материјали поседоваће особине које треба испитати, како структурне и механичке, тако и триболошке.

2.2 Распоред честица ојачавача у ливеним металним основама

Као што се може види из претходно изложеног постоје бројни проблеми са којима се металурзи и истраживачи сусрећу приликом добијања честично ојачаних композита са металном основом. Такође, постоји и велики број утицајних фактора који олакшавају или отежавају повољан распоред честица ојачавача у основном материјалу. Пошто су нанокомпозити испитивани у оквиру ове докторске дисертације добијени поступком компокастинга, у наставку су представљени неки од предлога за равномеран распоред честица ојачавача код композита који се добијају поступком ливења уз интензивно мешање растопа [25-28].

У циљу подешавања оптималних параметара процеса добијања композита, са задатком равномерног распореда честица ојачавача у материјалу основе, потребно је нагласити следеће [25]:

- густина честица ојачавача, величина, облик и удео у композитном материјалу имају утицаја на распоред ојачавача,
- карактеристике површина честица ојачавача могу олакшати или отежати квашљивост тих честица у металу основе,

- реолошке способности растопа металне легуре и густина ојачавача у растопу су последица реакције честица са растопом и са другим честицама,
- гасни мехурови који настају током инфилтрације честица ојачавача или мешања резултоваће лошим распоредом честица, пошто се оне везују за гасне мехурове и као последица тога расте степен порозности,
- параметри мешања морају бити такви да се добије равномеран распоред честица ојачавача у аксијалном и радијалном правцу,
- процес очвршћавања мора бити такав да током њега честице ојачавача имају веома малу могућност кретања,
- генерално честице ојачавача заузимају простор између кристалних структура материјала основе, између дендрита или дендритних завршетака, па према томе што су мања растојања између кристалних структура и мање њихове величине, бољи је распоред честица ојачавача.

Поред већ набројаних фактора, треба водити рачуна о брзини мешања и смеру ротације мешача, јер имају утицаја на карактеристике течења растопа основе [26]. При већим брзинама мешања непожељна је појава вртлога на површини растопа, па се на основу тога може закључити да је веома битан и сам положај мешача. Када је мешач постављен високо у растопу, на дну посуде у којој се мешање одвија, кретање растопа је минимално, при чему је веома битно да кретање у овом делу посуде буде интензивно како би се честице ојачавача подигле са дна посуде. Количина честица која ће се наћи на дну посуде су последица утицаја гравитације на честице ојачавача. На честице чија је величина испод 10 μm гравитација готово да нема утицаја, док код честица већих од 100 μm утицај је приметан и долази до значајног нагомилавања честица ојачавача на дну посуде, посебно при мањим брзинама мешања. Такође, до повећања удела ојачавача долази у непосредној близини зидова суда, услед мањих брзина течења растопа и центрифугалних сила које делују на честице приликом вртложног кретања растопа [28].

2.3. Механизми ојачања честичних композита са металном основом

Равномеран распоред честица ојачавача у материјалу основе доводи до побољшања микроструктурних, механичких и триболошких карактеристика у односу на материјал основе без присуства честица ојачавача. Годинама је механизам ојачања предмет расправе и проучавања, односно да ли је могуће издвојити само један механизам као заслужан за одговарајуће унапређење. Истраживање бројних механизама ојачања честичних композита је предмет рада *Miller*-а и *Humphreys*-а [29]. Аутори су нагласили да механизам ојачања није последица само једног од њих, већ комбинација више њих, па ће у даљем тексту укратко бити представљен сваки.

Постоје два механизма ојачања која се најчешће јављају код класичних композита, а то су директни и индиректни. Директни механизам ојачања је резултат трансфера оптерећења са материјала основе на ојачавач. Индиректни механизам ојачања је последица присуства ојачавача у материјалу основе, у погледу микроструктуре, као што су смањење величине кристалног зрна, или деформација, као што је ојачање узроковано дислокацијама насталим као последица разлика између материјала основе и ојачавача. Механизми ојачања нанокомпозита су слични механизмима ојачања класичних композита. Међутим, услед димензионих разлика ојачавача неки од механизама су значајнији од других.

***Hall-Petch*-ов механизам** – Овај закон се примењује како би се одредио утицај величине кристалног зрна на јачину материјала и представљен је изразом:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{d^{1/2}} \tag{2.1}$$

где је σ_y напон на граници течења након смањења кристалног зрна, σ_0 почетна вредност напона на граници течења, k_y је константа, а d пречник кристалног зрна.

Код нанокомпозитних материјала величина кристалног зрна је тесно везана са параметрима поступка добијања, величином и запреминским уделом ојачавача. Најзначајнији фактор је поступак добијања нанокомпозита. Код неких поступака је доказано да нано честице доприносе смањењу кристалног зрна материјала основе. Присуство нано честица утиче на микроструктуру током процеса накнадне термичке обраде [30]. *Cao* [15] је користио ултразвучни метод у циљу добијања равномерног распореда честица и том приликом запазио смањење кристалног зрна материјала основе. Такође, *Choi* [31] је производио композитни прах различите величине кристалног зрна путем варирања времена млевења. Исти аутор је закључио да присуство велике количине Y_2O_3 ојачавача позитивно утиче на величину кристалног зрна.

На основу приказаног може се закључити да *Hall-Petch*-ов механизам може бити један од главних механизама ојачања у случајевима где долази до смањења кристалног зрна материјала основе, било да до тога долази услед присуства ојачавача или као последица накнадних производних процеса.

Ојачање каљењем – Велика разлика у коефицијентима термичког ширења између материјала основе и честица ојачавача (пример: алуминијумска основа и честице SiC), као последицу имају настанак дислокација током хлађења са температуре рекристализације или неке температуре изнад ликвидус линије. Густина дислокација ρ настала приликом брзог хлађења је функција величине честица ојачавача d, запреминског удела ојачавача F_V и продуката термичке разлике ΔC и температурне промене при хлађењу (каљењу) ΔT. Очекивана вредност напона на граници течења σ_d се може представити изразом:

$$\sigma_d = \alpha G b \rho^{1/2} \tag{2.2}$$

где је:

$$\rho = 12\Delta T \Delta C F_V / bd \tag{2.3}$$

при чему је G модул смицања материјала, b је *Burger*-ов вектор и α је константа која има вредности између 0.5 и 1.

Представљена анализа се односи на случај када су дислокације равномерно распоређене и да све настале дислокације утичу на вредност очекиване јачине.

***Orowan*-ов механизам** – Овај механизам се користи за представљање ојачања услед димензија и међусобног растојања ојачавача. Механизам се заснива на супростављању густо распоређених тврдих честица ојачавача кретању дислокација, што је веома битно за нанокомпозите, али не и класичне композите. Окруживање честица ојачавача дислокацијама доприноси повећању јачине материјала. Уколико се апроксимира да су све честице лоптастог облика, механизам се може представити формулом:

$$\sigma_0 = 2Gb/L \tag{2.4}$$

где је:

$$L = 6d(2\pi/F_V)^{1/2} \tag{2.5}$$

при чему је L растојање између честица ојачавача у материјалу. Овај израз нема значаја уколико у обзир нису узете честице мање од 1 μm.

***Taylor*-ов механизам** – Овај закон описује допринос густине дислокација јачини материјала и по томе је донекле сличан ојачању каљењем. У случају композитног материјала, посебно металних композита ојачаних керамичким честицама, дислокације које настају као последица разлика између основе и ојачавача, у погледу коефицијента термичког ширења и модула еластичности, могу бити значајан фактор ојачања. Следећа једначина се односи на ојачање услед термичких разлика, представљено преко напона на граници течења :

$$\sigma_T = M\beta G b(\rho^{CTE})^{1/2} \tag{2.6}$$

где је M Taylor-ов фактор, β константа, ρ^{CTE} је густина дислокација настала услед разлике у коефицијентима термичког ширења (CTE - Coefficient of Thermal Expansion), G модул смицања материјала основе и b је *Burger*-ов вектор.

Разлике у модулу еластичности између основе и ојачавача могу бити значајне. Код нано ојачавача, услед велике вредности односа површине и запремине, зона контакта између ојачавача и материјала основе значајно се повећава. У том случају разлике у термичком и модулу еластичности могу бити значајан механизам ојачања.

Ефекат ношења оптерећења – Овај ефекат се описује трансфером оптерећења између основе и честица ојачавача. *Zhang* и *Chen* [32] су овај ефекат представили изразом за напон на граници течења:

$$\sigma_l = 0.5\, F_V \sigma_{ym} \tag{2.7}$$

где је F_V запремински удео ојачавача и σ_{ym} затезна чврстоћа материјала основе.

Важно је истаћи, да је овај ефекат везан за јаке везе између основе и ојачавача. Такође, код већине металних нанокомпозита се додаје веома мали проценат ојачавача, од 0.2 до 10%, и уколико постоји агломерација нано честица, онда је утицај овог механизма ојачања веома мали.

Ојачање кристалног зрна – Током термомеханичких процеса честично ојачани композити могу се рекристалисати. За честице ојачавача чија величина прелази 1 микрометар, рекристализација може бити изазвана од стране честица ојачавача, и уколико се претпостави да једна честица ојачавача узрокује настанак једног кристалног зрна, онда се резултујућа величина кристалног зрна може изразити:

$$D = d[(1 - F_V)/F_V]^{1/3} \tag{2.8}$$

Резултујућа величина кристалног зрна (од 1 до 10 микрометара) је често сматрана финијом у односу на ону која се може јавити у материјалу основе и на тај начин се доприноси јачању композита, што је у складу са *Hall-Petch*-овом једначином:

$$\sigma_{gb} = K_y / D^{1/2} \tag{2.9}$$

при чему је K_y константна, и обично се узима да је 0.1 $MNm^{-3/2}$.

Суб-структурно ојачање – Познато је да ће у случају веће вредности односа запремине и величине честица ојачавача од критичне, материјал задржати фину структуру и током процеса термичке обраде. У овом случају суб-структуре доприносе јачини честичних композита са металном основом σ_{sg}, што је у складу са *Hall-Petch*-овом једначином, са одговарајућом вредношћу константне K_y за суб-структуре (0.05 $MNm^{-3/2}$). Пошто ће суб-структуре бити присутне у материјалу и након рекристализације, веома је тешко оценити њихов ефекат у погледу пречника кристалног зрна d и запреминског удела ојачавача F_V. Аутори [29] предлажу да ова вредност буде константна за широк спектар величина d и F_V.

Деформационо ојачање – Радно ојачање, код честично ојачаних композита са металном основом, је последица утицаја дислокација насталих током хлађења приликом процеса добијања или термичке обраде. Међутим постоје други фактори који утичу на повећање радног ојачања композита у поређењу са материјалом основе. Пре свега, у раним фазама деформације, услед трансфера оптерећења са материјала основе на честице ојачавача путем *Orowan*-ових петљи или неког другог механизма ојачања. Очекивани допринос ојачању σ_{wh1} једноставно зависи од запреминског удела ојачавача у материјалу основе F_V, што се види из следећег израза:

$$\sigma_{wh1} = 4.5 G F_V \varepsilon \tag{2.10}$$

где је ε реална вредност напона.

Како деформација напредује индуковани напони у интерфејсу материјал основе/ честице ојачавача доводе до релаксације *Orowan*-ових петљи, при малим напонима величине 10^{-4} MPa. При већим напонима честице доприносе ојачању путем креирања геометријски неопходних дислокација. Овај допринос је изражен путем следеће једначине:

$$\sigma_{wh2} = 5G(2F_V b/d)^{1/2}\varepsilon^{1/2} \tag{2.11}$$

Треба истаћи да ће наведени вид ојачања честичних композита са металном основом бити доминантан у односу на било који други утицај, легирања, каљења у растворима и преципитационог отврдњавања (механизам издвајања једињења, најчешће карбида, који утичу на тврдоћу и механичке карактеристике материјала). Испитивања утицаја наведених фактора су показала да њихов утицај не може бити линеаран [29].

На основу представљених механизама ојачања композита са металном основом ојачаних честицама, може се закључити да је веома тешко приликом тумачења процеса ојачања издвојити само један пошто се јасно види да су ови механизми у међусобној интеракцији. Исто тако немогуће је у процесу добијања честичних композита ослонити се само на један механизам ојачања.

2.4 Композити са цинк-алуминијумском основом

Композити са металном основом имају бројне предности у односу на конвенционалне метале, само неке од њих су: већи модул еластичности, већа специфична чврстоћа, боље карактеристике на повишеним температурама и мањи коефицијент термичког ширења. Због ових особина композити са металном основом су предмет бројних испитивања и део широког спектра примене. Неки од примера примене ових композита су млазнице у коморама сагоревања (код ракета, свемирских летелица), кућишта, цеви, каблови, измењивачи топлоте, мембране итд.. Композити се препоручују конструкторима као решење за бројне комплексне проблеме, јер се њихове карактеристике могу усклађивати према одређеним функционалним захтевима. Могу се применити у случајевима када се захтева чврстоћа на повишеним температурама, задовољавајућа крутост, димензиона стабилност и мала густина. Данашњи трендови се односе на безбедну употребу композита са металном основом за делове аутомобилских мотора, који раде у условима високих температура и притисака [33]. Повећани захтеви за смањењем масе, већом крутошћу и чврстоћом материјала су разлог константног развоја композита са металном основом ојачаних керамичким укључцима. Ови композити поседују изузетне механичке и триболошке карактеристике и као такви имају велику примену у случајевима када је хабање елемената система важна карактеристика. Бројни истраживачи су се бавили испитивањем механизама хабања композита са металном основом. Композити се најчешће ојачавају честицама SiC и Al_2O_3.

Цинкове ливене легуре имају разноврсну примену у индустрији. Ниједна друга легура не пружа тако добру комбинацију јачине, чврстоће и крутости. Због својих способности ношења оптерећења веома често се користи за израду лежајева, а са друге стране је одликује изузетна економичност. Цинкове легуре имају добру способност ношења оптерећења и добре триболошке карактеристике, ниже температуре ливења и нижу цену коштања [34-37]. Цинк алуминијумска (ZA) легура садржи веома мали проценат бакра и због тога може бити веома економски и енергетски ефикасна замена за велики број обојених метала, поседујући већу јачину, бољу отпорност на хабање и нижу температуру ливења [36]. ZA легура је веома важна легура за израду лежајева који раде у условима високих оптерећења и малих брзина [38]. Услед добрих трибо-механичких карактеристика, мале густине, добре ливкости, добре обрадљивости, велике јачине и тврдоће у ливеном стању, добре отпорности на корозију, малих иницијалних трошкова, енергетски ефикасног ливења, безбедна је по човекову околину, једнаких или чак и бољих карактеристика у погледу ношења оптерећења, ZA легуре (углавном ZA12 и ZA-27, ознаке према стандарду ASTM B86, где вредности 12 и 27 представљају процентуалне вредности алуминијума у легури) су способне да замене алуминијум и калајну бронзу [38]. Важан аспект који чини ове легуре привлачним је смањење трошкова 25 до 50% и 40 до 75% у поређењу са алуминијумом и калајном бронзом, респективно [39-41]. Међутим, највеће ограничење ових легура је њихова инфериорност на повишеним температурама, изнад 100°C [36, 42]. ZA-27 легура која припада фамилији ZA легура испољава велику јачину и веома често се користи за израду лежајева и чаура, као замена за калајну бронзу [43-45] због ниске цене коштања и једнаких или чак бољих карактеристика. Поред тога, њена употреба за танкозидне одливке и компоненте за електричне, аутомобилске, индустријске и пољопривредне машине и уређаје, чини је популарном на пољу лежајева, компоненти отпорних на хабање, вентила, ременица итд. [46].

Међу бројним техникама добијања композита са дисконтинуалним ојачавачима, ливење мешањем је опште прихваћено као најисплативија техника [47]. Предност ове технике се огледа у једноставности, флексибилности и примењивости у масовној производњи и такође, ово је најекономичнија техника добијања композита од свих до данас представљених техника [46]. Код ове методе, након топљења материјала основе, изводи се интензивно мешање у циљу стварања вртложног кретања на површини растопа и тада се додају ојачавачи на саму ивицу вртлога. Вртложно кретање се показало веома корисним у распоређивању честица у материјалу основе пошто разлика између унутрашњег и спољашњег притиска растопа увлачи честице унутар растопа [48]. Када су у питању триболошке карактеристике ових композита, истраживачи [49] су закључили да инфилтрација честица ојачавача значајно унапређује отпорност на хабање током клизања у условима без подмазивања. Генерално, присуство тврдих керамичких честица Al_2O_3 и SiC

доприноси повећању отпорности на абразију два тела и абразију три тела, ерозиону корозију композита са ZA основом.

Утицај термичке обраде на микроструктуру, механичке и триболошке карактеристике легура на бази цинка предмет је испитивања великог броја истраживача [50-53]. Корозивне карактеристике ZA-27 легуре испитиване су од стране *Б. Бобић* [54 - 57].

2.5 Композити са алуминијумском основом

Алуминијумски одливци налазе велику примену у индустрији због својих особина у погледу добре ливкости, корозионе отпорности, велике јачине у односу на масу [58]. Примена алуминијум-силицијумских легура у аутомобилској индустрији годинама се повећава. Типични аутомобилски делови који се израђују на бази ове легуре су цилиндарска глава (глава мотора), клипови, точкови, усисне гране итд. Продор алуминијумских одливака у поље аутомобилске индустрије праћен је развојем процеса ливења, третирања растопа и термичке обраде [59, 60]. Велики напори се улажу у циљу унапређења механичких и триболошких карактеристика, путем контроле микроструктуре, односно путем унапређења поступака добијања (ливење у пешчаним и металним калупима, ливење под притиском ливење уз интензивно мешање), третирања металног растопа (смањење кристалног зрна, легирање итд.) и термичком обрадом [61-63].

Један од разлога што се A356 легура веома често користи за добијање композита ојачаних са керамичким честицама и влакнима SiC и Al_2O_3, је и тај што легура очвршћава у широком температурном опсегу (43°C). Из тог разлога, интервал између ликвидус и солидус температура се може искористити за добијање композита компокастинг поступком [64, 65]. A356 алуминијумска легура је подеутектичка Al-Si легура са добрим механичким особинама и великом жилавошћу, изузетном ливкошћу и великом отпорношћу на корозију. Механичке карактеристике ове легуре могу се унапредити термичком обрадом, посебно T6 поступком [66]. T6 поступак подразумева растворно жарење у трајању од 8 сати на температури од 525°C, затим каљење у води температуре 30°C до собне температуре. Након тога следи природно старење 5 сати на ваздуху или вештачко старење (преципитација) у трајању од 8 сати на температури од 165°C. Триболошке карактеристике композита на бази Al-Si легура предмет су испитивања великог броја истраживача [67 - 69].

На основу представљања ове две легуре, може се уочити да обе легуре одликује добра ливкост што је веома значајно с' обзиром да се нанокомпозити у оквиру ове докторске дисертације добијају компокастинг поступком.

3

ПРЕГЛЕД АКТУЕЛНОГ СТАЊА ДОБИЈАЊА И ИСПИТИВАЊА НАНОКОМПОЗИТА

У оквиру овог поглавља дат је литературни преглед актуелног стања испитивања на пољу композитних материјала, акценат је стављен на наноструктурне материјале и нанокомпозите. Преглед започиње са поступцима добијања нанокомпозита, приказима основних поступака добијања, трендовима и проблемима. Други део је посвећен испитивању механичких карактеристика нанокомпозита поступком нано утискивања, односно утицају ојачавача на механичке карактеристике, заступљеним механизмима ојачања итд.. Последњи део овог поглавља се односи на преглед испитивања триболошких карактеристика нанокомпозита. Триболошка испитивања се најчешће доводе у везу са механичким и структурним карактеристика материјала, тако да је то и овде случај.

Без обзира на жељу аутора ове докторске дисертације да се литературни преглед односи само на нанокомпозите са основама од ZA-27 и A356 легуре, то није било могуће постићи јер је у научним радовима заступљен велики број алуминијумских легура, легура магнезијума, бакра и других материјала. Треба нагласити да научни радови посвећени испитивању нанокомпозита на бази ZA-27 легуре нису пронађени до тренутка писања овог докторског рада. Предмет овог литературног прегледа су радови који се односе на нанокомпозите са металном основом ојачаном керамичким нано честицама.

3.1 Добијање нанокомпозита

Механичке карактеристике композита са нано-метарским ојачавачима су напредније у односу на композите са микро-метарским ојачавачима. Међутим, хомоген распоред ојачавача је неопходан за постизање унапређених карактеристика ових композита [70-74]. На распоред керамичких честица ојачавача у металној основи утиче веома велики број фактора. Ови фактори обухватају реолошко понашање основне легуре, технику инфилтрације честица ојачавача, интеракције материјала основе и ојачавача, пре, током и после мешања и мењање распореда честица ојачавача током фазе очвршћавања. Велика разлика у густини фаза композитних материјала, односно основе и ојачавача, има важну улогу, као и површинске карактеристике ојачавача. Веома је тешко постићи равномеран распоред нано-метарских честица керамике у растопљеном металу, услед велике вискозности, слабе квашљивости

растопљених метала и великог односа површине и запремине нано честица ојачавача. Када се честице ојачавача додају у растопљени метал основе, оне ће или потонути или ће пливати на површини растопа услед разлика у густини између честица ојачавача и растопљеног материјала основе, тако да распоред честица није равномеран и честице, притом, теже агломерацији и стварању кластера [75]. На основу претходних студија, нано честице керамичких ојачавача су у потпуности окружене растопом основног материјала и због тога се гравитациони ефекат може занемарити [76, 77].

Научници су током развоја композита усавршили велики број метода и поступака за њихово добијање, односно за остваривање основног услова, а то је постизање равномерног распореда ојачавача у материјалу основе (матрице). Велики број ових метода се показао као веома успешан када је у питању добијање композита са микро честицама ојачавача. Међутим, пошто постоји велика разлика у природи микро и нано ојачавача, која се пре свега огледа у односу површине и запремине, маси, утицају на материјал основе итд., многе ове методе су захтевале одређена прилагођавања како би се остварио равномеран распоред нано ојачавача. Сваки од развијених поступака има своје мане и предности, међутим, напори за равномерну расподелу честица у материјалу матрице и даље трају. Постоје бројни примери у којима је приказан релативно равномеран распоред ојачавача, односно местимично се уочавају агломерати нано ојачавача.

3.1.1 Металургија праха

Металургија праха (Powder Metallurgy) је једна од веома коришћених техника за добијање нанокомпозита и одвија се у три фазе. У првој фази се основни материјал физички претвара у прах, много малих честица. Затим, различити прахови метала и керамика се мешају у одговарајућем односу. Млевење куглицама се може користити за постизање механичког мешања прахова у циљу добијања бољих механичких карактеристика. Прах се даље убацује у калуп и пресује како би се добила благо кохезивна структура, блиска димензијама крајњег елемента који се израђује. Коначно, финални производ се добија применом високе температуре и притиска дужи временски период. Након ових фаза могу се обавити секундарне операције, као што су: истискивање, термичка обрада, машинска обрада итд..

Mazen і *Ahmed* [78] су комбиновали прах алумине (Al_2O_3) са чистим алуминијумом у четири различита односа, Al-0%Al_2O_3, Al-2,5%Al_2O_3, Al-5%Al_2O_3 и Al-10%Al_2O_3. Мешавина прахова се топло пресује на температури од 723 К и притиску од 74 MPa, 4 сата. Тако добијен материјал се касније истискује и користи за даље тестове. Испитивањем скенирајућим елекронским микроскопом уочена је порозност материјала, као и области богате честицама ојачавача, као и одвајање честица алумине, што је последица слабих веза и велике разлике у температурама топљења алуминијума и алумине.

Yung-Chang [7] додавао је честицама алуминијума величине 28 μm, честице алумине сферног облика, величине 50 nm, од 1 до 7 запреминских %. Задата мешавина је синтерована на температури од 620°C, два сата, а након тога истискивана на температури од 420°C, при чему је почетна запремина смањена близу 36 пута. Термичка обрада отпуштањем је изведена на температури од 350°C у трајању од 2 сата. Резултат овако изведеног поступка јесте побољшање механичких карактеристика, а основни механизам ојачања услед присуства честица ојачавача је *Orowan*-ов механизам. Међутим, са повећањем процента ојачавача повећава се и степен њихове агломерације и са повећањем преко 4% ојачавача, агломерација утиче на смањење броја „корисних", односно слободних нано честица, што доводи до потпуног губитка ефекта ојачања.

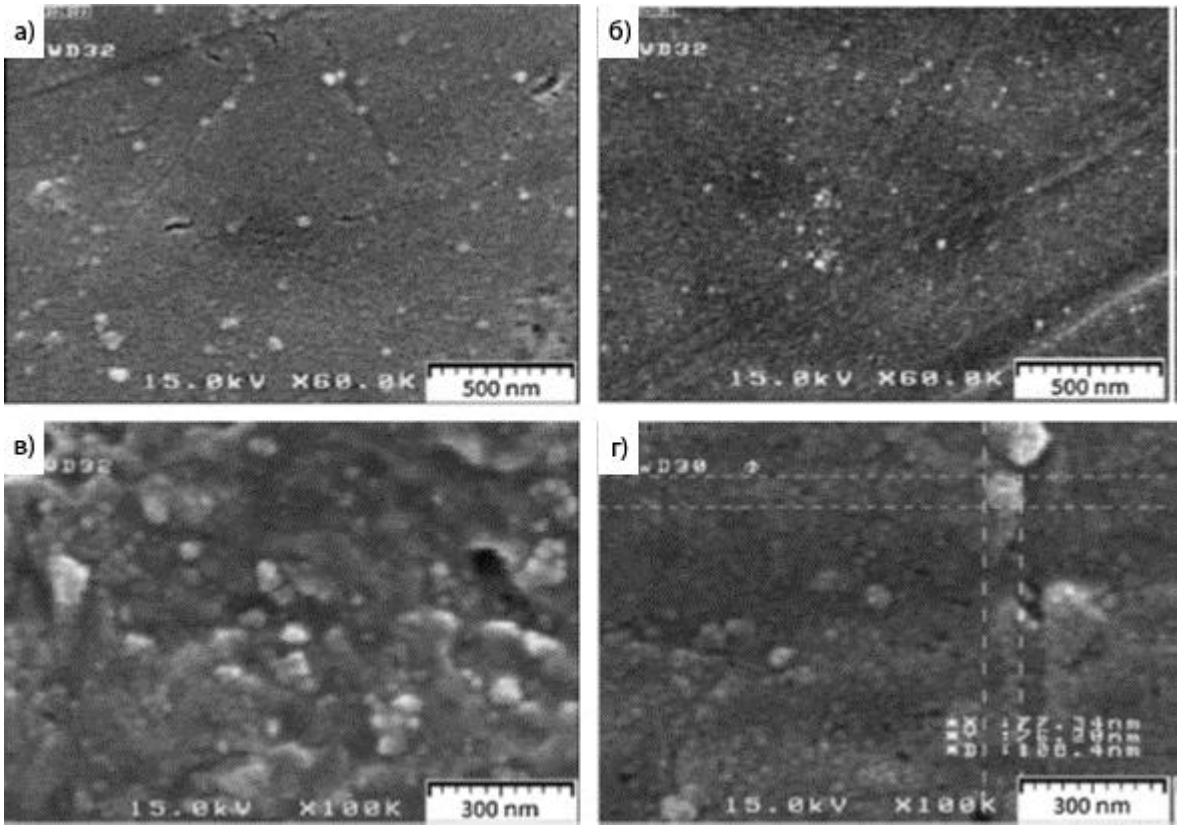
3.1.2 Механичко млевење

Поступак механичког млевења (Mechanical Milling) је поступак за добијање финих прахова. Поступак се заснива на ударима куглица које се заједно са материјалом, од кога се жели добити прах, налазе у бубњу млина. Код добијања нанокомпозита, наведени поступак се користи за уситњавање материјала основе или за уситњавање и мешање са нано честицама.

Добијање нанокомпозита са A356 основом и додатком 1.5 запреминских % Al_2O_3 ојачавача, величине 20 nm, представио је *Akbari* [75]. Метод добијања се огледа у посебном млевењу честица алуминијума и нано честица Al_2O_3 и честица бакра и нано честица Al_2O_3, у односу 1:1. Како би се добили композити у графитном лонцу растопљена је A356 легура. При константном мешању мешача са графитним метлицама додаје се претходно добијени прах умотан у алуминијумску фолију. Процес мешања се наставља брзином од 450 o/min. наредних 4, 8 12 и 16 минута на температури од 850°C. Након тога композити се изливају у цилиндричне калупе дужине 140 mm и пречника 14 mm, а затим се термички обрађују (T6) 8 сати на температури од 495°C, па 2 сата на температури од 520°C, следи каљење у води на 40°C и вештачко старење у трајању од 8 сати на 180°C. SEM анализе на половини добијених узорака (70 mm) су показале да је, код композита мешаних 12 минута и ојачаних са Al-Al_2O_3 и Cu-Al_2O_3, примећен равномеран распоред честица ојачавача и чврста веза са материјалом основе (Слика 3.1а и 3.1б). Анализе површине са дна калупа (0 mm) (Слике 3.1в и 3.1г) су показале присуство агломерата. Микроструктурна анализа је показала да број и величина агломерата варира у зависности од висине на којој се анализа обавља. Наведени аутор је закључио да број и величина агломерата се повећавају како се приближавамо доњој површини композита.

Анализа је показала да се додавањем нано честица смањује величина кристалног зрна алуминијумске основе. Смањење кристалног зрна има велики утицај на побољшање механичких карактеристика композита. Резултати су показали да се додавањем честица повећава и степен порозности. Такође степен порозности се повећава са повећањем времена мешања, као последица

веће узбурканости растопа. Степен порозности се не мења у зависности од висине узорка. Мерења тврдоће су показала да композитни материјали имају већу тврдоћу у односу на основни материјал. Најбољи распоред честица ојачавача су показали узорци са временом мешања од 12 и 16 минута, али је повећан степен порозности утицао да ти узорци имају лошије механичке и триболошке карактеристике у односу на узорке са мањим временима мешања.



Слика 3.1 – SEM слике нанокомпозита: (а) равномеран распоред нано Al_2O_3 честица у Al-Al_2O_3 и (б) Cu-Al_2O_3 ојачаном композиту, (в) агломерати честица у Al-Al_2O_3 и (г) Cu-Al_2O_3 ојачаном композиту [75].

Механичко млевење је цикличан процес који обухвата деформацију, микро заваривање и уситњавање честица праха. *Razavi* [79] је у прах алуминијума (честице приближно сферног облика, величине 48 μm), као основни материјал, додавао честице алумине, као ојачавача, величине 35 nm и 1 μm. Стеаринска киселина је коришћена у циљу спречавања прекомерног микро заваривања честица прахова. Припремљена мешавина садржала је алуминијум и 5%Al_2O_3 и 1,5% стеаринске киселине. Време млевења је 24 сата, уз брзину ротације од 250 o/min. Наведени аутор је запазио да процес млевења доводи до пластичних деформација, микро заваривања, и уситњавања честица. Додатком честица ојачавача фаза уситњавања почиње знатно раније и самим тим равномерна мешавина се постиже раније. Густина композитног праха је већа у односу на густину алуминијумског праха без присуства ојачавача. Такође, уситњавање почиње раније код микро композита у односу на нано композит.

Исти аутор [80] је, годину дана касније, поновио експеримент са разликом у времену млевења, које је у овом случају износило 72 сата, односно 3 пута

дуже. Притисна способност новонасталог композитног праха је, готово, идентична притисној способности типичног металног праха. Консолидација настаје као последица два феномена: прерасподеле честица (фаза I) и пластичне деформације (фаза II). Додатак тврдих нано честица омогућава боље згушњавање у првој фази, услед дезинтеграције кластера и агломерата и попуњавања празнина између честица основног материјала, што је директна последица примењеног оптерећења. Могућност пластичне деформације композитног праха је смањена у односу на прахове који су настали мешањем, што је последица присуства нано честица и њиховог утицаја на ојачање и тврдоћу алуминијумске матрице.

Durai [81] је алуминијуму у праху додавао прах алумине (< 20 μm), ZnO и CuO (< 10 μm). Механички млевене смеше прахова су хладно пресоване притиском од 650 MPa, на повишеној температури која се користи као иницијатор процеса који се одвија у аргону (аргон се користи у циљу спречавања оксидације праха). Резултати испитивања су показали да је отпорност на хабање у тесној вези са садржајем и величином ојачавача Al_2O_3, као и са величином кристала основне легуре. Механичким млевењем је постигнут равномеран распоред честица, са веома малим међусобним растојањима, а директна последица тога јесте побољшање отпорности на хабање. Тврдоћа млевених композита је већа у односу на тврдоћу синтерованих композита, пошто су честице алумине и честице основне легуре знатно финије, притом су честице алумине равномерније распоређене у односу на композите који нису млевени.

Ismail [82] је испитивао утицај времена млевења почев од 10 мин. до 6 или 8 сати, распоред честица ојачавача и микроструктуру композита. Комерцијалној алуминијумској легури EN AW-2017 додаване су честице Al_2O_3 и SiC, у једнаким запреминским уделима од 5 и 15%. У раним фазама млевења у периоду од 10 до 30 минута честице ојачавача су се веома ретко налазиле између деформисаних честица матрице. Међутим, и у тој раној фази је уочљива промена морфологије честица основе, од сферичног до облика пахуљица. Након дужег млевења постигнута је хомогена расподела ојачавача у композитном праху, уз значајно смањење величине честица праха. До промене величине честица ојачавача није дошло, без обзира на тип ојачавача (Al_2O_3 или SiC) и време млевења, док величина честица основе смањена на 45 nm. Један од закључака овог рада је и тај да проценат ојачавача нема великог утицаја на смањење величине честица основе.

Сличне закључке, претходним, изнео је *Mahboob* [83] приликом добијања композита са основом алуминијума и додатком 5 масених % нано честица алумине. Главни закључак је да механичке карактеристике Al-Al_2O_3 нано композита директно зависе од времена млевења, односно да микроструктура постаје униформнија и финија као резултат процеса млевења. Као последица тога, може се рећи да са временом млевења расте и јачина и тврдоћа композита.

Са друге стране, издужење се готово не мења, што наведени аутор види као последицу присуства нано честица алумине.

Razavi [84] је приликом добијања нано композита са основом од алуминијума са додатком 20 % масеног удела алумине, закључио да присуство честица алумине има великог утицаја на морфолошке карактеристике композита. Такође, услед присуства честица алумине, величине испод микро метра, хомогена смеша се постиже знатно раније.

Хибридни нано композит произвео је *Tavoosi* [85]. Ојачавачи алуминијумске основе су ZnO и Al_2O_3. Консолидација праха, који садржи 13,8% масеног удела ZnO и 5% запреминског удела Al_2O_3, извршена је у једноосном калупу на температури од 400 до 500°C и константном притиску од 400 MPa. У циљу спречавања настанка пора притисак је задржан све док температура није снижена на 300°C. Закључак наведеног аутора је да је присуство Al_2O_3 утицало на повећање тврдоће за 30 *Vickers*-ових јединица у односу на тврдоћу основног материјала.

Poirier [86] је варирао величину и запремински удео честица ојачавача Al_2O_3 и то 4, 25 и 80 nm и 1-10% респективно. Свака мешавина добијена је млевењем, а након тога следи хладно пресовање притиском од 500 MPa, затим једноосно пресовања притиском од 350 MPa, на температури од 450°C, у вакууму, у трајању од 1 сата. Добијени су композити са униформним распоредом честица ојачавача и местимично уочљивим агломератима чија величина не прелази 1 μm. Тврдоћа нанокомпозита је и до пет пута већа у односу на чисти, немлевени алуминијум. Смањење нано честица на 4 nm довело је до повећања тврдоће нанокомпозитног праха за 11%. Присуство нано честица Al_2O_3, такође, утиче на уситњавање кристалног зрна базне легуре, током поступка млевења.

Khorshid [87] је у својим покушајима да постигне равномерну расподелу честица, отишао и корак даље добијањем нано/микро композита, односно композита који истовремено садрже нано и микро честице ојачавача, алумине, величине 35 nm и 0,3 μm. На самом почетку честице су раздвојене применом ултразвучних таласа уз њихово потапање у раствор етанола у трајању од 1 сата. Добијена мешавина се меље, а након једног сата млевења се додаје прах алуминијума. Млевење се наставља, каљеним челичним куглицама пречника 5 mm у трајању од 8 сати. Млевени прах се суши на температури од 150°C, 90 минута. Осушени прах се притиском од 140 MPa сабија, док се процес згушњавања истискивањем одвија на температури од 600°C. Укупан масени проценат добијених композита износи 10%. У циљу одређивања утицаја нано честица ојачавача на механичке карактеристике композита варирани су односи нано-микро ојачавача и то у следећим односима 2:8, 3:7, 4:6, 5:5 i 6:4. Закључено је да повећање удела нано честица у почетку позитивно, а затим негативно утиче на микро тврдоћу и јачину композита. Побољшање механичких карактеристика је објашњено *Orowan*-овим механизмом и термичком разликом између основе и ојачавача. Код композита, који садрже више од 4 масена %

ојачавача, примећен је пад јачине што је последица агломерације нано честица и формирања дугачких, кртих фаза дуж граница зрна.

Ahamed и *Senthilkumar* [88] су легуру алуминијума 6063 ојачавали нано честицама итријум оксида (Y_2O_3) и алуминијум оксида (Al_2O_3), величине 25-50 nm и 40-50 nm, респективно. Запремински % ојачања у свим добијеним композитима износио је 1.35, односно добијени су композити ојачани само једном врстом ојачавача, као и композит ојачан са обе врсте честица у једнаком односу. Млевење у трајању од 40 сати, је по мишљењу наведеног аутора било неопходно како би се у потпуности извршио процес механичког легирања. Механичко легирање је техника припреме праха у чврстом стању, која укључује циклично понављање процеса хладног заваривања, раскидања заварених спојева и поновног заваривања честица праха приликом млевења куглицама [89]. У циљу праћења процеса уситњавања и микро структурних промена узиман је узорак након сваких 10 сати млевења. Такође, процес је заустављан на сваких 15 минута и након 15 минута настављан у циљу спречавања прекомерног раста температуре. Резултат оваквог поступка указивао је на то да је присуство оба типа ојачавача боље утицало на величину кристала, а да је овакав начин припреме допринео знатно финијој микроструктури и неуниформној орјентацији зрна. Такође, повољнији распоред ојачавача је уочен у случају композита са оба типа ојачавача услед баланса који је постигнут између микро заваривања и уситњавања у току поступка млевења.

Razavi Tousi [90] су испитивали утицај распореда нано честица алумине на компактност и понашање композита на бази алуминијума током процеса синтеровања. Запремински удео ојачавача износио је 1, 3 и 7%. Након млевења прах се суши на 100°C, а затим пресује притиском од 1 GPa на ваздуху. Након тога следи синтеровање на температури од 640°C у трајању од 30, 60, 120, 240 и 480 минута, у присуству аргона. Резултати су показали да се притисне карактеристике нанокомпозитног праха смањују са смањењем величине честица или смањењем удела ојачавача у основној легури. Ова појава се објашњава утицајем ојачавача на чврстоћу композитних прахова.

Комбинација поступка млевења са поступком инфилтрације без примене додатног притиска приказана је на примеру добијања нанокомпозита са алуминијумском основом ојачаном честицама SiC (величине 40 nm) у запреминским уделима од 6%, 10% и 14% [91]. Млевење куглицама од нерђајућег каљеног челика примењено је добијање композитног праха. Однос куглица и одговарајуће мешавине износио је 4:1. Брзина ротације износила је 450 o/min. Добијена мешавина је, након млевења, хладним пресовањем притиском од 50 GPa компресована у плочице димензија 40x40x80 mm. Добијена мешавина је растопљена у графитном лонцу у присуству сланог раствора KCl и NaCl, у циљу контролисања процеса оксидације и стварања заштитне атмосфере унутар графитног лонца. Процес безпритисне инфилтрације започиње након задржавања растопа на температури од 700°C, у

трајању од 20 минута. Добијени композити су показали унапређење механичких карактеристика са повећањем запреминског удела ојачавача.

3.1.3 Ливење

Поступак добијања нанокомпозита ливењем (Casting) се огледа у загревању материјала основе узнад температуре топљења, а затим се додају ојачавачи применом различитих поступака мешања.

Mazahery [92] је основној A356 легури додавао честице Al_2O_3 у запреминским уделима од 0.75, 1.5, 2.5, 3.5 и 5%. Нано честице Al_2O_3, величине 50 nm, су у почетној фази мешане и млевене заједно са честицама алуминијума величине 16 μm, у односу Al/Al_2O_3=1,67. Тако добијени прах је хладно пресован притиском од 200 MPa, а затим поново измрвљен. Композити настају „вртложном" методом, при којој се A356 легура, у графитном лонцу, загрева до температуре од 800°C (изнад ликвидус температуре). У тако растопљену легуру се уводи графитни мешач, позициониран тек испод површине растопа. По 1 g, претходно припремљеног праха, замотаног у алуминијумску фолију (формирајући пакет), се убацује сваких 20 s у растоп уз интензивно мешање. Пакет се раствара и почиње процес дистрибуције честица у основној легури. Мешање се наставља још 15 минута, брзином од 600 o/min. Композитни растоп се сипа у претходно загрејане челичне калупе. SEM анализом је потврђен равномеран распоред честица ојачавача и примећено је да је величина кристалног зрна алуминијума мања него код почетне легуре. Степен порозности се повећава са повећањем садржаја ојачавача, што је последица веће површине нано честица. Механичким испитивањима је потврђено повећање затезне чврстоће и жилавости са повећањем удела честица Al_2O_3 у основној легури. Унапређење затезне чврстоће се приписује малој величини и равномерном распореду нано Al_2O_3 честица, ефективном преносу оптерећења на честице ојачавача, као и уситњавању кристалног зрна алуминијума. Такође, резултат присуства нано честица је и повећање тврдоће, пошто нано честице ојачавача спречавају кретање дислокација. Максимална вредност тврдоће је уочена код композита са 2.5% Al_2O_3.

Добијање нано композита са основом од алуминијума и додатком 2% нано честица Al_2O_3, методом ултразвучног ливења представио је у свом раду *Mula* [93]. Пре ливења микро честице Al_2O_3 (просечне величине 75 μm) су млевене у циљу добијања нано честица величине 10 nm. Фреквенција ултразвучне посуде, у којој се налази калуп од нерђајућег челика чврсто везан за дно, износила је 35 kHz. Посуда је испуњена водом како би се остварио бољи пренос ултразвучних таласа на калуп. Након предгревања калупа, он се излаже вибрацијама фреквенције 35 kHz. Затим се налива растоп алуминијума са 2% Al_2O_3. Покретни грејач се приноси близу површине растопа, како би се успорило његово очвршћавање. Калуп се подвргава вибрацијама наредних 300 s, до завршетка фазе очвршћавања. Ултразвучни таласи би требало да створе пролазне шупљине, док би акустично струјање требало да обезбеди униформан распоред

нано честица. Анализе на оптичком, скенирајућем и трансмисионом микроскопу су указале на постојање зона са континуалним распоредом нано честица које окружују зоне без присуства честица. Зоне са континуираним распоредом нано честица, величине 200-300 nm, су смештене у близини граница зрна. Растојање између нано честица је веома мало, приближно 24 nm. Такав распоред честица ојачавача узрок је повећања тврдоће од ~92% и затезне чврстоће од ~57%. Последица оваквих резултата је нехомогена структура величине испод 1 μm.

Добијање нанокомпозита са основом од A356 легуре и додатком нано честица Al_2O_3, величине 50 nm представио је *Mazahery* [94]. Композити са 1.5 и 2.5 запреминских % ојачавача добијени су вртложном методом ливења. Ливењу је претходило млевење нано честица Al_2O_3 са честицама алуминијума, величине 16 μm. Тако добијени прах је хладно пресован притиском од 200 MPa, у коцкице странице 6 mm, које су затим измрвљене и просејане. Микроструктурне анализе су показале релативно равномеран распоред нано честица Al_2O_3 у легури основе. Такође, присуство ових честица је допринело стварању знатно финије структуре основног материјала (смањење величине кристалног зрна). Уочено је и неколико агломерата нано честица за које се сматра да нису значајније утицали на механичке карактеристике добијеног нано композита. Присуство нано ојачавача значајно побољшава распростирање притисних и затезних напона у материјалу, као и жилавост композита ливених на температури од 800°C. Међутим издужење остаје константно и код композита ливених на температури од 900°C. Степен порозности се благо повећава код композита ливених на обе температуре. Добијени резултати су последица повећања површине нано честица, што се одражава на повећање степена порозности.

Поступак добијања композита ојачаних микро и нано честицама Al_2O_3 путем компокастинг поступка са додавањем честица ојачавача у заштитној атмосфери гаса аргона, уз истовремену употребу мешача приказан је у раду *Sajjadi*–а [95]. Овим поступком добијени су композити ојачани микро и нано честицама Al_2O_3, величине 20-30 μm и 50 nm, респективно. Масени удео микро честица у основној легури износио је 3%, 5% и 7.5%, док је масени удео нано честица ојачавача износио 1%, 2%, 3% и 4%. Поступак добијања композита започет је топљењем легуре на 680°C. Чишћење легуре од шљаке изведено је загревањем легуре на температуру 50°C изнад ликвидус температуре, затим следи мешање полуочврслог растопа брзином од 150 o/min на температури од 610°C. Брзина мешања различита са 200 o/min, 300 o/min и 450 o/min у циљу одређивања утицаја брзине мешања на структурне и механичке карактеристике композита. У циљу унапређења квашљивости честице ојачавача су претходно загрејане на температуру од 300°C. Пре додавања честица ојачавача полуочврсла легура је мешана 5 минута највећом брзином у циљу разбијања дендрита, након чега следи додавање честица ојачавача у заштитној атмосфери аргона. У зависности од масеног удела додатих честица ојачавача мешање након додавања честица се наставља у трајању 7-15 минута. У циљу одређивања утицаја времена мешања на карактеристике композита

добијени су композити са временом мешања од 15 и 30 минута. У последњој фази растоп је загрејан на температуру од 650°C, затим сипан у цилиндричне пешчане калупе. Испитивања релативне густине композита су показала да густина опада, односно порозност расте са повећањем удела ојачавача. Такође, при краћем времену мешања уочена је појава кластера, као и зона без присуства честица ојачавача, сходно томе тврдоћа варира у зависности од места мерења. Тврдоћа композита расте са повећањем брзине мешања са 200 o/min на 300 o/min, док при брзини од 450 o/min тврдоћа је неуједначена и зависи од места мерења, због изражене агломерације и неравномерности распореда честица ојачавача.

Структура основне легуре је дендритна, али се постојањем смицајних сила изазваних ротацијом миксера трансформише у недендритну структуру честицама које припадају примарној α фази. Микроструктурна испитивања су указала на постојање јаких веза између материјала основе и ојачавача, као и равномеран распоред честица, са малим степеном агломерације, што наведени аутор приписује употреби аргона. Са повећањем брзине мешања постиже се равномеран распоред честица ојачавача и величина кристалног зрна основне легуре опада услед разбијања дендрита и олакшане нуклеације. Оптимална брзина мешања је 300 o/min, док при већој брзини од 450 o/min услед деловања центрифугалне силе јављају се веће турбуленције и већи гасни мехурови, који доводе до настанка пора и нехомогености у распореду честица ојачавача. При мањој брзини мешања опада квашљивост и расте степен агломерације. Дуже време и већа брзина мешања резултују бољим распоредом честица ојачавача, али веома често води ка настанку хемијских реакција између материјала основе и ојачавача, односно формирању крте секундарне фазе. SEM анализа је показала да нано честице ојачавача имају тенденцију агломерације у међу дендритном простору, окружене честицама еутектичког силицијума. Израженија агломерација је примећена код нанокомпозита са 4% масеног удела ојачавача.

Ansary Yar [96] је у свом раду представио микроструктурна и механичка испитивања нанокомпозита на бази A356 легуре, ојачане честицама MgO. Композити су добијени поступком ливења мешањем. Запремински удео честица ојачавача износио је 1.5, 2.5 и 5%. Поступак ливења је спроведен на температурама од 800, 850 и 900°C. Нано честице MgO, величине 50 nm, су умотане у алуминијумску фолију, а затим уз интензивно мешање растопљене легуре, брзином од 420 o/min, додаване у растоп. Мешање је настављено још 14 минута без обзира на удео ојачавача. Испитивања густине су показала пад густине са порастом удела ојачавача, што наведени аутор објашњава као последицу слабе квашљивости и агломерације што води ка настанку порозности. Такође, напони на затезање, настали као последица разлика у коефицијентима термичког ширења, су узрок настанка порозности и дислокација око честица ојачавача. Аутор сматра да квашљивост има значајну улогу у дистрибуцији честица ојачавача, али да и о остали, факторима, као што су услови сипања, брзина мешања, брзина хлађења, треба водити рачуна.

Поступак добијања нанокомпозита са A356 основом са додатком Al_2O_3 честица употребом електромагнетног мешача (Electromagnetic Stirrer – EMS) представљен је у раду Rahimipour-a [97]. Нано честице ојачавача, величине 100 nm, се додају растопу у виду мешавине 25% Al_2O_3 нано честица, 25% Mg и 50% Al праха. Прах се меша и пресује у дискове пречника 10 mm и висине 3 mm. Основна легура се растапа на температури од 720°C, затим се опотребом аргона врши дегасификација. Машавина праха, у виду претходно припремљених дискова се додаје уз активно учешће EMS-a. Јачина струје мешача износила је 30 и 70 A, док је напон константан и износи 220 V. У циљу побољшања квашљивости, између материјала основе и ојачавача, аутор додаје Mg. Температура се снижава у циљу добијања полуочврслог растопа, који се затим сипа у калуп где започиње процес хлађења уз примену притиска. Добијени компокастинг одливци се термички обрађују поступком T6, у раствору на температури од 545°C у трајању од 4 сата и старењем на температури од 155°C у трајању од 6 сати. Нанокомпозита са 1.8% запреминског удела ојачавача, добијени применом EMS-a су показали унапређење у погледу тврдоће и отпорности на хабање, у односу на ливене уз примену притиска. Применом струје јачине 70 A код EMS-a постиже се равномеран распоред честица ојачавача. Аутор претпоставља да електромагнетно поље доводи до побољшања кинетике квашљивости у течном алуминијуму, што за резултат даје равномеран распоред честица. Верује се да јаке механичке везе између алуминијума и Al_2O_3 нано честица у комбинацији са EMS-ом потпомажу бољем распореду честица у течном металу.

3.1.4 Инфилтрација притиском

Инфилтрација притиском (Pressure Infiltration) је поступак добијања композита, док инфилтрација типичан процес у коме се припрема порозна структура ојачавача чије се поре касније испуњавају течним металом. Процес инфилтрације течне фазе није једноставан, услед потешкоћа које се односе на квашљивост. Како би се избегле капиларне силе које настају услед лоше квашљивости, потребно је променити хемију система или применити притисак, што је случај код већине метала, како би се побољшала квашљивост. Хемијске модификације се односе на наношење превлака на ојачавач (превлаке никла), додавање специјалних елемената матрици (најчешће, додавање магнезијума) или примену специјалних гасова у којима се поступак одвија и великих температура. Међутим, када је припрема ојачавача завршена, долази до реакција између претходно растопљеног метала, које могу значајно деградирати механичке особине композита. Из тог разлога је ојачавач заштићен превлаком, како би се смањиле међусобне реакције. Овај поступак утиче на сложеност и цену коштања самог процеса. Примери сложености ових процеса дати су у радовима *Timms*-а [98] и *Gustafsson*-а [99].

3.1.5 Хемијски метод

Hong-xia [100] је произвео нанокомпозите применом хемијске методе (Chemical Method). Аутор је припремио алуминијум пресвучен Al_2O_3 превлаком, применом комерцијалног алуминијума (величина честица 80-100 nm, чистоћа 99%), алуминијум нитрата (чистоћа 99%) и амонијака. Алуминијум нитрат се прво раствара у дестилованој води, затим се у тај раствор додаје измерена количина алуминијумског праха према моларном односу $Al:Al_2O_3=10:1$. Амонијак (5% запреминских % растворено у дестилованој води) се укапава у претходно припремљени раствор брзином 100 капи у минути. У току процеса „pH" вредност се одржава између 7 и 8, додавањем додатног амонијака. Хлороводонична киселина се додаје у циљу спречавања настанка агломерата. Настала композитна мешавина се у вакууму филтрира и пере дестилованом водом неколико пута. Осушена мешавина се пече у присуству аргона на неколико различитих температура. Композитни прах се меље и пресује у пелете притиском од 15 MPa, а затим синтерује 2 сата на температури од 1450°C. Танки равномерни слој $Al(ON)_3$ може се формирати на површини честица алуминијума. Након печења на 1000°C, танки слојеви $Al(ON)_3$ прелазе у α-Al_2O_3 нано честице, величине 10-20 nm, које су веома добро распоређене. Предности наношења Al_2O_3 превлака на прах алуминијума је што може доћи до формирања финог прелазног слоја између алуминијума и Al_2O_3, што доприноси побољшаним везама између ове две фазе. Такође, присуство Al_2O_3 превлака на површини алуминијума раздваја његове честице, а притом не утиче на повећање зрна алуминијума током термичке обраде. Исти аутор је представио поступак добијања нано плочица α-Al_2O_3 [101]. Прва фаза поступка је идентична претходно описаном, а до настанка α-Al_2O_3 плочица долази након печења на температури од 1100°C. Просечна величина тих честица је 80×300 nm.

3.1.6 Процес умешавања трењем

Код процеса умешавања трењем (Friction Stir Process - FSP) цилиндрични ротациони алат се зарива у површину материјала. На тај начин долази до локалног загревања, услед трења између алата и радног комада, до температуре при којој се материјал веома лако пластично деформише. При достизању одговарајуће температуре започиње се трансферзално кретање алата у жељеном правцу. Током процеса мешања, материјал који се обрађује бива истиснут/сабијен, консолидован и охлађен под дејством хидростатичког притиска.

Shafiei-Zarghani [102] је у свом раду варирао параметре процеса у циљу постизања равномернијег распореда честица ојачавача у површинском слоју A6082, Al-Mg-Si легуре. Шупљине на површини су испуњене нано честицама Al_2O_3, просечне величине 50 nm. Резултати испитивања су показали да повећање броја пролаза ротационог алата доприноси равномернијем распореду честица ојачавача. Повољан распоред нано честица је, у овом случају, постигнут након три и четири пролаза алата. Такође, повећање броја пролаза прати

повећање тврдоће, као последица равномернијег распореда нано честица у површинском слоју и смањењу величине зрна материјала основе. Вредности тврдоће и отпорности на хабање композитног површинског слоја су супериорне у односу на вредности измерене код материјала основе. Другим речима, разлика у степену хабања је наглашенија при већим оптерећењима. При малим вредностима нормалног оптерећења код композитних слојева се испољава вид умереног хабања, док са повећањем оптерећења хабање се постепено мења ка знатно израженијем хабању.

3.1.7 Везивање ваљањем (Accumulative Roll Bonding – ARB)

Добијање нанокомпозита путем методе везивања ваљањем (Accumulative Roll Bonding – ARB) је један од новијих начина борбе против стварања агломерата, који како се може закључити имају веома велики утицај на понашање нанокомпозита [103]. Пример добијања нанокомпозита са алуминијумском основом ојачаном са 1, 2 и 4% запреминског удела ојачавача у виду Al_2O_3 и B_4C нано честица представио је *Alizadeh* [104]. Процес започиње жарењем алуминијумских трака на температури од 300°C. Траке се затим одмашћују ацетоном и стружу челичном четком. Како би се добили композити, четири траке се слажу једна на другу до дебљине од 2 mm, при томе се честице ојачавача наносе између њих. Траке се на оба краја причвршћују челичном жицом, како не би дошло до њиховог померања приликом процеса ваљања. Траке се спајају током процеса ваљања на собној температури, при коме долази до смањења дебљине за 50%. У току првог циклуса број слојева са ојачавачима је 3, а број слојева алуминијума 4. Након првог циклуса траке се секу по дужини, затим одмашћују и брусе, а затим слажу једна преко друге. Са процесом ваљања се завршава други циклус. У циљу добијања нанокомпозита укупан број циклуса у овом примеру износио је 9. АРБ процес је изведен у условима без подмазивања уз употребу лабораторијског уређаја за ваљање са максималним оптерећењем од 20 t. Пречник ваљка износио је 230 mm, брзина ваљања је 15 o/min. Овим процесом су добијени композити са унапређеним механичким карактеристикама у односу на материјал основе добијен на истоветан начин.

На основу поменутог може се рећи да сваки од набројаних поступака има своје предности и мане, али ће се у оквиру овог рада анализирати само они који се односе на поступак ливења, пошто су композити представљени овим радом добијени на тај начин. Неке од предности поступка ливења за добијање композита су: боље везе између материјала основе и честица ојачавача, лакша контрола структуре материјала основе, једноставност поступка, ниска цена коштања и добијање одливака блиских жељеним димензијама. Велики проблем код механичког мешања је постизање равномерног распореда нано честица, као последица велике вредности односа површине и запремине нано честица, као и њихове лоше квашљивости у металним растопима.

3.2 Испитивање механичких карактеристика материјала поступком нано утискивања

Поступак утискивања се првенствено односио на мерења тврдоће материјала. Међутим, са развојем технологије, односно система за прецизно кретање утискивача и сензора за праћење отпора продирању утискивача у материјал чије се карактеристике испитују, поступак утискивања се користи за испитивање механичких карактеристика материјала. На првом месту добијају се вредности тврдоће и модула еластичности, али је могуће добити и низ других корисних информација о карактеристикама површинских слојева материјала, што зависи од типа и конструкције уређаја, а потом и од врсте утискивача. Сам поступак је једноставан и лак и због тога налази све већу примену како у науци, тако и у индустрији.

Утицај времена трајања максималног оптерећења, брзине пораста оптерећења и брзине растерећења на резултате утискивања представио је Singh [105]. Време трајања максималног оптерећења има великог утицаја на криву растерећења. У случају нулте вредности времена трајања максималног оптерећења, на кривој утискивања, у фази растерећења долази до појаве карактеристичног облика криве, тзв. „носа“. Такав облик криве је последица наставка продирања утискивача у почетним тренуцима фазе растерећења, односно без обзира што сила на утискивачу опада, у материјалу се у даље задржавају притисни напони. Виско-пластичност се у било ком тренутку фазе растерећења супроставља еластичној релаксацији материјала, услед континуалног смањења силе на утискивачу. У пределу „носа“ криве утискивања доминира виско-пластичност.

Већа вредност брзине растерећења резултује већим вредностима контактне крутости која се израчунава на основу почетног дела криве растерећења. Током споријег растерећења, виско-еластичност утиче на почетни део криве растерећења, посебно за мање вредности времена трајања дејства пуног оптерећења. Такође, овај феномен је много израженији при мањим брзинама растерећења. Међутим, у завршној фази растерећења (при малим вредностима оптерећења) доминира еластична компонента и нагиб криве у тој области се смањује са смањењем брзине растерећења.

На основу изложеног може се закључити да правилним избором времена трајања дејства пуног оптерећења могу се избећи грешке у току фазе растерећења, које су последица деловања виско-пластичности материјала. Односно, правилан избор овог времена води ка прецизном мерењу крутости. Међутим, предуго дејство пуног оптерећења значајно утиче на дубину продирања утискивача и долази до грешака при мерењу тврдоће и накупљања материјала на ивицама отиска.

Последњих година са развојем микро/нано технологије, микро/нано - утискивање је постало једна од главних метода за одређивање механичких карактеристика материјала. Познато је, од раније, да микро/нано мерења

тврдоће не зависе од микроструктуре основног материјала. Код честичних композита са металном основом и произвољним распоредом честица ојачавача, дубина утискивања и величина утискивача би требало да буду истог реда величине као и димензије микроструктурних облика композита (као што су: величина честица ојачавача, међусобно растојање између честица, дубина на којој се честице налазе...). У том смислу, резултати добијени микро/нано утискивањем су веома сложени, који не зависе само од дубине продирања утискивача и локације на којој је мерење извршено, већ и од односа величине утискивача и величине честица [106].

За разлику од понашања хомогених материјала приликом поступка утискивања, код испитивања честичних композита је веома важна локација на којој се испитивање обавља [107]. Из тог разлога два најчешћа случаја која се узимају у обзир су: утискивање изнад честице ојачавача и утискивање између две честице ојачавача. Наравно, треба нагласити да је реч о моделима који узимају у обзир да се честице ојачавача у материјалу основе налазе на одговарајућем месту са константним међусобним растојањем.

Један такав модел у свом раду представио је *Ouyang* [108], на основу кога је дао тумачење о утицају величине, облика и удела честица ојачавача и места утискивања на вредности тврдоће. Предмет тих испитивања је композит са основом од алуминијума и додатком 9 и 25% честица SiC као ојачавача. Један од резултата је и тај да се дислокације могу кретати све док њихово кретање не буде заустављено од стране честица ојачавача. Величина честица, место утискивања и удео ојачавача има веома велики утицај на вредности нано утискивања. У случају већег удела честица ојачавача добијене вредности тврдоћа, за исте дубине продирања утискивача, имају веће вредности, што је последица спречавања кретања насталих дислокација. При мањим вредностима удела ојачавача, у зависности од места утискивања, могу се јавити зоне слободног кретања дислокација, што ће резултовати мањим вредностима тврдоће. Резултат примене овог модела се односи и на утицај облика честица ојачавача, који је по мишљењу аутора занемарљив уколико је проценат удела мањи од 10, без обзира на место утискивања. Закључак је да велики број параметара утиче на понашање честичних композита приликом процеса утискивања.

Утицај честица AlN и оксидне фазе на ојачање композита током нано утискивања представљено је у раду Fale [109]. У раду је дата анализа кривих добијених као резултат процеса утискивања. Према наведеном аутору део криве који се односи на пораст оптерећења се може поделити на три дела, у којима је уочена промена нагиба криве оптерећења. Иницијални део криве оптерећења се односи на фазу у којој долази до пластичних деформација материјала који се налази у директном контакту са утискивачем. Такође, у оквиру ове фазе настале дислокације се померају у правцу кретања утискивача. У другој фази се очекује повећање густине дислокација услед њихове интеракције са честицама ојачавача са једне и површином утискивача са друге

стране, што за резултат има повећање нагиба криве услед повећаног отпора продирању утискивача. На основу овога се може закључити да са повећањем удела ојачавача долази до повећања тврдоће у површинском слоју композита. Такође, ојачање материјала основе може се приписати и јачини међу молекулских веза између материјала основе и честица ојачавача. У случају да крива у другој фази има блажи нагиб, може се рећи да је то последица мање концентрације честица ојачавача на путу кретања утискивача, са чиме се слаже и *Pramanik* [107]. Уколико у трећој фази дође до пораста нагиба, то може бити последица деформационог ојачања материјала основе или веће концентрације честица ојачавача на путу кретања утискивача.

Област обухваћена кривим оптерећења и растерећења представља енергију пластичних деформација насталих приликом утискивања. Област која се налази испод криве утискивања се смањује са повећањем удела ојачавача, док крива растерећења се односи на еластичну релаксацију материјала, што се може видети у разлици између максималне дубине продирања утискивања и дубине отиска у материјалу након престанка деловања силе на утискивач.

Song [110] је поступак утискивања користио за одређивање течења материјала при различитим вредностима сила на утискивачу. Максимално оптерећење је износило је 1, 10, 100 и 500 mN, док је време трајања дејства максималног оптерећења константно и износи 300 s.

Roa [111] се бавио анализом механизама деформације који настају приликом нано утискивања тврдих метала, као што је легура Co-W-C. Своја испитивања је конципирао тако да на основу резултата нано утискивања добије информације о механичким карактеристикама материјала, као и информације о пластичним деформацијама самих кристалних зрна материјала.

Без обзира на једноставност поступка утискивања, анализа добијених резултата је изузетно сложена и веома често може довести до прављења ненамерних грешака и погрешних интерпретација [112]. Једна од честих грешака је не препознавање да је иницијално повећање тврдоће резултат еластичног контакта заобљеног врха утискивача и материјала. Овај случај је посебно изражен у условима малих оптерећења и малих дубина продирања утискивача. Такође једна од препорука је да приликом извођења поступка утискивања са малим оптерећењима (приликом испитивања танких превлака) треба користити утискивач са оштрим ивицама.

Да додатак нано честица утиче на побољшање механичких карактеристика контактних слојева доказао је *Bathula* [113] додавањем 10 % масеног удела нано честица SiC алуминијумској легури 5083. Поступак утискивања обављен је са максималним оптерећењем од 50 mN. Легура алуминијума након 15 сати млевења и „spark plasma sintering - SPS“ поступка има вредност тврдоће 148 HV и модул еластичности 78 GPa, док нано композит добијен на истоветан начин има тврдоћу од 280 HV и модул еластичности од 126 GPa. Аутор побољшање механичких карактеристика види као последицу присуства честица које спречавају кретање дислокације, такође наводи да су

добијени резултати у складу са *Orowan*-овим механизмом ојачања. Такође, разлог за овакво понашање нано композита је што се „SPS“ поступком добијања нанокомпозита стварају јаке међу молекулске везе између честица ојачавача и материјала основе, па оне помажу бољој расподели оптерећења. У свом другом раду [114] аутор је потврдио да са додатком честица ојачавача долази до побољшања механичких карактеристика. Овог пута поред идентичног побољшања у виду тврдоће и модула еластичности, наведено је да се и притисна чврстоћа значајно повећава и износи око 824 MPa. Да је присуство честица кључно за побољшања механичких карактеристика истиче и *Han* [115].

Побољшање механичких карактеристика је последица нагомилавања дислокација на границама зрна [116]. На основу тога закључено је да, због присуства честица и њиховог равномерног распореда у материјалу основе, није могућ настанак равни смицања и њено кретање под дејством оптерећења. Као резултат тога жилавост честичних нанокомпозита је мала. Међутим жилавост нано материјала је могуће побољшати смањењем величине кристалног зрна, што за последицу има већи број атома на границама зрна и тако спречава нагомилавање дислокација. Међутим, кретање дислокација између различитих кристалних зрна, дуж њихових граница, постаје олакшано применом спољашњег оптерећења, чак и у одсуству термичких процеса [117].

Испитивање механичких карактеристика нано A356/Al_2O_3 композита, путем поступка утискивања представио је *Mazaheri* [118]. A356 прах просечне величине честица 200-300 μm, са додатком 20% запреминског удела честица Al_2O_3, величине 100-200 μm, припреман је млевењем, са различитим временом млевења од 2 до 10 сати са константном разликом од 2 сата. Повећање времена млевења је утицало на уситњавање кристалне структуре обе фазе, тако да је после 10 сати млевења просечна величина честица алуминијума и Al_2O_3 износила 25 nm и 60 nm, респективно. Додавање честица ојачавача значајно је унапредило вредности тврдоће и модула еластичности, што су показали резултати утискивања са максималним оптерећењем од 70 mN и брзином оптерећења и растерећења од 140 mN/min. Тврдоћа и модул еластичности износили су 74 HV и 74 GPa за материјал основе, односно 216 HV i 86 GPa за нанокомпозит. Добијени резултат је у складу са *Orowan*-ovim механизмом ојачања и приближно је једнак вредностима које би се добиле применом закона о вишефазним материјалима и формуле која гласи:

$$H_c = H_m F_m + H_r F_r \tag{3.1}$$

$$E_c = E_m F_m + E_r F_r \tag{3.2}$$

H_c, H_m и H_r, су тврдоће, E_c, E_m и E_r су модули еластичности, F_m и F_r процентуални удели материјала основе и ојачавача. Из приказаних формула (3.1) и (3.2) може се закључити да вредност тврдоће и модула еластичности зависи од вредности тврдоћа и модула еластичности фаза које улазе у састав композита. Вредности тврдоћа и модула еластичности директно зависе од удела појединих фаза, тако да се може закључити да повећањем удела ојачавача

линеарно се повећавају и те вредности. Ова констатација произилази из претпоставке да су вредности тврдоћа и модула еластичности ојачавача веће у односу на вредности основног материјала. Вредност тврдоће и модула еластичности за Al_2O_3 су 880 HV и 150 GPa [119].

3.3 Структурне, механичке и триболошке карактеристике нанокомпозита

Првобитна тежња аутора ове докторске дисертације била је да литературни преглед буде подељен на појединачна поглавља која се односе на структурне, механичке и триболошке карактеристике композитних материјала. Међутим, са све већим бројем прегледаних научних радова запажено је да је промена механичких карактеристика, најчешће, узрокована променама на структурном нивоу, а да се триболошке карактеристике везују за механичке карактеристике површинских слојева или чак и за структурне карактеристике материјала. Из тог разлога се овај део литературног прегледа односи на структурне, механичке и триболошке карактеристике материјала, претежно нанокомпозита.

Композитни материјали су пре неколико деценија привукли велику пажњу истраживача, све у циљу испуњења основних постулата трибологије, који се угледају у уштеди материјала и енергије. Први случај је могуће постићи смањењем коефицијента трења и на тај начин остварити директна уштеда енергије, док би са друге стране повећање отпорности на хабање помогло да се продужи радни век елемената трибомеханичких система и тако постигне уштеда у материјалу. Процес добијања композита није ишао од старта лако и једноставно. И тада је било потребно развити методе добијања и један од основних захтева огледао у постизању равномерног распореда ојачавача у материјалу основе. Бројне могућности су се јављале и у избору саме основе, али се углавном тежило лакшим материјалима, у циљу смањења тежине контактних елемената. Након избора материјала основе потребно је изабрати врсту, димензије и проценат удела ојачавача. Уколико је реч о влакнастим ојачавачима, потребно је водити рачуна и о њиховој оријентацији.

Lim [120] је показао да додавањем само 1.1% запреминског удела Al_2O_3 нано честица магнезијумској основи долази до побољшања отпорности на хабање 1.8 пута. Због мале густине, ниске тачке топљења, велике специфичне јачине и термичке проводљивости, алуминијум је ојачаван широком лепезом керамичких честица као што су Al_2O_3 [121-124], SiC [123-126], B_4C [127-129], TiB_2 [130,131] TiC [132, 133].

Kok и *Ozdin* [122] су испитивали композите са 10, 20 и 30% масеног удела Al_2O_3 ојачавача у алуминијумској 2024 основи. Резултати су показали да је отпорност на хабање композита знатно боља у односу на отпорност на хабање материјала основе. Отпорност на хабање расте са повећањем масеног удела и величине честица ојачавача, а смањује се са повећањем пута клизања,

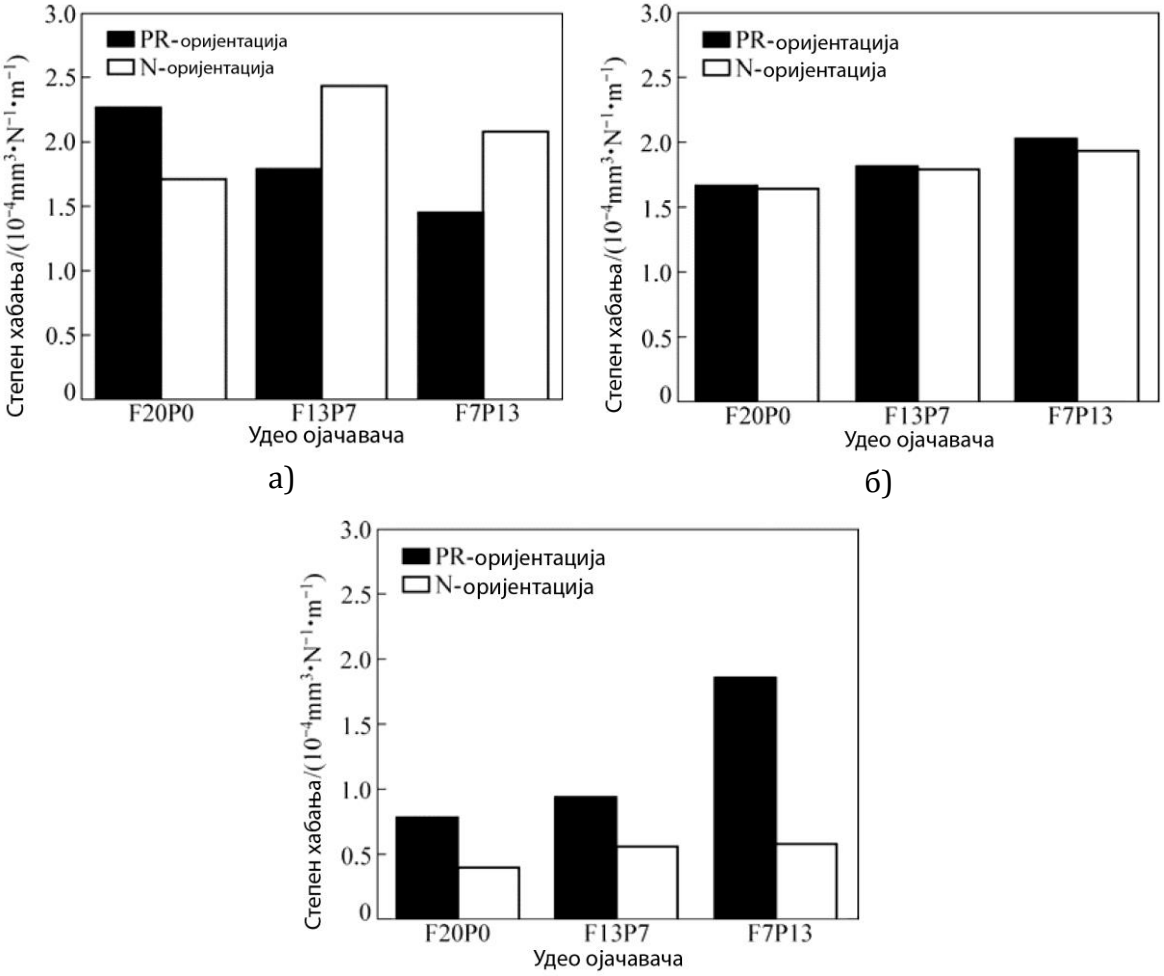
оптерећења и величином абразива. Главни закључак се односи на то да величина честица ојачавача има већи утицај на отпорност на хабање у односу на удео ојачавача у материјалу основе.

Додавање 5% масеног удела нано честица B_4C алуминијумској основи Al2024 има велики утицај на механичке и триболошке карактеристике [127]. Присуство нано честица утиче на повећање затезне и притисне чврстоће и тврдоће у односу на основни материјал, али при томе долази до смањења вредности издужења код композитног материјала. Пошто жилавост и деформабилност зависе од мобилности дислокација унутар материјала, може се закључити да присуство честица ојачавача омета њихово кретање, а с друге стране ограничено кретање дислокација позитивно утиче на вредност тврдоће материјала. Са триболошког аспекта аутор је уочио постојање компактног трибо слоја на контактним површинама нанокомпозита, који спречава директан контакт два тела трибомеханичког система и самим тим доводи до мањег хабања.

Испитивања отпорности на хабање на повишеним температурама композита ојачаног керамичким честицама TiC представио је *Jerome* [133]. У овом случају степен хабања расте са повећањем вредности нормалног оптерећења, а опада са повећањем удела честица ојачавача. Један од закључака је да на повишеним температурама није дошло до термичког омекшавања материјала, услед формирања оксидних слојева на контактним површинама композита.

Када су хибридни композити у питању многи аутори су закључили да се додавањем две врсте ојачавача постиже напредак у погледу многих карактеристика материјала. Додавањем истовремено честица Al_2O_3 и SiC повећава се отпорност на хабање у односу на појединачно ојачане композите [134]. Комбинација влакнастих ојачавача и честица, такође, се показала веома успешном гледано са триболошког аспекта [135-137]. *Gurcan* и *Baker* [135] су у својој студији закључили да хибридни композит ојачан влакнима Al_2O_3 и честицама SiC има бољу отпорност на хабање у односу на композите ојачане само влакнима или само честицама.

Корак даље у својим испитивањима отишао је *Wang* [136]. Основа од алуминијума ојачана је влакнима Al_2O_3 и честицама SiC у различитим уделима, али тако да укупан удео ојачавача увек буде 20%. Испитивани су композити ојачани само са 20% Al_2O_3 влакана, са 13% Al_2O_3 влакана и 7% SiC честица и са 7% Al_2O_3 влакана и 13% SiC честица. Такође израђени су композити код којих су влакана нормална на контактну површину и паралелна са контактном површином.



Слика 3.2 – Степен хабања композита са F20P0 (20% влакана), F13P7 (13% влакана и 7% честица) и F7P13 (7% влакана и 13% честица) на собној (а), на температури од 100°C (б) и на температури од 150°C (в) [136].

Резултати (Слика 3.2) су показали да код композита ојачаним само влакнима Al_2O_3, већи степен хабања на собној температури се испољава када су влакна паралелна контактној површини, док са додавањем SiC честица долази до пада степена хабања, а да је при том степен хабања истих композита само са влакнима Al_2O_3 нормалним на контактну површину драстично већи. На повишеној температури (100°C) са додатком честица SiC долази до благог повећања степена хабања у односу на композит ојачан само влакнима Al_2O_3.

Објашњење за овакво понашање композита аутор види у слабој повезаности честица SiC са материјалом основе и да приликом хабања бивају веома лако истиснуте. Чињеница да су за степен хабања значајнија Al_2O_3 влакна, која су равномерно распоређена у виду матрице. Због великог односа површине и запремине оптерећење преко Al_2O_3 влакана преноси великој запремини материјала основе, али овај ефекат се смањује са повећањем удела честица ојачавача.

На температури од 150°C генерално је мањи степен хабања свих испитиваних композита, док и даље са повећањем удела честичног ојачавача долази до његовог повећања, што је посебно изражено код композита са

влакнима паралелно оријентисаним у односу на контактну површину. Разлог томе је што влакна код оваквог распореда могу веома лако бити ишчупана из материјала основе. Као основни механизам хабања композита са паралелним влакнима аутор наводи абразивно хабање, док је код композита са нормалним влакнима доминантно адхезивно хабање.

Исти аутор представио је сличан рад са нагласком на испитивања утицаја температуре на хабање хибридног композита $Al/Al_2O_{3f}/SiC_p$ (композит ојачан влакнима Al_2O_3 и честицама SiC), са различитим оријентацијама влакана у односу на контактну површину [137]. Са повећањем температуре са 100 на 150°C, долази до смањења хабања из два разлога. Први разлог је утицај ојачање чврстог раствора Al-Si основе. Током термичке обраде T6 вештачког старења у раствору, секундарна чврста фаза се раствара у материјалу основе; током процеса вештачког старења A356 Al-Si легура бива ојачана таложењем Mg_2Si, при довољно великим садржајима Mg. Међутим у ауторовом случају садржај Mg није био довољан како би се постигла максимална растворљивост Mg_2Si, без обзира што је сав присутни Mg претворен у Mg_2Si. Стога, аутор [137] закључује да овај начин ојачања није доминантан. Други начин ојачања је ојачање таложењем. SEM анализа је показала сива поља (по хемијском саставу могу бити $FeSiAl_5$) која се односе на продукте термичке обраде T6. На 100°C није дошло до промена у морфологији ових продуката, самим тим није дошло до ојачања композита. Како је температура 150°C веома близу температуре термичке обраде T6, она има велики утицај на ојачање талога, односно сива поља расту у *Guinier-Preston*-ове зоне и смањује се број претходно уочених сивих поља.

Park [138] такође, у својој студији долази до закључка да хибридни композити имају напредније триболошке карактеристике од композита ојачаних само једном врстом ојачавача. У својој студији испитивао је композите ојачане кратким влакнима SiC и влакнима Al_2O_3. Експеримент сличан *Park*-у извели су и *Sharifi* и *Karimzadeh* [139] и добили сличне резултате, с разликом што је у овом случају алуминијумска основа ојачана са Al_2O_3 и AlB_{12}. Композите ојачане тврдим керамичким честицама и честицама графита представили су бројни аутори [140-143]. *Ravindran* [144, 145] је испитивао хабање и трење хибридних композита са алуминијумском основом ојачаном са 5% масеног удела SiC и са додатком графита. Комбинација тврдих керамичких честица и честица графита значајно унапређује отпорност на хабање.

Математички модел анализе хабања хибридног композита са Al6061 основом ојачаном честицама Al_2O_3 и SiC представио је *Umanath* [146]. Аутор и његове колеге испитивали су утицај четири, по њима, основна фактора који утичи на вредности хабања композита, а то су: (i) процентуални удео ојачавача, (ii) вредност нормалног оптерећења, (iii) брзина ротације и (iv) тврдоћа материјала контра тела. Вредности ових величина на тесту су биле следеће: процентуални удео ојачавача узимао је вредности 5 и 15, нормално оптерећење 40 и 60 N, брзина ротације 200 и 400 o/min и тврдоћа материјала контра тела 25

и 35 HRC. Главни закључак је да композити са великим процентом удела ојачавача, малим нормалним оптерећењем, малом брзином клизања и великом тврдоћом материјала контра тела испољавају најмању вредност хабања.

Групи лаких метала припада и магнезијум и његове легуре, и као такав налази велику примену у авио и аутомобилској индустрији, јер се његовом применом постижу знатне уштеде у погледу тежине компоненти система. У прилог томе иде и чињеница да му је густина око 65% мања у односу на алуминијум. Испитивање микроструктурних и механичких карактеристика композита са AZ31B магнезијумском основом ојачаном честицама SiC, величине ~0.5 μm, представљено је у раду *Shen*-а [147]. Присуство честица ојачавача, у запреминским уделима од 3, 5 и 10% утицало је на смањење величине кристалног зрна основне легуре. Аутор је запазио да су кристална зрна основне легуре, која нису била у контакту са честицама ојачавача, знатно већа у односу на она која су била у контакту са честицама ојачавача. Код ливених композита уочени су кластери честица ојачавача, док је код композита добијених топлим истискивањем постигнут равномеран распоред честица ојачавача, односно распоред у облику огрлице, где су честице ојачавача около кристалних зрна основне легуре. Композити са 3% ојачавача имају највећу вредност издужења, док композити са највећим запреминским уделом имају највећу вредност тврдоће. Такође, са повећањем удела ојачавача у материјалу основне легуре долази до унапређења модула еластичности, као последица добрих међусобних веза основне легуре и честица ојачавача.

Selvam [148] је у свом раду испитивао утицај брзине клизања и нормалног оптерећења на вредности коефицијента трења и хабања нанокомпозита са основом од магнезијума ојачаном са 0.5% запреминског удела честица ZnO. Нано композити са честицама ZnO величине 50-200 nm испитивани су на „pin-on-disk“ трибометру у условима без подмазивања при брзинама од 0.6, 0.9 и 1.2 m/s и оптерећењима од 5, 7.5 и 10 N, на путу клизања од 1600 m. Са пређеним путем расте степен хабања при свим брзинама клизања и нормалним оптерећењима. Такође, степен хабања расте са порастом нормалног оптерећења. При већим оптерећењима 7.5 и 10 N тренд раста степена хабања је блажи у односу на тренд који се јавља при оптерећењу од 5 N. Према закључку аутора то је последица формирања слоја оксида на контактним површинама, услед повећања температуре у зони контакта. Такође, након 1000 m долази до израженијег хабања, посебно при брзина клизања од 0.6 и 0.9 m/s, као последица настанка бразди и продуката хабања, док је при брзини од 1.2 m/s тренд раста мање изражен, као последица формирања оксидног слоја. Вредност коефицијента трења остаје константна током читавог пута клизања и има готово једнаке вредности за све брзине клизања и налази се у уском појасу око вредности 0.3. Нешто мања вредност коефицијента трења уочена је при већим брзинама клизања и већим оптерећењима. Доминантни механизми хабања су: абразија, деламинација и формирање оксидних слојева. Израженија

деламинација је уочена при већим вредностима брзине клизања и нормалног оптерећења.

Степен хабања је већи при већим вредностима нормалног оптерећења, при свим вредностима брзина клизања. Разлог таквих резултата је процес браздања и настанка дубљих бразда са повећањем нормалног оптерећења, а самим тим и већих продуката хабања заробљених у зони контакта. Без обзира на све, додатак честица ојачавача значајно повећава отпорност на хабање.

Испитивањем отпорности на хабање, у условима клизања без подмазивања, магнезијумске легуре AZ31B и нанокомпозита ојачаног са 1.5% честица Al_2O_3 и 1%Ca бавио се *Srinivasan* [149]. Аутор и његове колеге су запазили да степен хабања опада са порастом брзине, а да расте са пређеним путем клизања. Узрок таквог понашања се може потражити у израженој оксидацији магнезијумске легуре услед повишених температура у зони контакта. На тај начин настаје приметан оксидни слој који штити контактне површине од директног контакта метал по металу [150]. Такође, са повећањем брзине клизања микро неравнине продиру у површину диска, док у случају композита долази до уситњавања Al_2O_3 честица, што за резултат даје „three body" абразију. Са даљим повећањем брзине избраздана површина диска ће реаговати са кисеоником из ваздуха и формирати слој оксида Fe_3O_4. Честице Fe, Fe_3O_4, Al_2O_3 и настали оксидни слој, на контактној површини композита, формирају нови слој између деформационо ојачане површине пина и каљене површине челичног диска. Овај слој се назива механички мешани слој (Mechanical Mixed Layer – MML) и његово постојање утиче на смањење степена хабања.

Трагови хабања су покривени паралелним браздама у правцу клизања, што је уобичајено када је доминантан механизам хабања абразивно хабање. Тврди врхови неравнина челичног диска или тврдих честица у зони контакта браздају или режу материјал пина, уклањајући мале фрагменте или танке траке материјала [151]. Дубље бразде указују на дубље продирање тврдих неравнина и заједно са благим истискивањем са обе стране настале бразде указује на абразивно резање при малим брзинама клизања. Са порастом брзине долази до загревања услед трења и повећања температуре пина. Стога се може закључити да при већим брзинама клизања повећана пластична деформација материјала основе прелази из резања у браздање, а затим у формирање клинова. Код браздања материјал се истискује са обе стране без његовог уклањања, док код формирања клинова, танки клинасти фрагменти настају само током почетне фазе овог процеса [123]. Ово доводи до настанка плитких огреботина и смањује степен хабања са повећањем брзине клизања. Основни закључак је да нанокомпозит испољава већу отпорност на хабање у односу на основну легуру.

Утицај величине и удела SiC честица ојачавача на физичке и механичке карактеристике нанокомпозита са алуминијумском основом приказан је у раду *El-Kady*-а [152]. Са повећањем удела ојачавача долази до смањења густине композита, док са повећањем величине честица ојачавача расте и густина

композита. Такође, са повећањем удела, а смањењем величине честица ојачавача побољшава се термичка проводљивост композита. Са смањењем величине честица, величина кристалног зрна материјала основе се смањује, као и равномерност распореда честица. Са смањењем удела честица ојачавача у композиту, повећава се величина кристалног зрна основе и хомогеност у распореду честица. Повећање тврдоће иде упоредо са повећањем удела и смањењем величине честица. Такође, честице ојачавача мање величине у композиту доприносе повећању притисне чврстоће. Унапређење механичких карактеристика са повећањем запреминског удела нано честица SiC у алуминијумској основи показују и резултати *Xiong*-а [91]. Унапређење се огледа кроз повећање напона на граници течења, затезне чврстоће и тврдоће, док је делимично задржана жилавост, односно примећен је благи пад са порастом удела ојачавача.

Слично *El-Kady*-у [152], Ansary Yar [96] је запазио пад густине са повећањем запреминског удела MgO ојачавача у A356 матрици. Пад густине се негативно одражава на тврдоћу, која расте до удела ојачавача од 2.5%, а затим опада до максималне вредности удела ојачавача од 5%. Аутор види пад тврдоће као последицу порозности композита са већим уделом ојачавача. Такође, јачина, односно способност материјала да апсорбује енергију током деформисања, опада са повећањем удела ојачавача. У случају притисне чврстоће нанокомпозита, најбољу вредност показује нанокомпозит са 1.5% запреминског удела MgO честица.

Структурна и механичка испитивања нанокомпозита са алуминијумском Al6061 основом ојачаном честицама Al_2O_3 представљена су у раду *Ezatpour*-а [153]. Нанокомпозити са 0.5, 1 и 1.5 масеног удела честица Al_2O_3, величине 40 nm, добијени су поступком ливења мешањем. Структурна испитивања су показала пад густине са додатком честица ојачавача и даљим повећањем удела ојачавача у композиту, као резултат повећања порозности. Порозност настаје као последица лоше квашљивости и настанка пора у интерфејсу између матрице и Al_2O_3 ојачавача. Према аутору велики утицај на настанак пора у материјалу композита има и време мешања, односно са повећањем времена мешања расте проценат порозности. SEM анализе су показале да се сирове нано честице Al_2O_3 групишу у велике агломерате и да их је веома тешко механичким мешањем растопа „растурити“. Аутор је из тог разлога, поступком млевења куглицама у трајању од 6 сати, претходно припремио композитни прах. Тим претходним поступком разбијени су агломерати и услед честих судара тврдих честица Al_2O_3 са честицама алуминијума, дошло је до њиховог утискивања у меку површину алуминијума што доводи до боље квашљивости и распореда у материјалу основе. Када се тако добијен композитни прах дода у растоп алуминијумске легуре, честице алуминијума се растварају и постепено ослобађају нано честице ојачавача у растоп. Тврдоћа композита добијених истискивањем расте са повећањем удела ојачавача, док код ливених композита тврдоћа опада када је удео ојачавача већи од 1%. Идентична ситуација је и у случају техничке вредности напона на граници течења и затезне чврстоће.

Разлог таквог понашања је равномернији распоред честица ојачавача, чвршће везе између матријала основе и ојачавача и већа густина композита добијених истискивањем.

Отпорност на хабање алуминијумске основе ојачане честицама TiC величине 200 nm, честицама Al_2O_3 величине 40-50 nm и са оба поменута ојачавача истовремено, у свом раду представио је *Jeyasimman* [154]. Експеримент је идентичан експерименту у претходном случају у погледу брзина клизања и вредности нормалног оптерећења. Потпуно идентично доминантни механизми хабања су абразија, деламинација и процес образовања оксидног слоја на контактним површинама.

Испитивања тврдоће и отпорности на хабање чистог алуминијума, легуре алуминијума са 4.5% масеног удела Cu, композита ојачаних са 0.5%, 1%, 3%, 5% и 7% месеног удела нано честица TiC и композита ојачаних са 5%, 7% и 10% масеног удела микро честица TiC, представљена су у раду *Nemati*-а [155]. Резултати испитивања показују да релативна густина композита опада са повећањем удела ојачавача, с разликом што је пад релативне густине израженији код микро честица. Разлог томе је што су нано честице мање од честица матрице и самим тим попуњавају празнине (поре) између тих честица, што узрокује повећање густине у односу на композите са микро честицама ојачавача. Међутим, код нанокомпозита са уделом ојачавача од 7%, долази до већег пада густине као последица агломерације, пошто су нано честице склоне агломерацији, а поре се задржавају у зонама настанка агломерата. Такође, аутор наглашава да се повећањем удела нано честица, већим од 5%, јавља нехомогеност. Разлог томе аутор види у повећању специфичне површине нано честица у односу на микро честице, односно повећање специфичне површине води ка већој вредности трења између честица, због чега долази до неравномерније расподеле и слабијих зона на границама зрна. Са оваквим тумачењем се слажу и *Rahimian* [156] и *Slipenyuk* [157]. Тврдоћа нанокомпозита расте са порастом удела ојачавача до вредности од 5%, а затим долази до пада, док у случају микро честица тврдоћа опада са повећањем удела ојачавача, што је у складу са измереним релативним густинама. Ојачање је, према речима аутора, очекивано јер се нано честице ојачавача понашају као препреке кретању дислокација у материјалу основе. Разлика у понашању микро и нанокомпозита потиче од смањеног међу честичног растојања у случају нанокомпозита, при истој вредности запреминског удела. Степен хабања опада са повећањем удела нано честица, а расте у случају повећања удела микро честица. Пад степена хабања код нанокомпозита је приметан до вредности удела од 5% ојачавача, док након те вредности благо расте. Разлог повећања отпорности на хабање, до вредности запреминског удела од 5%, аутор види у томе што се нано честице понашају као потпора у ношењу оптерећења и одупиру се деструктивном деловању абразива. При већој вредности запреминског удела нано честица од 7%, смањење отпорности на хабање је последица агломерације и нехомогености композита. Код микро композита смањење отпорности на

хабање је последица одвајања грубих и кртих честица TiC, што резултује већим степеном хабања са повећањем удела микро честица.

Упоредо са развојем нанокомпозита развијали су се и наноструктурни материјали, материјали чије су се димензије кристалних зрна изражавале нанометарском скалом. Међутим, веома брзо се дошло до закључка да таква структура носи са собом потпуно нове карактеристике, у односу на до тада познате материјале, чија је структура мерена микрометрима и отуда и назив микроструктура. Нове карактеристике потичу првенствено од смањења запремине, а повећања површине граница зрна [158]. Неки истраживачи су покушали да пореде хабање наноструктурних и нанокомпозитних материјала. *Jafari* [159] је испитивао притисну чврстоћу и отпорност на хабање наноструктурне Al2024 легуре, добијене путем металургије праха. Према његовим резултатима хабање наноструктурних материјала је значајно мање у односу на жарену и T6 термички обрађену Al2024 легуру, док је доминантни механизам хабања деламинација. Такође, веома велики број радова је усмерен на добијање нано структуре само у површинским слојевима материјала [160]. *Wang* [158] је припремио површински нанокристални слој, дебљине 10 μm на нискоугљеничној челичној плочи. Триболошка испитивања добијеног слоја су показала да је вредност коефицијента трења мања, а да је отпорност на хабање повећана. *Han* [161] је поредио триболошко понашање електро депонованог наноструктурног бакра и конвенционалног бакра. Резултати су показали да је отпорност наноструктурног бакра побољшана. Да је овакав вид побољшања могуће применити и на композитним материјалима показао је *Durai* [162]. Стога, фокус се пребацује са монофазних нанокристалних материјала, на добијање нанокомпозитних материјала где су нанокристалне тврде металне или неметалне честице уграђене у релативно комплементарну металну основу [163, 164]. Упоредо са овим испитивањима *Tavoosi* [165] је испитивао хабање Al/Al_2O_3 нанокомпозита добијеног механичким легирањем и топлим пресовањем. Резултати су показали да је дошло до побољшања у погледу тврдоће и отпорности на хабање са повећањем удела Al_2O_3 у нанокомпозиту. При томе, примећено је, да је адхезија доминантни механизам хабања код нанокомпозита са малим, а деламинација код нанокомпозита са великим уделом Al_2O_3 честица.

Испитивање отпорности на хабање и затезних карактеристика нанокомпозита са алуминијумском основом ојачаном са 2 и 4% масеног удела B_4C нано честица, представио је Alizadeh [166]. Нанокомпозити су добијени поступком млевења. Познато је да током поступка млевења долази до пластичних деформација материјала жилаве матрице. Са повећањем удела ојачавача контакт између насталих дислокација са честицама ојачавача се повећава и самим тим долази до убрзавања поступка млевења, чиме се добија уједначена нано структура. Вредност тврдоће и напона на граници течења се повећава са смањењем величине кристалног зрна и са додатком честица ојачавача. Повећање вредности напона течења је првенствено последица смањења величине кристалног зрна материјала основе, односно отежаног

кретања дислокација дуж граница зрна. Са додавањем честица ојачавача 2 и 4% B_4C вредност напона на граници течења се повећава за 11% и 17%, а издужење се смањује за 38% и 52%, респективно. Смањење кристалног зрна материјала основе и додатак честица ојачавача позитивно утиче на отпорност на хабање. Нанокристални алуминијум и нанокристални композити имају знатно мање вредности хабања у односу на материјал основе са микрометарским кристалним зрнима, док је разлика у вредности хабања ових материјала незнатна. Најмању вредност хабања испољава нанокомпозит са 4% запреминског удела честица B_4C.

Наставак ових испитивања дат је у раду *Hosseini*-а [167] који је представио триболошко понашање наноструктурне легуре Al6061 и наноструктурних композита са додатком Al_2O_3 честица добијених поступком млевења. Проценат запреминског удела ојачавача се кретао од 1-5%. Поред триболошких карактеристика аутор је вршио и мерења тврдоће *Vickers*-овом методом са оптерећењем од 10 kg и мерења густине Архимедовом техником. Поред поменутих материјала на тесту су се нашле и жарена легура и легура термички обрађена поступком T6. Термичком обрадом T6 се готово 3 пута повећава отпорност на хабање (Tabela 3.1), док у односу на T6 наноструктурна легура има 6 пута већу отпорност на хабање. Додавањем нано Al_2O_3 честица наноструктурној легури наставља се благо побољшање отпорности на хабање, све до вредности удела ојачавача од 3%.

Табела 3.1 – Поређење између степена хабања жарене Al6061, T6 термички обрађене, наноструктурне Al6061 и Al6061-Al_2O_3 нанокомпозита [167].

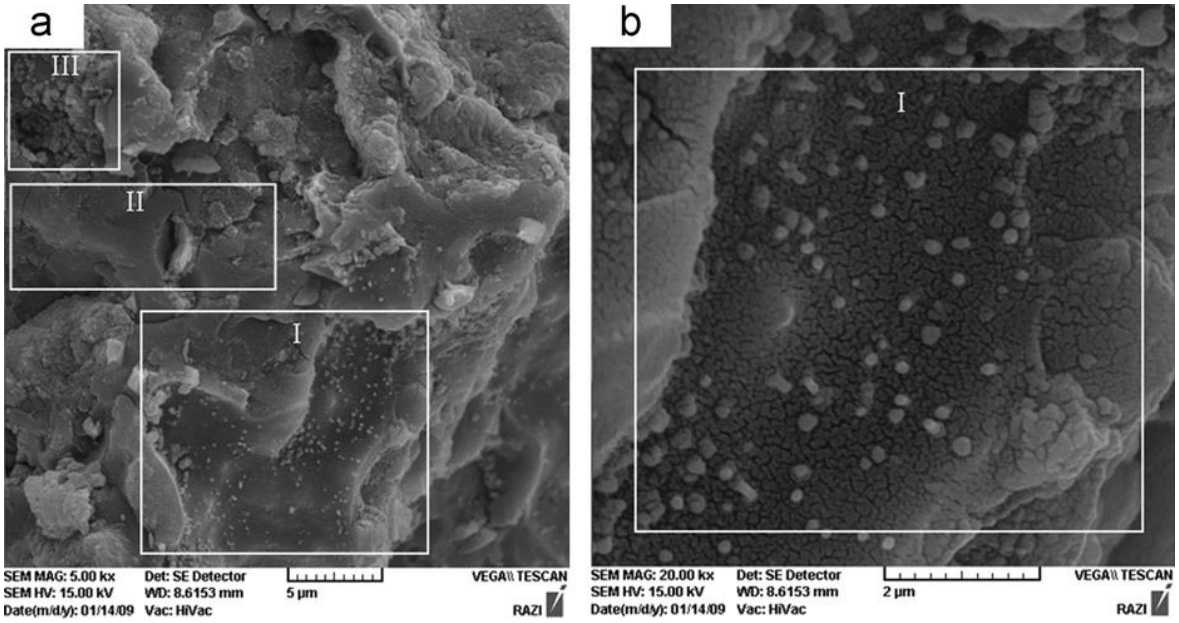
Узорак	**Спецификација**	**Степен хабања 10^{-3} (mg/m)**
A	Al6061-O	~ 172
B	Al6061-T6	~ 56
C	Наноструктурни Al6061	~ 9
D	Al6061-1 vol.% Al_2O_3	~ 7
E	Al6061-2 vol.% Al_2O_3	~ 6
F	Al6061-3 vol.% Al_2O_3	~ 4
G	Al6061-4 vol.% Al_2O_3	~ 15
H	Al6061-5 vol.% Al_2O_3	~ 18

Повећање отпорности на хабање је последица повећања тврдоће, која расте са повећањем запреминског удела нано честица. Даљим повећањем отпорност на хабање драстично опада у односу на нанокомпозит са 3% ојачавача. Унапређење отпорности на хабање је последица међу молекулских веза између нано честица и алуминијумске основе, што за последицу има ефективну расподелу оптерећења са материјала основе на тврду фазу ојачавача. Такође, повећање отпорности на хабање је последица присуства честица ојачавача, које ограничавају течење материјала под дејством оптерећења и током процеса клизања.

Пад отпорности на хабање нанокомпозита са 4 и 5% ојачавача, аутор види као последицу пада тврдоће са ~235 HV на ~112 HV. Последица пада

површинске тврдоће је доказ о постојању извесног степена порозности. Аутор наводи да је пад густине и тврдоће нанокомпозита, чији су запремински удели ојачавача већи од 3%, последица карактеристика нано честица, односно њиховог односа површине и запремине. Такође, један од разлога оваквог понашања се огледа и у појави агломерације (Слика 3.3).

Анализа трагова хабања скенирајућим електронским микроскопом (Слика 3.4) показала је да су код композита са 1 и 3% запреминског удела ојачавача у траговима хабања присутне уске бразде, што је последица присуства нано честица ојачавача, које спречавају течење материјала током процеса клизања. На основу тога се може закључити да је абразија доминантни механизам хабања. Код нанокомпозита са 5% запреминског удела ојачавача, SEM анализом се уочавају дубоки кратери у траговима хабања, као и порозности материјала. Чињеница је да нема хомогености у трагу хабања, као последица неједнаке расподеле нано честица ојачавача и мале релативне густине као последица присуства порозности.

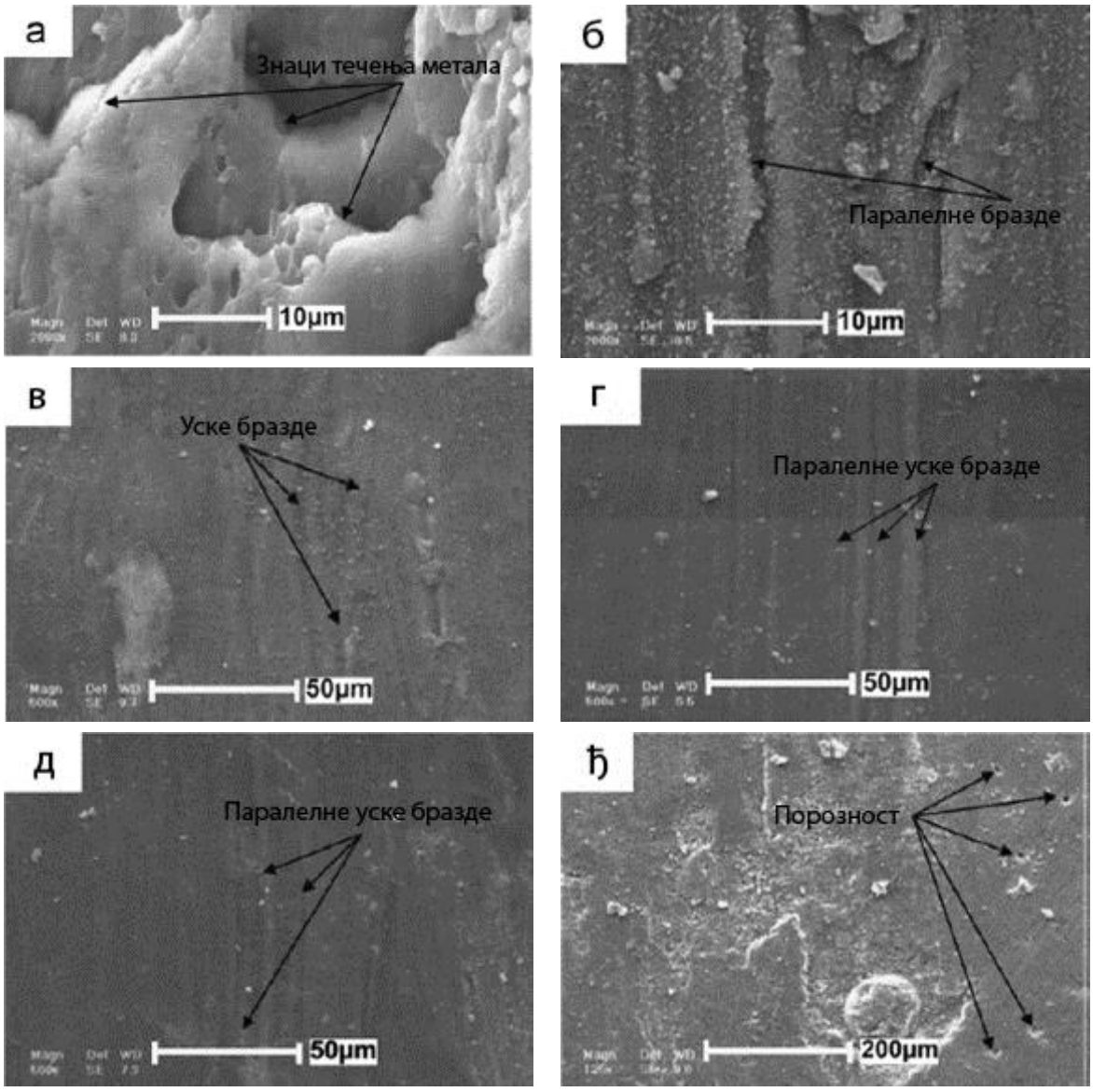


Слика 3.3 – SEM микрографија површине лома нанокомпозита Al6061/5%Al_2O_3 (а) I и III: агломерација Al_2O_3 нано честица, II:делимично равномеран распоред Al_2O_3 нано честица, (б) увећан део I [167].

EDS (Energy Dispersive Spectroscopy – Енерго дисперзивна спектроскопија) анализа ових трагова указује на постојање трансфера материјала са челичног диска на контактну површину нанокомпозита, што потврђује присуство гвожђа на EDS спектру. Присуство гвожђа, такође, указује да је доминантни механизам хабања абразивно хабање.

Када је у питању коефицијент трења највећа одступања од средње вредности су примећене код жарене легуре Al6061 и нанокомпозита са 5% запреминског удела нано честица Al_2O_3. Повећање удела ојачавача до 3% је разлог смањења вредности коефицијента трења, односно последица повећања тврдоће услед присуства честица ојачавача. Велике осцилације у вредности

коефицијента трења су последица изражене храпавости трага хабања код нанокомпозита са 5% запреминског удела ојачавача.



Слика 3.4 – SEM микрографије а) жарене Al6061 легуре, б) Т6 термички обрађене Al6061 легуре, в) наноструктурне Al6061 легуре, г) нанокомпозита Al6061/1%Al_2O_3, д) нанокомпозита Al6061/3%Al_2O_3, ђ) нанокомпозита Al6061/5%Al_2O_3 [167].

Исти аутор је испитивао утицај величине ојачавача на триболошке карактеристике [168]. Поступком млевења и то 30 сати млевења материјала основе, након чега се додају честице ојачавача и млевење се наставља још 15 сати, добијен је композитни прах. Честице ојачавача Al_2O_3 су различитих величина, 30 nm, 1 μm и 60 μm. Након млевења величине кристалног зрна алуминијумске матрице су: 41, 53 и 59 nm, ове вредности одговарају добијеним композитима са различитим величинама ојачања, респективно. Резултати су показали да се релативна густина смањује са смањењем величине честица ојачавача, а то истовремено прати и повећање вредности тврдоће. Услед повећања тврдоће, на основу *Archard*-ове једначине се може закључити да ће доћи до повећања отпорности на хабање. Унапређење отпорности на хабање није само последица повећања тврдоће већ и присуства малих честица Al_2O_3

ојачавача и смањења величине кристалног зрна материјала основе. SEM анализа трагова ојачавача је показала да је доминантни механизам хабања абразивно хабање. Разлог за такво тумачење су уске паралелне бразде и плитки кратери. У прилог томе иде и EDS анализа трагова хабања, која је потврдила трансфер материјала са челичног диска на контактну површину нанокомпозита.

Код композита са микрометарским честицама ојачавача приметни су дубљи кратери и на основу тога може се рећи да је присутан механизам хабања деламинација, а да је у мањем обиму присутна и абразија. Ови композити имају и мање вредности релативне густине и тврдоће, што указује на хетерогеност њихове структуре. Узимајући ово у обзир, долази до деформационог ојачања током хабања, као резултат нагомилавања дислокација око хетерогености у под површинском слоју. Нагомилавање дислокација може узроковати настанак и развијање пукотина испод контактне површине, што касније доводи до уклањања материјала са контактних површина у виду пахуља. Потврда да је реч о деламинацији је и недостатак гвожђа на EDS спектру. Како деламинација доминира тако је трансфер гвожђа са челичног диска на површину композита минималан.

Када је трење у питању, равномеран распоред честица ојачавача води ка смањењу вредности коефицијента трења, што је случај код нанокомпозита. Такође, повећање тврдоће површинских слојева утиче на смањење реалне површине контакта, а самим тим и коефицијента трења.

Композити на бази бакра су веома интересантни истраживачима, због њихове термичке и електричне проводљивости [169-174]. *Barmouz* [172] је испитивао микроструктуру и механичке карактеристике композита са основом бакра, ојачаним честицама SiC, величине 30 nm и 5 μm. Резултати су показали да додавање микро и нано честица смањује затезну чврстоћу и могућност издужења композита. *Akbarpour* [173] је у свом раду представио микроструктурна и механичка испитивања композита са основом од бакра, ојачаног нано честицама SiC, величине 40 nm, у запреминским уделима од 2, 4 и 6%. Нанокомпозити испољавају већу вредност затезне и притисне чврстоће у односу на основни материјал. Међутим, код композита са 6% запреминског удела ојачавача је приметан драстичан пад вредности затезне чврстоће, што аутор доводи у везу са слабим међу молекулским везама ојачавача и основе које се јављају при већим процентима удела ојачавача. Унапређење притисне чврстоће нанокомпозита аутор објашњава смањењем кристалног зрна материјала основе, ефектом преноса оптерећења са материјала основе на ојачавач и повећаном густином дислокација. Повећана густина дислокација настаје као последица заосталих притисних напона услед разлике у коефицијентима термичког ширења између материјала основе и ојачавача. Са повећањем удела ојачавача долази до већег уситњавања кристалног зрна материјала основе и њихова величина се приближава величини честице ојачавача. Са микроструктурног аспекта то значи следеће, због мале величине

кристалног зрна честице ојачавача ће бити углавном на границама кристалних зрна основе, а не и у самим зрнима. Разлика у коефицијентима термичког ширења материјала основе и материјала ојачавача, води ка генерисању дислокација у материјалу основе, што доводи до повећања густине дислокација. Већа густина дислокација у композиту води ка већим унутрашњим напонима.

Покушај добијања нанокомпозита са основом од бакра и са различитим уделима ојачавача, термо хемијском техником представљен је у раду *Fathy*-а [174]. Добијени нанокомпозити садрже 2.5, 7.5 и 12.5% масеног удела наночестица Al_2O_3. Аутор је испитивао притисне карактеристике и отпорност на абразивно хабање добијених композита. Резултати притисних испитивања су показали да присуство нано честица Al_2O_3 има позитиван утицај и да са порастом масеног удела нано честица долази до значајног повећања притисне чврстоће материјала. Добијени резултати су последица: i) значајног смањења кристалног зрна основе, ii) присуства равномерно распоређених честица ојачавача, iii) ојачање потиче од повећања густине дислокација основе услед различитих коефицијената термичког ширења основе и честица ојачавача, iv) равномерна расподела оптерећења са материјала основе на честице ојачавача, v) Orowan-ов механизам ојачања.

Са аспекта хабања, приметно је да повећање масеног удела нано честица Al_2O_3 у бакарној основи доприноси побољшању отпорности на абразивно хабање. Код хабања основног материјала, аутор је запазио да тврде честице SiC абразивног папира, дубоко продиру у контактни слој, што се одражава на високу вредност степена хабања. Код нанокомпозита то није случај јер се са повећањем удела финих честица ојачавача повећава отпорност продирању абразивних честица. Такође са повећањем брзине клизања долази до већег хабања свих испитиваних материјала, што је последица повећања температуре у зони контакта, а самим тим и термичког омекшавања што води ка већим оштећењима површинског и под површинског слоја.

Утицај масеног удела честица SiC ојачавача на ерозиону отпорност композита са основом ZA-27 представио је у раду *Mishra* [175]. Испитивању ерозивне отпорности претходила су испитивања механичких карактеристика материјала основе и композита са масеним уделима 3, 6 и 9%. Додавање честица ојачавача доводи до побољшања већине испитиваних механичких карактеристика, односно са повећањем удела ојачавача долази до повећања микро тврдоће, затезне чврстоће и ударне жилавости, и пада еластичности. Добијени резултати су последица повећања релативне густине са повећањем масеног удела ојачавача. Како увек постоји разлика између измерених и теоријских вредности густина композита, то је последица присуства шупљина и пора, и њихово присуство у зависности од степена има утицаја на механичке карактеристике композита. *Taguchi* анализа је показала да су најутицајнији фактори на ерозивну отпорност брзина удара абразива и проценат ојачавача.

Анализу параметара добијања композита на механичке и триболошке карактеристике композита са A356 основом, ојачаног нано честицама Al_2O_3

величине 20 nm представио је *Akbari* [75]. Нанокомпозити имају веће вредности тврдоће у односу на материјал основе. Показано је да време мешања композита има великог утицаја на отпорност на хабање, односно да са повећањем времена мешања долази до смањења отпорности на хабање, без обзира што се при тим условима добија равномернији распоред честица ојачавача. Узрок таквог понашања је и пораст порозности са растом времена мешања композита.

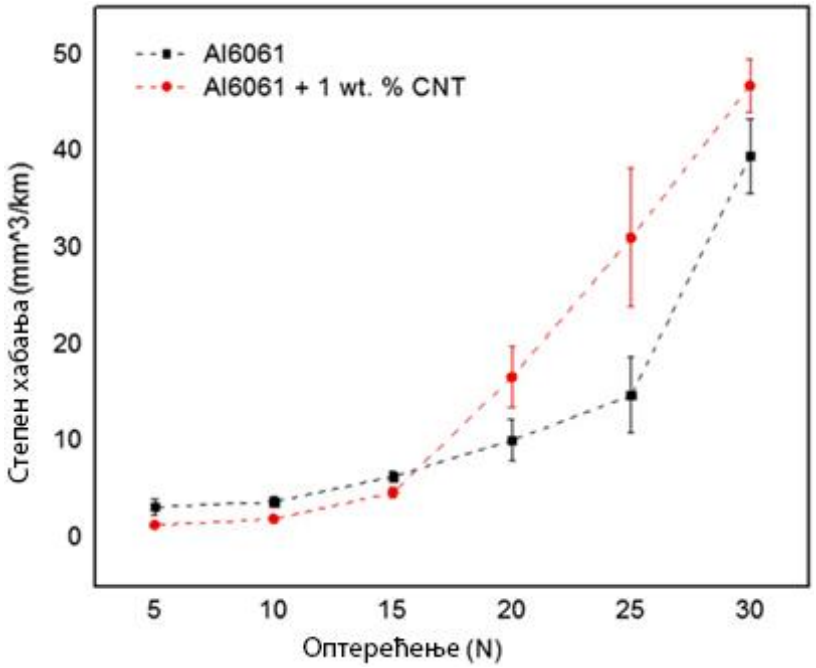
Испитивање механичких и триболошких карактеристика Al_2O_3/1%SiC композита представио је *Smirnov* [176]. У поређењу са комерцијалном топло пресованом основом Al_2O_3 чија је величина кристалног зрна приближно једнака величини кристалног зрна нанокомпозита, нанокомпозит има мању вредност густине, али ипак долази до благог побољшања у погледу тврдоће и елестичности. Нешто израженије побољшање је примећено код отпорности на лом. У погледу хабања испитиваних материјала велика предност је на страни композита. Када су механизми хабања у питању код нанокомпозита је изражена блага абразија, док је код комерцијалног материјала приметно уклањање материјала са контактних површина, као последица настанка пукотина дуж границе зрна, при чему се стварају видљива оштећења у виду плићих и дубљих кратера.

Додавање нано честица Al_2O_3 NiTi легури доводи до побољшања механичких и триболошких карактеристика [177]. Као основа је употребљена атомизирана NiTi легура, величине зрна 15 μm, док је величина нано честица Al_2O_3 80 nm, а масени удели су 2, 4 и 6%. Триболошка испитивања извршена су на трибометру са „ball-on-disk“ контактном геометријом, при линеарно реципрочном кретању куглице израђене од волфрам карбида. Нормална оптерећења на тесту су износила од 10 до 30 N. Резултати указују на унапређење отпорности на хабање нанокомпозита са повећањем масеног удела ојачавача, услед повећања тврдоће контактних слојева са повећањем удела ојачавача. Вредност коефицијента трења расте са повећањем удела ојачавача.

Последњих година пажња дела истраживача је усмерена на додавање угљеничних нано влакана материјалима или легурама у циљу побољшања механичких и триболошких карактеристика, из разлога што имају изузетне механичке карактеристике [178-182]. *Zhou* [179] је представио утицај угљеничних нано влакана на триболошке карактеристике алуминијумске основе. Његов рад је показао да су угљенична нано влакна равномерно распоређена у материјалу основе и да је резултат повећања удела ојачавача смањење коефицијента трења, а потом и смањење хабања у вредности до 20%. Да долази до унапређења триболошких карактеристика, у погледу драстичног смањења хабања и драстичног смањења коефицијента трења потврдили су и други истраживачи, на рачун не само присуства нано ојачавача, већ и смањења величине кристалног зрна материјала основе [181]. Исти аутори су показали да оптималан запремински удео угљеничних нано влакана у погледу најмањег хабања материјала износи 4.5% (приближно 2% масеног удела). Такође,

коефицијент трења расте са повећањем нормалног оптерећења, а опада са повећањем брзине клизања.

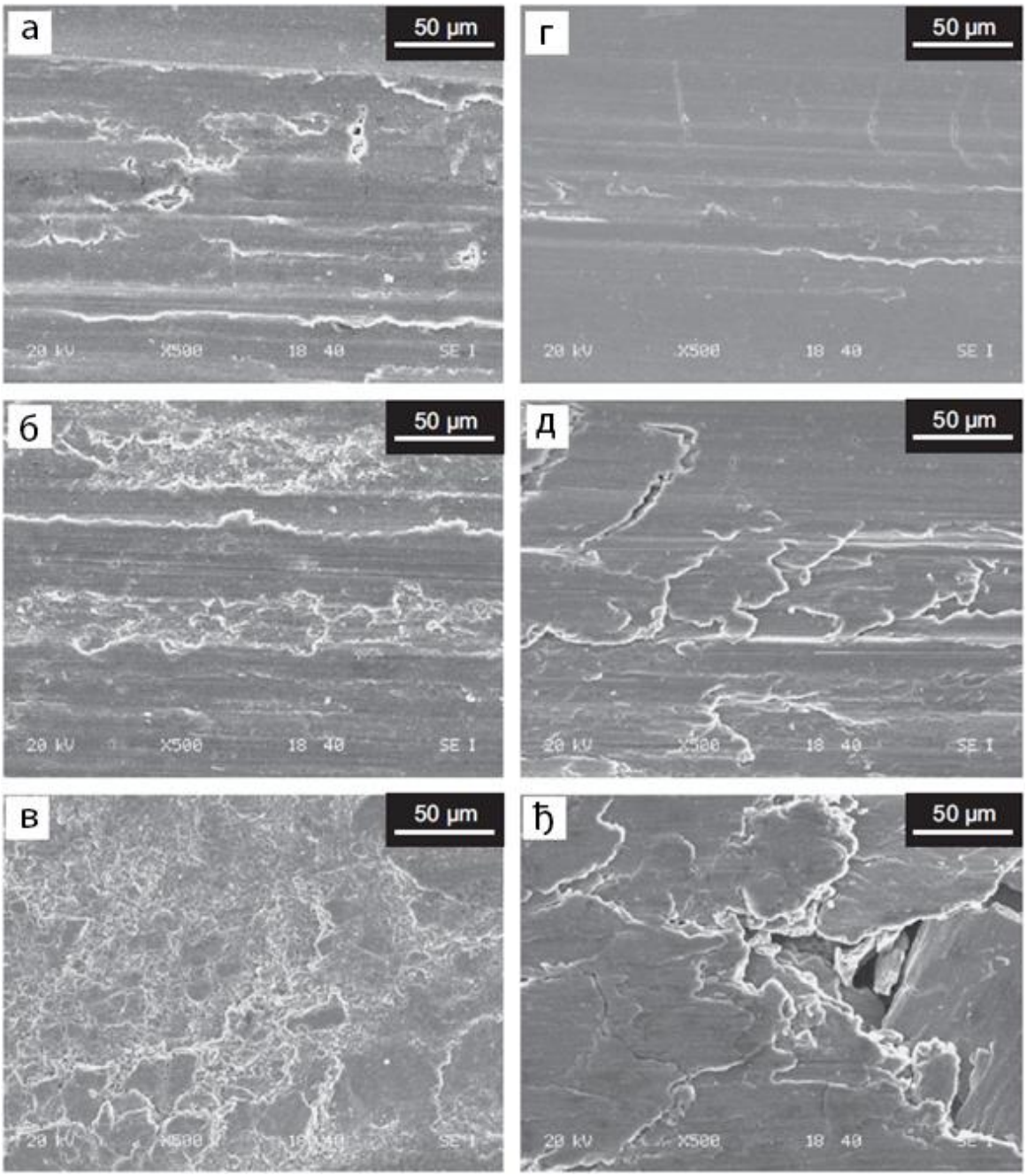
Испитивање триболошких карактеристика Al6061 легуре ојачане угљеничним нано влакнима приказано је у раду *Qutub*-а [182]. Добијени композити садрже 0.5, 0.75, 1 и 2% запреминског удела ојачавача. Триболошка испитивања су извршена на „pin-on-disk" трибометру при константној брзини клизања од 0.5 m/s, вредностима нормалног оптерећења од 5-30 N и путу клизања од 500 m. Након механичких и микроструктурних испитивања композит са 1% запреминског удела угљеничних нано влакана је показао најбоље карактеристике и самим тим је изабран за триболошка испитивања. Резултати су показали да добијени композит има већу отпорност на хабање у односу на материјал основе само при мањим вредностима нормалног оптерећења, односно при оптерећењима до 15 N (Слика 3.5). Са повећањем нормалног оптерећења, долази до наглог пораста хабања, при чему су у тим условима вредности хабања композита веће у односу на материјал основе. Тако нагле промене у вредностима хабања су према аутору последица промене механизма хабања. Међутим, поредећи са материјалом основе код кога нису уочене нагле промене у вредностима хабања, аутор долази до закључка да је код композитних материјала разлог овог скока присуство пора, које се понашају као центри зачетка пукотина, као и присуства агломерата који условљавају под површинско одвајање материјала. Аутор као један од разлога оваквог понашања види и у слабим везама између ојачавача и материјала основе.



Слика 3.5 – Степен хабања материјала основе Al6061 и композита Al6061+1% масеног удела угљеничних нано влакана, као зависност од оптерећења [182].

Коефицијент трења испитиваног композита је при мањим оптерећењима нижи у односу на коефицијент трења материјала основе и има мање осцилације током времена, што аутор [182] доводи у везу са деловањем угљеничних влакана као мазива на контактним површинама. При вредности нормалног

оптерећења од 15 N коефицијент трења композита је, и даље, нижи, али су код оба материјала уочене осцилације у вредности коефицијента трења у току времена, што је резултат микро одвајања материјала и деламинације. При оптерећењу од 25 N коефицијент трења композита је већи о односу на материјал основе, уз приметне велике осцилације током времена. Тумачење оваквог понашања композита при већим оптерећењима аутор види у стварању микро заварених спојева, који узрокују велике осцилације у вредности коефицијента трења и настанак под површинских пукотина и веома изражене деламинације. У прилог томе говори и SEM анализа, представљена на слици 3.6.



Слика 3.6 – SEM микрографија трагова хабања материјала основе Al6061 (а-ђ) и композита са 1% масеног удела угљеничних нано влакана (г-ђ); (а, г), (б, д) и (в, ђ) при оптерећењима од 5, 15 и 25 N респективно [182].

На основу SEM анализе трагова хабања аутор је закључио да се при малим оптерећењима, код материјала основе, поред абразије назире и деламинација,

која са порастом оптерећења постаје израженија, а при највећем оптерећењу, на тесту, долази до појаве под површинских пукотина и кратера у траговима хабања. Код композита при малим оптерећењима нема трагова деламинације, услед повећане тврдоће композитног материјала. Са повећањем оптерећења долази до делимичног одвајања делова материјала, као делова насталог триболошког слоја на контактним површинама (Слика 3.6д). Са слике 3.6ђ се виде под површински ломови и дубоке јамице. Иницијалне пукотине настале при малим оптерећењима расту и шире се, док при већим оптерећењима узрокују изражену деламинацију и већи степен хабања композита у односу на материјал основе. Такође, слабе везе између ојачавача и материјала основе су још један од разлога за настанак пукотина и њихово ширење са повећањем оптерећења.

Присуство нано честица $MoSi_2$ у различитим уделима, има великог утицаја на механичке и триболошке карактеристике нанокомпозита [183]. Нанокомпозити са алуминијумском основом 2024, ојачани су честицама $MoSi_2$, величине ~70 nm, у различитим запреминским уделима од 1-5%. Поред нанокомпозита тестовима тврдоће по *Brinell* методи и триболошким на „pin-on-disk" трибометру, подвргнут је и материјал основе и композит ојачан са 3% запреминског удела честицама $MoSi_2$, величине 3 μm. Добијени композити су хладно и топло пресовани, а затим термички обрађени Т6 методом вештачког старења. Резултати су показали да Т6 термичка обрада доприноси побољшању механичких карактеристика у односу на топло пресоване узорке. Такође, повећање удела ојачавача позитивно утиче на механичке карактеристике до одређене вредности, односно преко 3% запреминског удела ојачавача јавља се пад механичких карактеристика. Резултат таквог понашања је прекорачење критичне вредности удела ојачавача, стога долази до нагомилавања честица ојачавача на границама кристалних зрна материјала основе и самим тим се губе ефекти унапређења механичких карактеристика у односу на материјал основе. Са триболошког аспекта са порастом удела ојачавача долази до унапређења отпорности на хабање, а доминантни механизам је абразија, местимично праћена адхезијом. Трагови хабања композита су прекривени плитким браздама и дубине деформација су мање у односу на основну легуру.

Велики утицај на механичке и триболошке карактеристике има величина кристалног зрна и присуство нано честица ојачавача [184]. Аутор је у овој студији представио утицај уситњавања кристалног зрна материјала основе и нано честица ојачавача Ti-B у материјалу основе Ti6Al4V, на тврдоћу, трење и хабање. Материјал основе је првобитно ојачан честицама TiB_2, али због нестабилности у титанијумским основама долази до његове трансформације у TiB, али укупан масени удео ојачавача не прелази 20%. На механичким и триболошким испитивањима су се нашли материјал основе са крупним кристалним зрнима, са нанометарским кристалним зрнима и нанокристални нанокомпозит. Нано кристализацијом се тврдоћа повећава готова два пута у односу на основни материјал са крупним кристалним зрнима (~443HV), а док нанокристални нанокомпозит има највећу вредност тврдоће, што је последица

присуства нано честица ојачавача TiB/TiB_2. Триболошка испитивања су показала пораст коефицијента трења нанокристалног композита у односу на друга два материјала која су се нашла на тесту. Са аспекта хабања нанокристални нанокомпозит има највећу отпорност, као последица веће тврдоће, преноса оптерећења са материјала основе на честице ојачавача услед јаких веза између ове две фазе. Код основног материјала са крупним зрнима доминантни механизам хабања је абразивно хабање, док је код нанокристалне основе присутна абразија и адхезија, а код нанокристалног нанокомпозита доминантни механизам је деламинација. Овакво тумачење аутор [184] је потврдио SEM анализом трагова и продуката хабања.

4

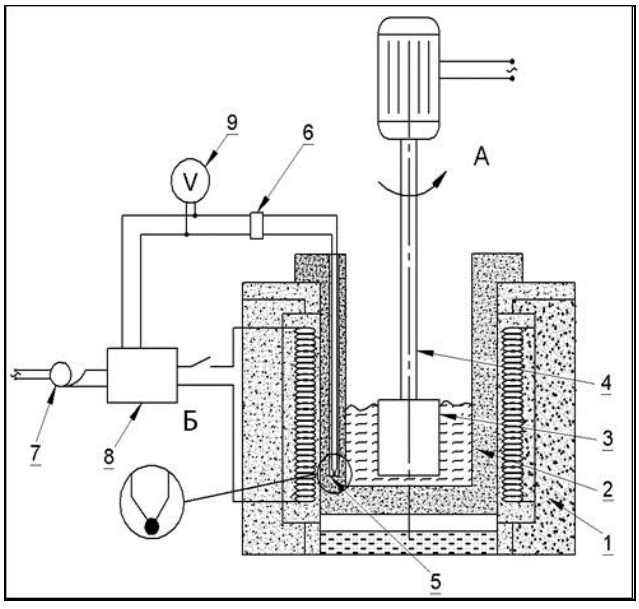
ПОСТУПАК ДОБИЈАЊА И МАКРО ТВРДОЋА НАНОКОМПОЗИТА СА ZA-27 И A356 ОСНОВОМ

Сви испитивани нанокомпозити добијени су компокастинг поступком. Компокастинг поступак подразумева инфилтрацију честица секундарних фаза у металну основу која је у полуочврслом стању (на некој од температура између солидуса и ликвидуса). Поступак је карактеристичан по томе што се керамичке честице ојачавача додају током мешања металне основе у полуочврслом стању. Предност овог поступка у односу на друге поступке добијања композита се огледа у томе што за његово извођење честице ојачавача се не морају претходно припремати, тј. могуће је добити композите са честицама које нису квашљиве у растопима метала. Даља прерада материјала добијених компокастинг поступком могућа је применом технологија као што су: ливење под притиском, пресовање, ваљање и ковање.

Компокастинг поступак се успешно примењује за добијање композита на бази легура ZA-27 и A365 уз додатак керамичких честица ојачавача Al_2O_3 и SiC, као и честица графита. Да добијање и испитивање композитних материјала има велику традицију у Србији потврђује неколико докторских дисертација на ту тему [185-188]. У најопштијем, заједничко за ZA-27 и A356 легуре је да је реч о легурама цинка, односно алуминијума за ливење, које дендритно очвршћавају. Облик и величина дендрита зависи од брзине очвршћавања, док сама брзина очвршћавања растопа након изливања зависи од начина ливења (нпр. при ливењу у калупе испуњене ливачким песком, због термичких каракатеристика материјала, мања је брзина очвршћавања у односу на брзину која се постиже ливењем у кокилама). Са друге стране, облик и величина дендрита примарних фаза утиче на механичке особине добијених одливака.

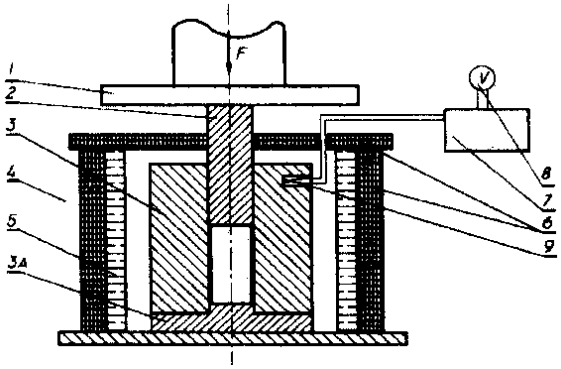
У претходном поглављу представљен је велики број метода за добијање нанокомпозита. Поступак ливења, односно компокастинг се издваја из више разлога. Неки од најважнијих су једноставност методологије рада и опреме потребне за добијање композитних материјала. Овај поступак добијања не захтева скупе припреме фазе ојачавача и честице ојачавача се релативно лако инфилтрирају у растоп основне легуре, самим тим су и трошкови добијања композитних материјала нижи [189]. Равномеран распоред ојачавача у материјалу се постиже комбинацијом параметара полуочврслог растопа и параметара мешања (положајем мешача, брзином и временом мешања).

Компокастинг поступак се може користити за добијања полупроизвода, пошто је могуће произвести материјале у облику тзв. тиксоингота (одливак добијен методом тиксоформирања, односно ливењем у полуочврслом стању). Израз тиксоформирање је новији у литератури. Изворни израз је тиксо ливење, а иначе користе се и један и други. Настанак овог израза везан је за феномене који настају услед мешања растопа који су у полуочврслом стању (у температурном интервалу између ликвидус и солидус температура). Наиме, услед дејства сила смицања које настају током мешања долази до трансформације дендрита примарне фазе (који се стварају услед хлађења и егзистирају у полуочврслом растопу) у облике који варирају од елиптичних до кружних. Сама појава да се овако трансформисана структура задржава (и остаје након даљег хлађења до собне температуре) и по престанку дејства сила смицања назива се тиксотропија. Иначе тиксо ливење, односно тиксоформирање у новије време, значи да се поступак прераде полуочврслих растопа (и композита који се овако добијају) обавља у две фазе. Прва је добијање тиксо-ингота и завршава се изливањем полуочврслог растопа након мешања. Одливци су доста порозни и неоходна је и друга фаза, која обухвата неки од поступака прераде – било у полуочврслом стању, било у чврстом-прерада на топло, али испод температуре топљења легуре (ковање, екструзија, ваљање итд.), односно добијени полупроизводи се могу накнадно обрађивати и прерађивати [190, 191].

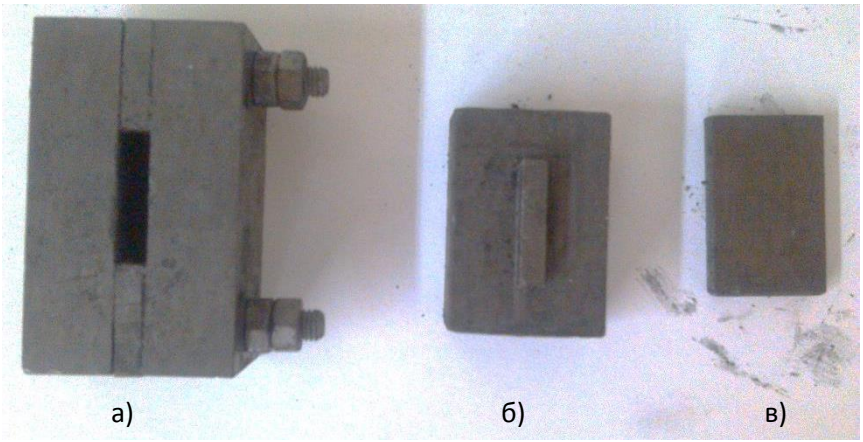


Слика 4.1 – Шема апаратуре за топљење ZA-27 легуре и израду композита
А-процесни део, Б-део за контролу и регулацију температуре.
1-електроотпорна пећ, 2-лонац од алумине, 3-активни део мешача, 4-вратило, 5-термо пар, 6-хладан спој термо пара, 7-аутотрансформатор, 8-регулатор температуре, 9-контролни мерач напона. [35]

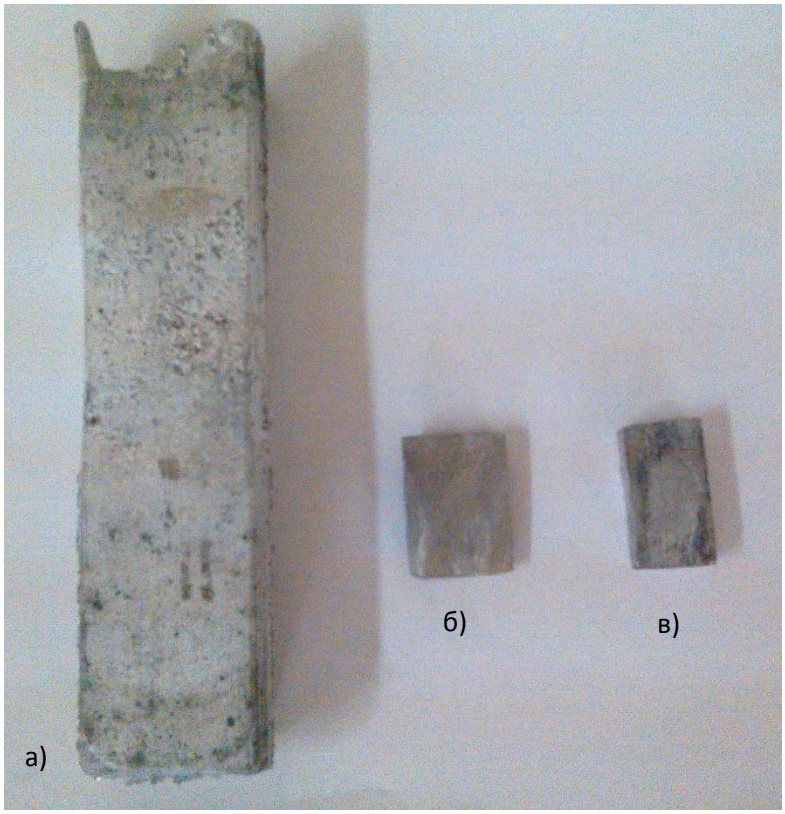
За добијање нанокомпозита коришћена је опрема приказана на слици 4.1. Приказана опрема се састоји из три дела: А) процесни део, Б) део за мерење температуре, контролу и регулацију температуре, В) део за мерење и контролу електричних параметара рада мешача.



Слика 4.2 – Шематски приказ апаратуре (склопа) за извођење топлог пресовања: 1) хидраулична преса, 2) трн, 3) алат, 3А) заптивач од челика, 4) електроотпора пећ, 5) грејачи, 6) изолациони слојеви од азбеста, 7) терморегулатор, 8) прецизни волтметар и 9) термопар [192].



Слика 4.3 – Алат за топло пресовање: а) алат, б) поклопац алата и в) трн.



Слика 4.4 – Приказ одливака – узорака: а) тиксо ингот, б) исечен узорак тиксо ингота у складу са димензијама отвора алата и в) отпресак

Детаљан опис рада приказане апаратуре и самог поступка добијања композита дат је у монографији „Триболошке карактеристике композита на бази ZnAl легуре“, чији су аутори *Бабић* и *Митровић* [35].

Након поступка мешања и хлађења растопа, у циљу смањења порозности и повећања компактности одливка примењује се поступак топлог пресовања. Шематски приказ апаратуре за овај поступак приказан је на слици 4.2, док је на слици 4.3 приказан изглед специјалног алата за топло пресовање израђеног од ватроотпорног челика ознаке X10CrAlSi25, који се примењује за радне температуре до 1120°C. На слици 4.4 приказан је типичан изглед одливка (слика 4.4а), односно тиксо ингота, исеченог узорка из тиксо ингота прилагођеног димензијама отвора алата (слика 4.4б) и отпреска (слика 4.4в).

4.1 Добијање нанокомпозита са основом од ZA-27 легуре

Хемијски састав (основни елементи) легуре, на бази које су израђени испитивани нанокомпозити, приказан је у табели 4.1, који одговара стандарду „BS EN 12844:1999“. Нечистоће (Fe, Sn, Cd и Pb) су у границама прописаним истим стандардом. Легура је произведена у ливници РАР-Батајница д.о.о., која је партиципант на Пројекту у оквиру кога су ова испитивања извршена.

Табела 4.1 – Хемијски састав полазне ZA-27 легуре.

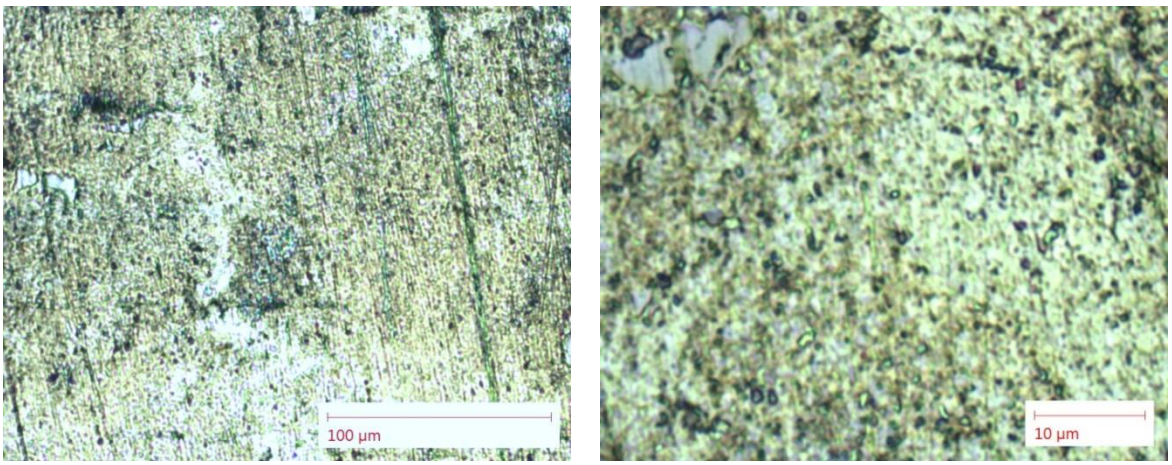
Назив легуре	Хемијски састав (масени %)			
	Al	Cu	Mg	Zn
ZA-27	25-27	2 do 2,5	0,015-0,02	Остатак

Нанокомпозити са основом од ZA-27 легуре уз додатак 1, 3 і 5% запреминског удела Al_2O_3 честица величине 20-30 nm и SiC честица величине 50 nm добијени су компокастинг поступком, који је изведен у две фазе. Прву фазу чинила је припрема полуочврслог растопа, инфилтрација честица ојачивача, мешање полуочврслог растопа композита са циљем добијања повољног распореда честица и изливање у предгрејану челичну кокилу. Припрема растопа за инфилтрацију вршена је на следећи начин: ZA-27 легура стопљена је у електроотпорној пећи и прегрејана на 570°C (око 80°C изнад температуре топљења) ради чишћења шљаке. Након тога је растоп хлађен у пећи (брзина хлађења 5°C/min) до температуре од 475°C (температура испод ликвидус температуре) кад је у њега урођен активни део мешача облика плоче. Мешање је почето брзином радног дела мешача од 50 o/min. По достизању температуре од 465°C (задата радна температура компокастинг поступка) повећана је брзина мешача на 500 o/min. При овим параметрима полуочврсли растоп ZA-27 легуре је мешан 5 минута ради хомогенизације и олакшања инфилтрације честица ојачивача. Затим је извршена инфилтрација наночестица, која је трајала од 3 до 5 минута у зависности од запреминског удела истих, независно од врсте честица (3 минута 1% запреминског удела наночестица, 4 минута 3% запреминског удела и 5 минута 5% запреминског удела).

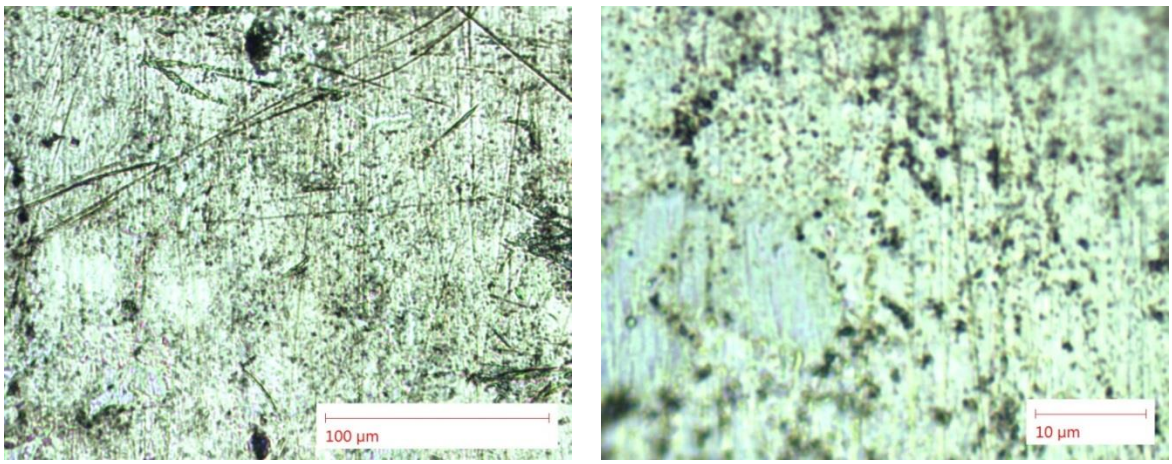
Инфилтрација нанокомпозита са запреминским уделом од 1 % вршена је на температури од 465°C и при смањеном броју обртаја мешача на 250 o/min. Повећањем удела честица остављен је исти број обрта током инфилтрације али је повећавана температура на 470°C за 3% запреминског удела ојачавача и 475°C за 5% запреминског удела ојачивача, независно од врсте честица, ради смањења вискозитета полуочврслих растопа ZA-27 легуре. По завршеној инфилтрацији, извршено је кратко хомогенизационо мешање на горе назначеним температурама за сваку фракцију у трајању од 3 минута и при брзини обртања мешача од 500 o/min. После тога је, независно од запреминских удела и врсте наночестица примењено интензивније мешање у трајању од 15 минута при брзини од 1000 o/min, на горе наведеним температурама које су зависиле од запреминског удела ојачавача. Изливање је извршено у челичну кокилу предгрејану на 350°C. Добијени су одливци-нанокомпозити димензија 30 × 20 × 120 mm. Из наведених одливака механички су израђени мањи узорци димензија 30 × 20 × 8 mm, који су након сечења подвргнути топлом пресовању.

Други део компокастинг поступка био је топло пресовање. Пресовање је извршено применом посебно израђеног алата од специјалног ватроотпорног челика у температурној области β фазе на температури од 350°C. Пресовање је извршено притиском од 250 MPa. Добијени су узорци димензија 30 × 20 × 8 mm.

На сликама 4.5-4.11 дати су изгледи површина након припреме узорака за триболошка испитивања. Припрема узорака за триболошка испитивања обухватала је поступак глодања, којим су постигнуте стандардима задате димензије блока, а затим поступке брушења и полирања. Приликом свих ових поступака водило се рачуна да температура површине узорака са ZA-27 не пређе 100°C, што би довело до деградације механичких карактеристика материјала [36, 42]. Температура површине приликом обраде мерена је инфрацрвеним безконтактним мерачем температуре.

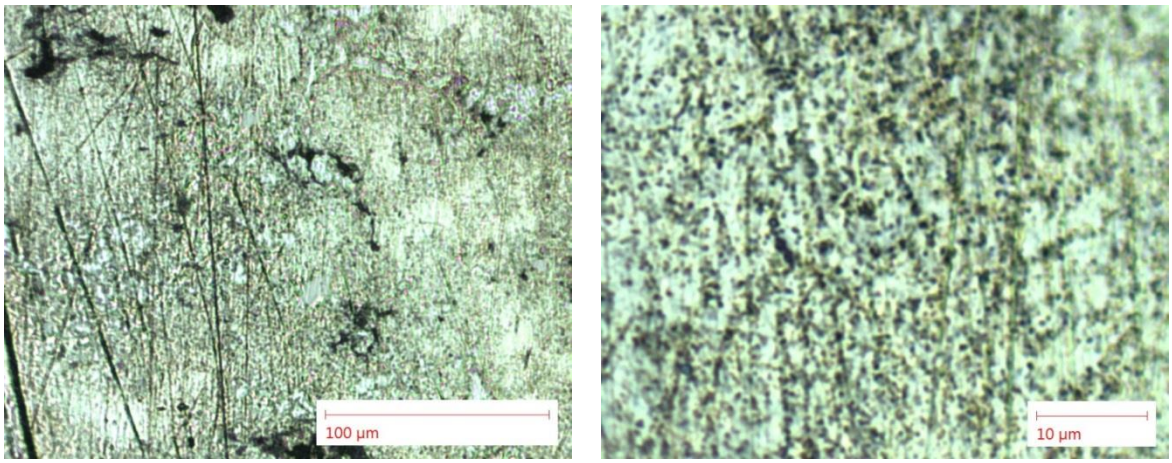


Слика 4.5 – Изглед површине ZA-27 основе (увећања 20× и 100×).

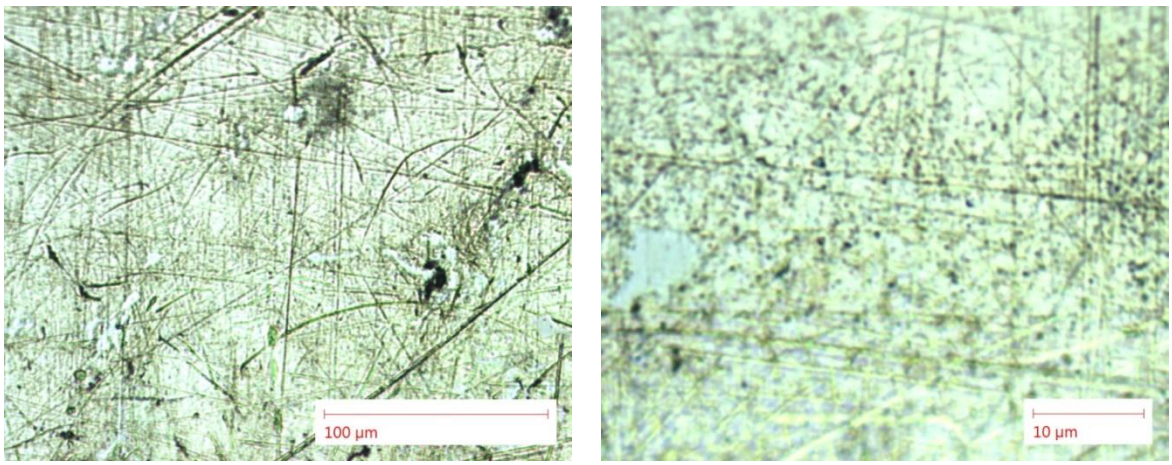


Слика 4.6 – Изглед површине нанокомпозита ZA-27/1%Al_2O_3

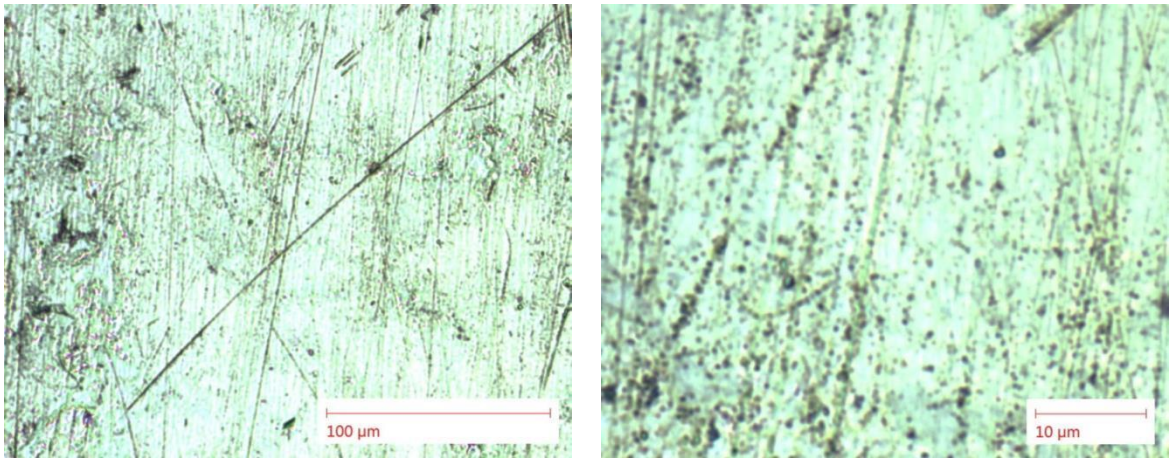
(увећања 20× и 100×)



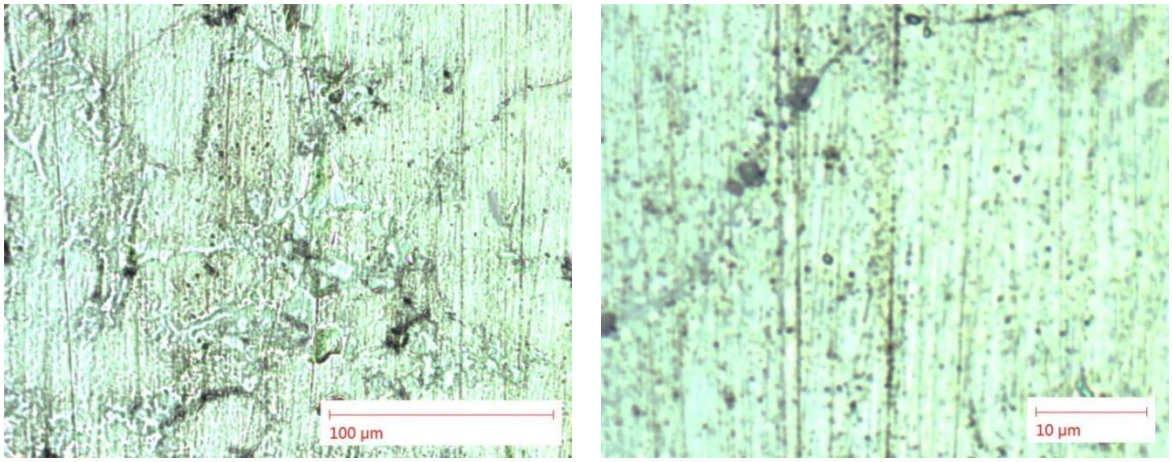
Слика 4.7 – Изглед површине нанокомпозита ZA-27/3% Al_2O_3
(увећања 20× и 100×)



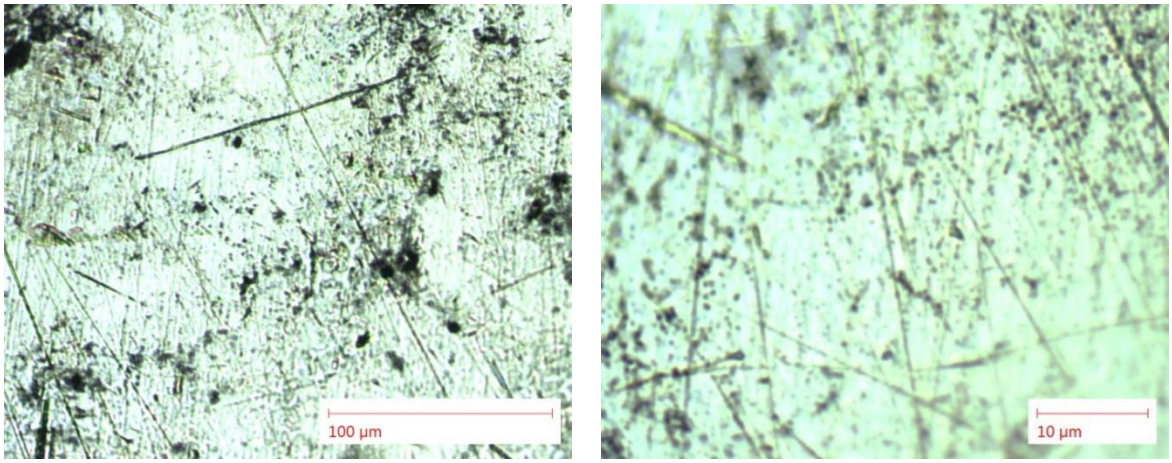
Слика 4.8 – Изглед површине нанокомпозита ZA-27/5% Al_2O_3
(увећања 20× и 100×)



Слика 4.9 – Изглед површине нанокомпозита ZA-27/1%SiC
(увећања 20× и 100×)



Слика 4.10 – Изглед површине нанокомпозита ZA-27/3%SiC
(увећања 20× и 100×)



Слика 4.11 – Изглед површине нанокомпозита ZA-27/5%SiC
(увећања 20× и 100×)

Као што се види са слика 4.5-4.11 на површинама свих испитиваних узорака су присутне микро шупљине (представљене у виду црних тачкица, различитих величина) и блага површинска оштећења (уздужне и попречне линије које пресецају приказане површине).

4.1.1 Мерење макро тврдоће

Одређивање механичких карактеристика добијених композита изведено је путем мерења тврдоће по *Vickers* методи на узорцима димензија 15 × 15 × 8 mm. Ова мерења представљају једноставан, брз и поуздан метод мерења. Утискивач преко кога се остварује сила утискивања је правилна четворострана дијамантска пирамида са углом између наспрамних страница од 136±0.5°. Тако велики угао омогућује да приликом испитивања буде захваћена већа запремина материјала и да се притисак у материјалу, који настаје као последица продирања утискивача у материјал чије се карактеристике одређују, равномерније расподели и притом избегне настанак пукотина или прслина. Мерења су вршена применом уређаја „Karl Frank GMBH“. Вредности тврдоћа дате су у *Vickers*-овим јединицама, при оптерећењу од 5 kg. За сваки узорак вршено је по пет мерења тврдоће. Средње вредности, одређене као аритметичка средина измерених вредности, дате су у табели 4.2.

Табела 4.2 – Тврдоће нанокомпозита (HV_5)

	Назив материјала	**Тврдоћа, HV_5**
1	ZA-27	122
2	ZA-27 + 1 vol% Al_2O_3	114
3	ZA-27 + 3 vol% Al_2O_3	105
4	ZA-27 + 5 vol% Al_2O_3	102
5	ZA-27 + 1 vol% SiC	113
6	ZA-27 + 3 vol% SiC	112
7	ZA-27 + 5 vol% SiC	95,5

Тврдоће нанокомпозита су приближне тврдоћама по стандарду за ZA27 легуру, односно оним вредностима које је Gervais [193] представио у свом раду. Том приликом је представио и велики број других механичких карактеристика, не само ZA-27 легуре, већ и других сродних легура. Табела са вредностима измерених механичких карактеристика ових легура налази се у прилогу (слика П2).

4.2 Добијање нанокомпозита са основом од A356 легуре

Као основа, коришћена је A356 легура хемијског састава приказаног у Табели 4.3 произведена у "Петар Драпшин", Младеновац.

Табела 4.3 – Хемијски састав (масени %) A356 легуре.

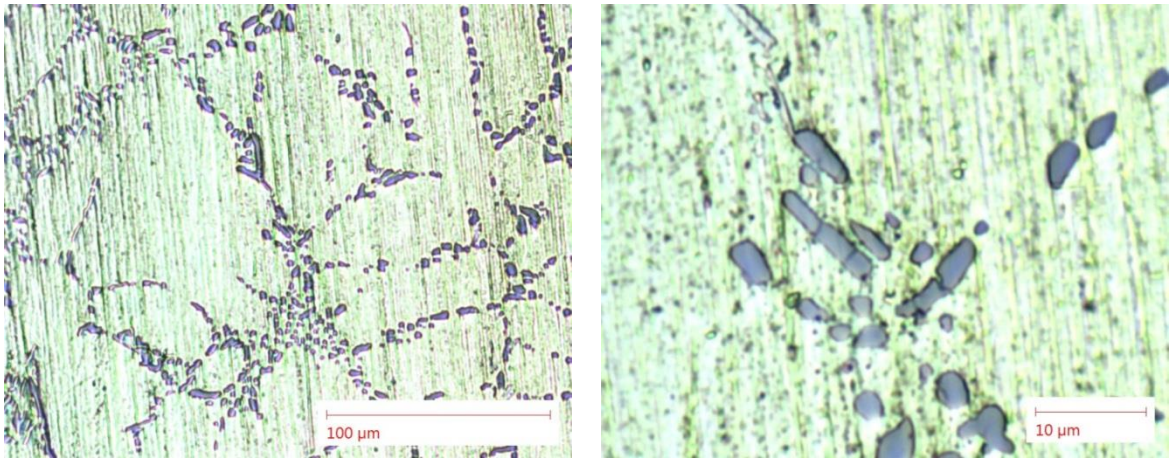
Елемент	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Ni	Ti	Al
Проценат	7,20	0,02	0,25	0,01	0,18	0,01	0,02	0,11	Остатак

Нанокомпозити са основом од A356 легуре уз додатак 1, 3 і 5% масеног удела Al_2O_3, величине 20-30 nm и SiC величине око 50 nm, добијени су компокастинг поступком, који је такође изведен у две фазе. Прву фазу чинила је припрема полуочврслог растопа, инфилтрација честица ојачивача, мешање

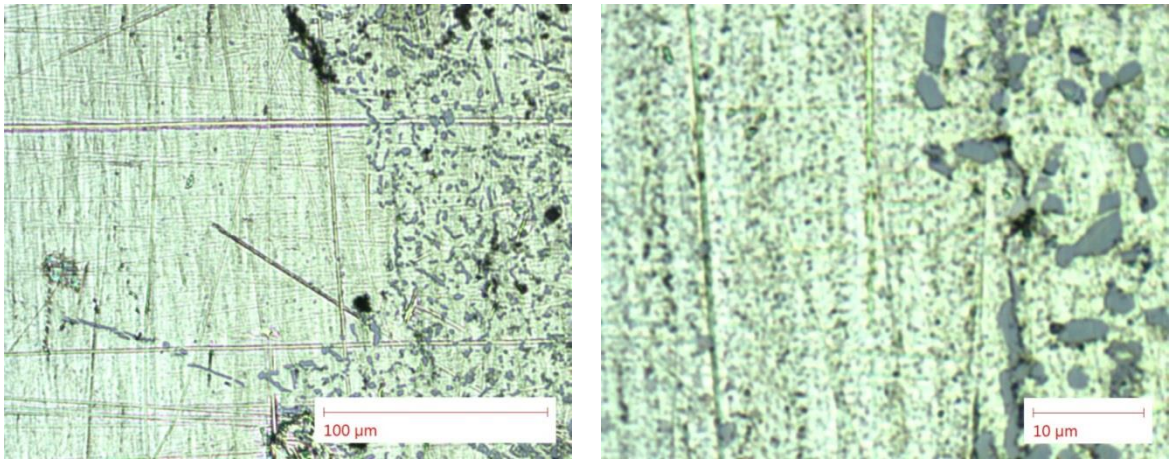
полуочврслих растопа композита са циљем добијања повољног распореда честица и изливање у предгрејану челичну кокилу. Експерименти за потребе прве фазе извршени су применом исте апаратуре као и у случају нанокомпозита са основом од ZA-27 легуре. Примењена је следећа процедура: A356 легура стопљена је у електроотпорној пећи и прегрејана на 650°C (изнад температуре топљења ради чишћења шљаке). Затим је растоп хлађен у пећи (брзина хлађења 5°C/min) до температуре од око 620°C. На овој температури је активиран мешач и почето мешање брзином од 50 o/min. По достизању температуре од 610°C, која је предвиђена да буде радна температура прве фазе тиксоформинг поступка, повећана је брзина мешања на 500 o/min и извршено хомогениозационо мешање полуочврслог растопа A356 легуре у трајању од 5 минута.

Након тога је извршена инфилтрација наночестица, која је (аналогно раније описаном) трајала од 3 до 5 минута у зависности од запреминског удела истих, независно од врсте честица (3 минута 1%, 4 минута 3 % i 5 минута 5 % масеног удела ојачавача). Инфилтрација нанокомпозита са запреминским уделом од 1% масеног удела вршена је на температури од 610°C и при смањеном броју обртаја мешача на 250 o/min. Са повећањем удела честица остављен је исти број обртаја током инфилтрације уз задржавање сталне температуре инфилтрације од 610°C. По завршеној инфилтрацији, извршено је кратко хомогенизационо мешање за сваку фракцију у трајању од 3 минута и при брзини обртања мешача од 500 o/min. После тога је, независно од запреминских удела и врсте наночестица примењено интензивније мешање у трајању од 15 минута при брзини од 1000 o/min, без промене температуре (610°C). Изливање је извршено у челичну кокилу предгрејану на 450°C. Добијани су одливци-нанокомпозити димензија 30 × 20 × 120 mm. Из наведених одливака механички су израђени мањи узорци димензија 30 × 20 × 8 mm, који су након тога подвргнути топлом пресовању. Пресовање је извршено применом посебно израђеног алата од специјалног ватроотпорног челика на температури од 470°C. Примењен притисак пресовања био је 250 MPa. Добијени су узорци димензија 30 × 17 × 8 mm.

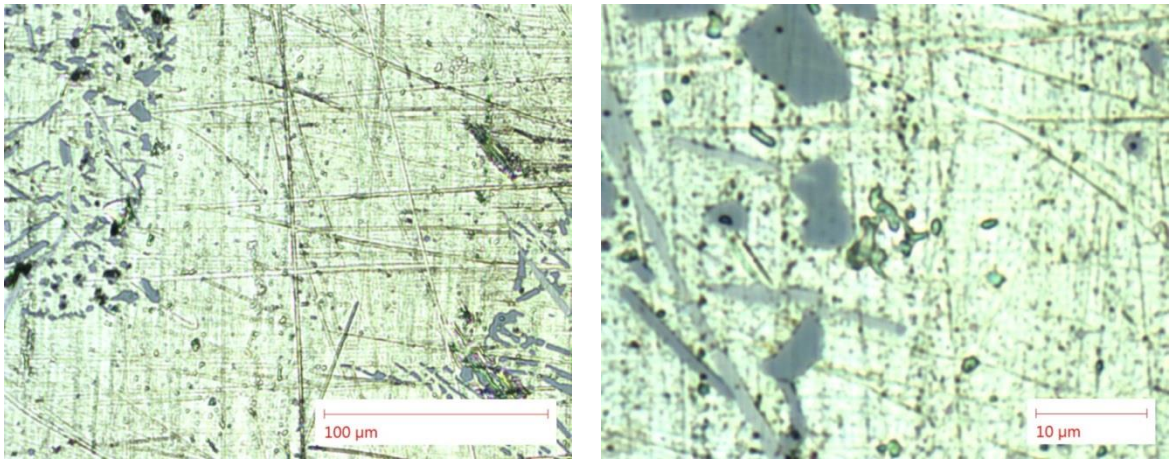
Поступак припреме узорака за триболошка испитивања је идентичан поступцима који су примењени приликом припреме узорака са ZA-27 основом. На сликама 4.12-4.18 су приказане површине добијених материјала са увећањем од 20× и 100×.



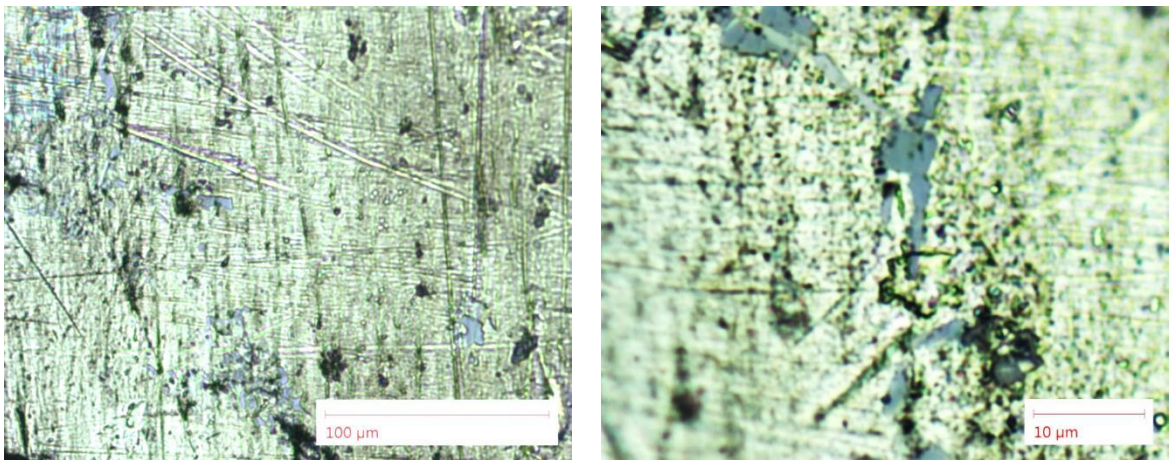
Слика 4.12 – Изглед површине А356 основе
(увећања 20× и 100×)



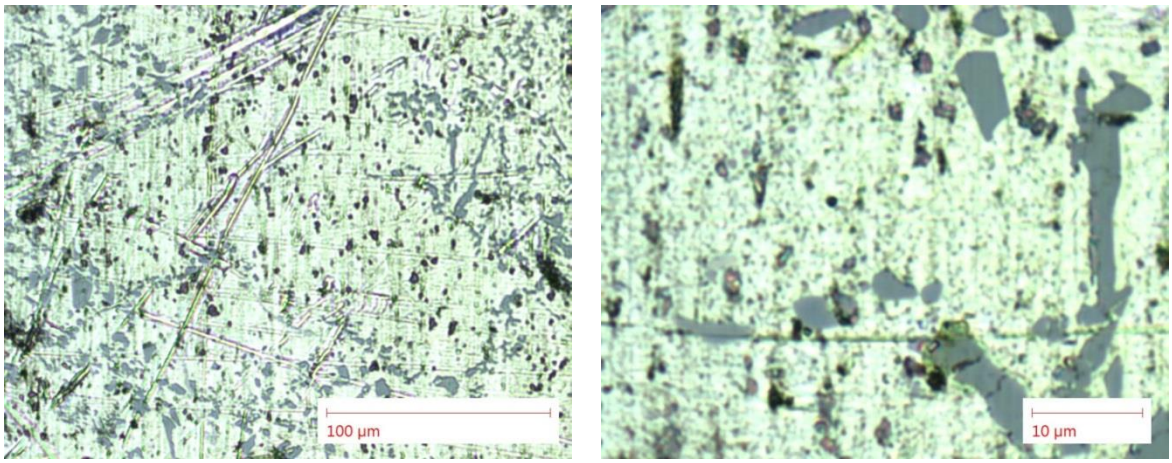
Слика 4.13 – Изглед површине нанокомпозита А356/1%Al_2O_3
(увећања 20× и 100×)



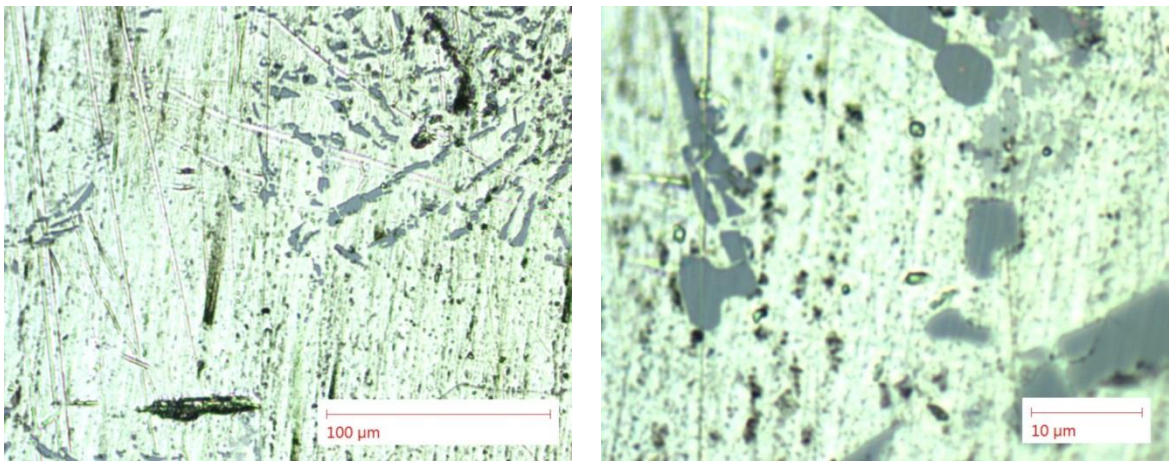
Слика 4.14 – Изглед површине нанокомпозита А356/3% Al_2O_3
(увећања 20× и 100×)



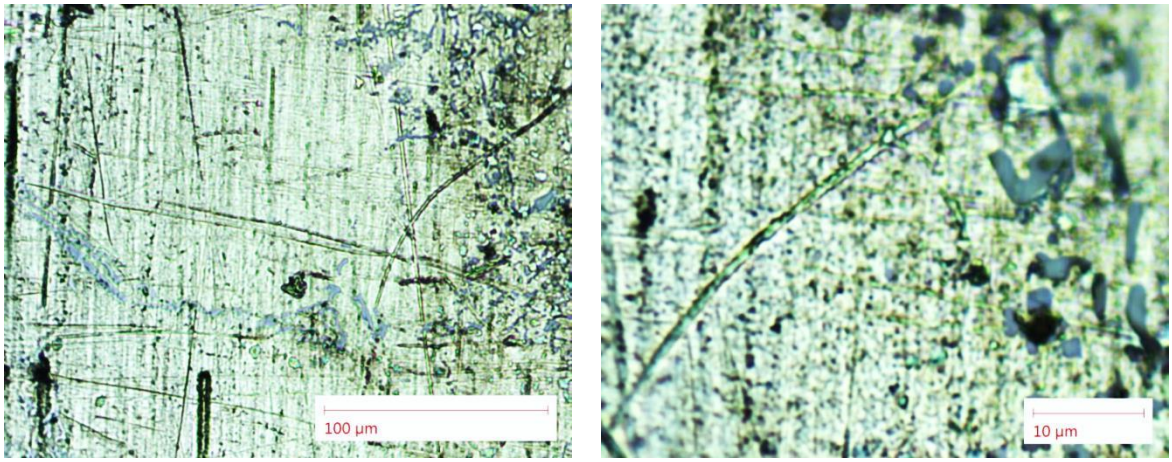
Слика 4.15 – Изглед површине нанокомпозита A356/5% Al_2O_3
(увећања 20× и 100×)



Слика 4.16 – Изглед површине нанокомпозита A356/1%SiC
(увећања 20× и 100×)



Слика 4.17 – Изглед површине нанокомпозита A356/3%SiC
(увећања 20× и 100×)



Слика 4.18 – Изглед површине нанокомпозита A356/5%SiC
(увећања 20× и 100×)

Као што се може уочити на свим сликама материјала са A356 основом, евидентно је присуство еутектичког силицијума (сива поља), што је и логично јер је A356 легура по саставу блиска еутектичкој Al-Si легури. Током процеса мешања, очигледно је и силицијум био захваћен па је добијен облик какав се види на приказаним микроструктурама. Такође, јасно је видљиво да је распоред еутектичког силицијума знатно повољнији и униформнији код базне A356 легуре, што наводи на закључак да је приликом добијања нанокомпозита дошло до прерасподеле еутектичког силицијума, односно његовог груписања.

4.2.1 Мерење макро тврдоће

У циљу одређивања механичких карактеристика добијених материјала извршена су мерења тврдоће на узорцима димензија 15 × 15 × 6 mm. Као и у случају композита са ZA-27 основом изведена су мерења одређивања тврдоће, јер представљају једноставан, брз и поуздан начин одређивања механичких карактеристика материјала. Мерења су вршена применом уређаја „Karl Frank GMBH“. Вредности тврдоћа дате су у „Vickers“-овим јединицама, при оптерећењу од 5 kg. За сваки узорак вршено је по пет мерења тврдоћа. Средње вредности, одређене као аритметичка средина измерених вредности, дате су у табели 4.4.

Табела 4.4 – Тврдоће нанокомпозита (HV_5)

	Назив нанокомпозита	**Тврдоћа, HV_5**
1	A356	81
2	A356 + 1 vol% Al_2O_3	58
3	A356 + 3 vol% Al_2O_3	55
4	A356 + 5 vol% Al_2O_3	50
5	A356 + 1 vol% SiC	58
6	A356 + 3 vol% SiC	55
7	A356 + 5 vol% SiC	53

Треба напоменути да нанокомпозити нису термички обрађивани и тврдоће су нешто мало ниже од тврдоћа комерцијалне термички обрађене A356 легуре.

Током компокастинг поступка, поред инфилтрације честица ојачавача, истовремено се дешава трансформација дендритне у не-дендритну структуру. Тиксоформирањем се могу добити структуре са веома уситњеним, глобуларним (не-дендритним примарним честицама) применом великих брзина мешања и у условима великих брзина хлађења. Међутим, пошто то није могуће применити код добијања композита (последице би биле нагомилавање праха на ободу лонца услед великих центрифугалних сила и немогућност добијања доброг распореда честица), примењене су умерене брзине мешања (брзина мешача 400-500 o/min) у условима спорог хлађења (око 5°C/min).

Последица горе описаног су структуре са великим глобуларним примарним честицама α фазе у оба случаја-код ZA-27 и A356 легуре, чему у прилог иду прикази микроструктура ових легура приказане у радовима *Bobić*-а, за ZA-27 [194] и за A356 [195]. У овим радовима могу се видети прикази површина композита, који у потпуности одговарају приказаним сликама 4.5-4.18.

Огрубљене, недендритне структуре имају нижу или приближно једнаку тврдоћу у односу на ливену, међутим, нису стандардизоване. Из тог разлога, када се измере тврдоће композита види се практичан допринос повећању тврдоће од стране ојачивача у односу на тиксоформиране – недендритне структуре основне легуре, а не у односу на ливене – стандардизоване.

5

ИСПИТНА И МЕРНА ОПРЕМА

У оквиру овог поглавља биће приказана коришћена опрема за карактеризацију испитиваних материјала. Триболошким испитивањима претходила је анализа контактних површина на оптичком микроскопу, док су се на профилометру одређивали параметри храпавости, конструисале криве ношења и профили храпавости. Након тога се приступило мерењу механичких карактеристика контактних слојева путем утискивања утискивача у површину чије се карактеристике испитују. Резултат ових испитивања су вредности тврдоће и модула еластичности, као и крива зависности силе утискивања од дубине утискивања. Триболошка испитивања су изведена на трибометру уз варијацију контактних параметара. Настали трагови хабања, као последица директног контакта контактних елемената, измерени су на мерном микроскопу велике прецизности. Даља анализа трагова хабања захтевала је коришћење раније поменутих оптичких микроскопа, док је за прецизно одређивање механизама хабања неопходна анализа на скенирајућем оптичком микроскопу.

Испитивањима је претходила припрема узорака која обухвата сечење добијених одливака на одговарајуће димензије, а затим су следили поступци брушења и полирања у циљу добијања површина одговарајућег квалитета. Димензије узорака су дефинисане у складу са одговарајућим стандардом за триболошка испитивања.

5.1 Профилометар

Микрогеометрија контактних површина представља значајану карактеристику структуре испитиваног трибомеханичког система, која има динамички карактер.

Овај значај проистиче из чињенице да почетно стање микрогеометрије утиче на интензитет почетних триболошких процеса. Наиме, зависност процеса хабања од времена остваривања контакта карактерише постојање иницијалног периода интензивног хабања у току којег се завршава процес уходавања површина. У том процесу разарају се почетне микронеравнине, образују се нове и на тај начин се ствара микрогеометрија измењене структуре.

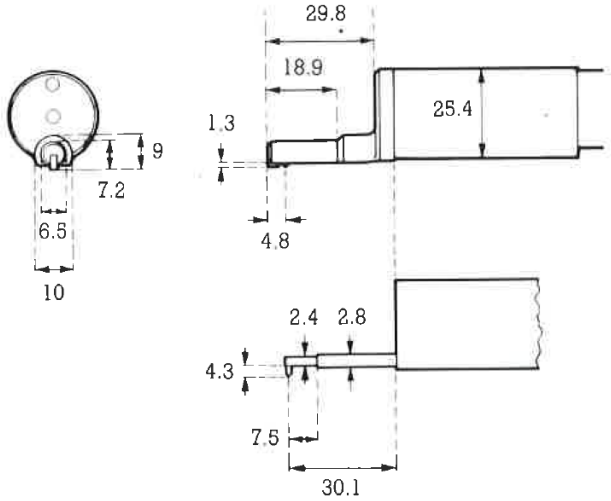
У оквиру мерног система коришћен је и компјутеризован мерни уређај Талусурф 6 (Слика 5.1), који омогућава комплексно дефинисање стања контактних површина.

Слика 5.1 – Профилометар „Talysurf 6“

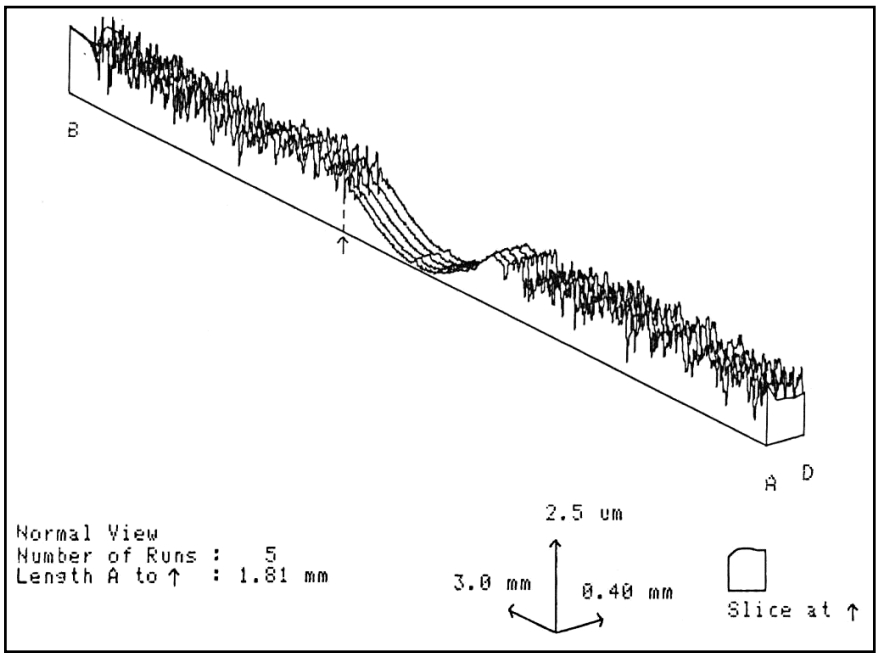
Резултате мерења уређај представља употребом одговарајућих статистичких метода или визуелно у виду кривих и профила површине. Мерења параметара контактних површина су контактног типа, односно изводе се кретањем врха мерне игле по површини чије се карактеристике одређују. Током мерења врх је у сталном контакту са површином, што омогућава мала вредност силе којом мерна игла делује на испитивану површину. Вредност те силе износи 0.5 N. Мерна игла има могућност хоризонталног кретања до 120 mm, док је радијус врха мерне игле 2 μm [196]. Изглед и димензије стандардне мерне игле дати су на слици 5.2. Овај уређај одликује широк спектар могућности, као што су:

- мерење основних и допунских параметара храпавости и валовитости
- статистичка обрада резултата мерења параметара храпавости,
- приказивање резултата на екрану, њихово меморисање и штампање,
- просторно скенирање површине.

Добијени резултати се преко програма „Serial Port Terminal” преузимају, а након тога обрађују уз помоћ софтвера за статистичку обраду података [197]. На основу добијених вредности, које се односе на растојање највише тачке профила од средње линије профила R_p и растојање најниже тачке профила од средње линије профила R_v, конструише се профил храпавости.



Слика 5.2 – Изглед и димензије стандардне мерне игле (у милиметрима) [196].



а)

б)

Слика 5.3 – Профилометрисање похабаног дела површине блока,
а) приказ штампаног извештаја 3D мерења уређаја,
б) профил храпавости трага хабања.

Коришћењем овог мерног система добијена је информација о почетној микрогеометрији контактних површина испитиваних материјала. Микрогеометрија контактних површина испитиваних нанокомпозитних материјала представљена је преко основних параметара храпавости:

R_{max} – максимална висина профила на дужини оцењивања,

R_z – средња висина профила на дужини оцењивања,

R_a – средње аритметичко одступање профила храпавости од средње линије профила на дужини оцењивања.

Поред основних параметара могуће је добити и велики број других параметара, тзв. допунских параметара храпавости, међу којима се издваја крива ношења профила. На основу криве ношења профила може се добити потпунија слика о распореду материјала у површинском слоју. Упоредо са кривом ношења уређај даје и расподелу амплитуда, која представља број тачака чија се одступања налазе у зони између две линије паралелне средњој линији профила у функцији средњег растојања ових двеју паралелних линија од средње линије.

Уређај има могућност конструисања „3D“ приказа испитиваних површина, на основу већег броја паралелних пролаза/мерења по испитиваној површини. Овим уређајем могуће је одредити профил храпавости трага хабања, путем претходно поменуте „3D“ методе или путем извоза измерених вредности и конструкције профила у неком од софтвера за статистичку обраду података (Слика 5.3).

5.2 Оптички микроскоп

За анализу површина припремљених узорака, као и за анализу добијених трагова хабања коришћени су оптички микроскопи (Слика 5.4). Микроскопи произвођача „MEIJI Techno” су компјутерски подржани микроскопи и сваки од њих је опремљен сопственим илуминатором и камером високе резолуције. На основу величине узорака микроскопи су подељени на алатни MC-40 и металуршки MT8500, при чему алатни микроскоп има могућност подешавања висине оптичког дела микроскопа, а самим тим и могућност анализе узорака већих димензија. Металуршки микроскоп, за разлику од алатног има могућност осветљења узорака са доње стране. Микроскопи су опремљени објективима различитих увећања 5×, 10×, 20×, 50× и 100×. Такође, оба микроскопа поседују филтере, који се могу применити за бољи приказ испитиваних површина.

Пратећи софтвер нуди велики број могућности за обраду и анализу направљених снимака. Претходном калибрацијом микроскопа одговарајућем објективу пружа се могућност мерења разних металуршких феномена. Мерења могу бити у погледу линијских и површинских димензија, при чему је могуће извршити мерења површина неправилних облика.

Слика 5.4 – „MEIJI Techno“ оптички микроскопи: алатни (лево) и металуршки (десно).

Приказане микроскопе одликује лакоћа руковања, као и могућност испитивања узорака који захтевају осветљавање са доње стране. Такође, оба микроскопа су опремљена са покретним радним столовима, који омогућавају померање узорака у правцу X и Y осе.

5.3 Наноутискивач

У домаћој литератури мерење тврдоће се често поистовећује са поступком утискивања, односно продирањем тврђег тела утискивача у површину мекшег тела чије се карактеристике испитују. Поступком утискивања се може добити велики број информација о механичким карактеристикама материјала, почев од *Jang*-овог модула еластичности, индукованим напонима, деформационом ојачању, заосталим термичким напонима и поврх свега вредности тврдоће, како хомогених, тако и хетерогених материјала [198-201].

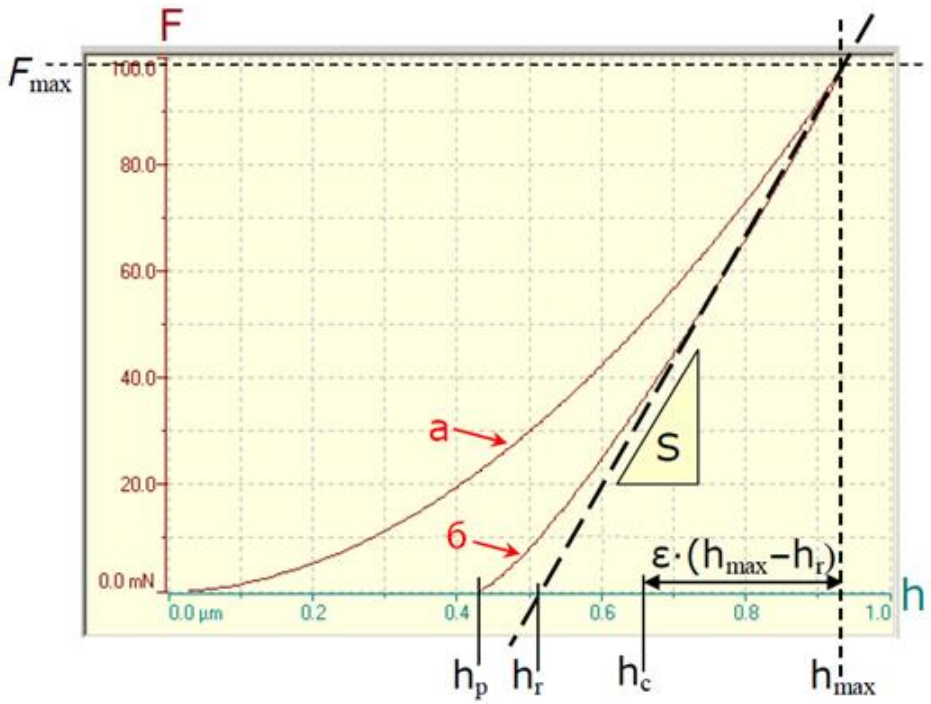
Поступак утискивања је уобичајен поступак за одређивање механичких карактеристика материјала, из разлога што је поступак једноставан и брз за извођење. Током последњих деценија испитивања су “спуштена” на ниво нанометарске скале. То је омогућено развојем уређаја за континуално мерење силе утискивања и кретања утискивача током процеса мерења тврдоће. Поступак нано утискивања даје значајне резултате при испитивању малих запремина материјала, најчешће површинских слојева. Ови резултати су веома значајан податак за касније одређивање триболошких карактеристика контактних слојева материјала. Овим мерењима се добијају и дијаграми зависности силе утискивања од дубине утискивања. Са ових дијаграма се могу добити вредности механичких карактеристика, као што су тврдоћа и модул еластичности [202, 203]. Такође, поступак нано утискивања се користи за

одређивање отпорности на лом танких превлака [204, 205], код којих се стандардна мерења не могу применити. Уређаји за мерење тврдоће на нано нивоу, веома често, садрже и модул за „scratch“ тест. Због присуства сензора за мерење тангенцијалне силе могу се изводити мерења отпорности на хабање површинских слојева и то са континуалним и промењивим (растућим или опадајућим) вредностима оптерећења. У циљу анализе отисака утискивања користи се AFM (Atomic Force Microscope – Микроскоп атомских сила), путем кога се могу добити веома важне информације о деформацијама или ломовима (најчешће у случају мерења тврдоће танких превлака) насталих услед продирања утискивача у површину чије се карактеристике одређују. Такође, AFM се може користити за одређивање тачних димензија отиска, који у материјалу настаје као резултат поступка утискивања.

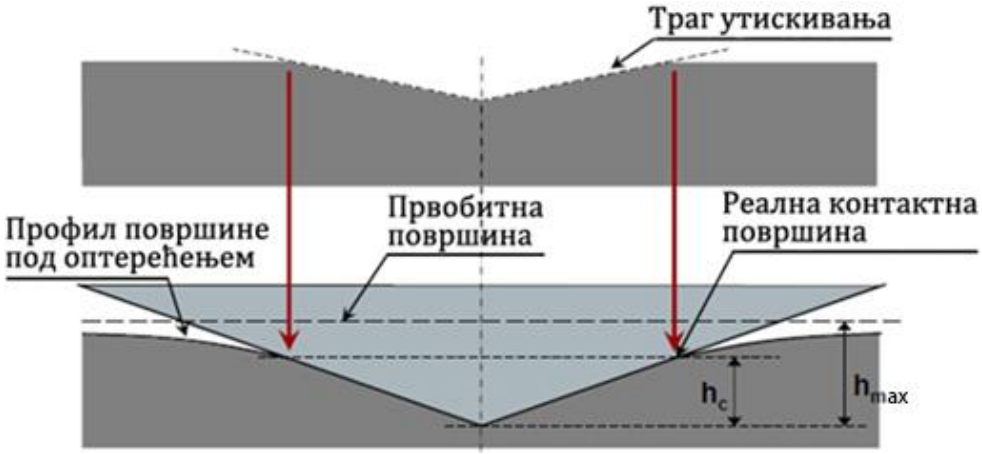
Дијамант је најчешће коришћени материјал од кога се израђују утискивачи из разлога што велика тврдоћа и модул еластичности минимализују утицај утискивача на измерене вредности продирања [202]. За мерење тврдоће и модула еластичности на нано скали, издваја се *Berkovich*-ева тространа пирамида у односу на четворостране *Vickers*-ову и *Knoop*-ову, из разлога што се код тространих пирамида знатно лакше постиже оштар врх. Други тространи пирамидални утискивач је утискивач у облику ивице коцке, који може приликом утискивања захватити преко три пута већу запремину материјала у односу на *Berkovich*-еву пирамиду и самим тим изазвати знатно веће напоне и деформације у околини отиска, а истовремено смањујући праг настанка пукотина или лома код танких превлака [206].

5.3.1 Теоријска основа поступка нано утискивања

Када сила преко утискивача делује на површину чије се карактеристике одређују, јављају се еластичне и пластичне деформације, чији је крајњи резултат настанак отиска у материјалу, који одговара геометрији утискивача. Током растерећења утискивача, а затим и његовог повлачења нестају еластичне деформације. Слика 5.5 представља типичну криву зависности силе утискивања од дубине утискивања и карактеристичан приказ еластичних и пластичних деформација током и након самог процеса. На слици 5.6, h_{max} представља дубину утискивања при максималној вредности силе утискивања P_{max}. Вредност h_c је контактна дубина и дефинише се као дубина утискивања под дејством силе утискивања, при чему је P_{max} максимална вредност силе утискивања, а h_p је дубина отиска након растерећења. Крива утискивања је подељена на фазу оптерећења (крива а) и фазу растерећења (крива б), док је испрекиданом линијом дата тангента на почетни период фазе растерећења, на основу које се одређује вредност контактне крутости, по обрасцу 5.5.



Слика 5.5 – Карактеристичан изглед криве са утискивања (крива сила утискивања/дубина утискивања) са одговарајућим вредностима: F – сила утискивања; F_{max} – максимална сила утискивања; h_p – трајна дубина отиска; h_r – тангентна дубина отиска; h_c – контактна дубина (одговара стварној вредности контакта материјала и утискивача) при максималној вредности силе F_{max}; hmax – максимална дубина утискивања; S – контактна крутост, израчуната на основу нагиба тангенте на почетни део фазе растерећења; ε – геометријска константа.



Слика 5.6 – Изглед отиска након и током деловања оптерећења

Код већине материјала пројектована површина контакта (означена дубином h_c) одговара крајњој површини отиска.

Мерење нано тврдоће се дефинише као количник силе утискивања и површине насталог отиска (контакта материјала са утискивачем). Ова вредност, практично, представља средњу вредност притиска који материјал може да поднесе под дејством неког оптерећења и представља се изразом:

$$H = \frac{P_{max}}{A} \tag{5.1}$$

где је A површина насталог отиска у материјалу, а P_{max} максимална вредност оптерећења које делује на утискивач приликом испитивања. За мерење

површине отиска на основу криве утискивања (силе утискивања – дубина продирања утискивача) потребна је контактна дубина h_c.

Инструментални модул еластичности или редуковани модул еластичности може се изразити из почетне вредности контактне крутости фазе растерећења, *S=dP/dh*, тј. на основу почетног дела криве растерећења. На основу *Sneddon*-ове једначине, контактна крутост се може изразити преко контактне површине, и модула еластичности:

$$S = 2\beta\sqrt{\frac{A}{\pi}E_r} \tag{5.2}$$

где је β константа која зависи од геометрије утискивача (β=1.034 за *Berkovich*-еву пирамиду) [203]. *Er* редуковани модул еластичности, који узима у обзир чињеницу да се еластичне деформације јављају код оба тела у контакту, односно и у материјалу и код утискивача и он се изражава:

$$E_r = \frac{1-\nu^2}{E} + \frac{1-\nu_i^2}{E_i} \tag{5.3}$$

где су E и ν модул еластичности и Поасонов коефицијент за материјал чије се карактеристике испитују, а E_i и ν_i одговарајуће вредности за утискивач. За дијамант је E_i=1141 GPa и ν_i=0.07 [203]. За израчунавање модула еластичности из једначина (5.2) и (5.3), потребно је одредити контактну крутост на основу криве утискивања.

Oliver и *Pharr* су дошли до закључка да крива растерећења, обично, није линеарна, као што се до тада претпостављало. Таква крива је дата изразом:

$$P = B(h - h_f)^m \tag{5.4}$$

где су B и m емпиријски одређени параметри. Крутост при растерећењу, *S*,се одређује диференцирањем једначине (5.4) у тренутку максималне дубине продирања утискивача $h=h_{max}$, након тога израз за контактну крутост изгледа овако:

$$S = \left(\frac{dP}{dh}\right)_{h=h_{max}} = Bm\left(h_{max} - h_f\right)^{m-1}. \tag{5.5}$$

За утискивач познате геометрије, површина отиска је у функцији дубине продирања утискивача. Површина настала при утискивању савршене *Berkovich*-еве пирамиде дата је следећим изразом:

$$A_c = 24.56h_c^2 \tag{5.6}$$

У стварности утискивачи, који се користе за нано утискивање, немају идеално оштре ивице. Стога, је потребно допунити претходну једначину. На основу великог броја утискивања на кварцу, дошло се до зависности површине отиска од дубине продирања утискивача, тако да много више одговара кривој утискивања:

$$A_c = 24.56h_c^2 + C_1h_c^1 + C_2h_c^{1/2} + C_3h_c^{1/4} + \cdots + C_8h_c^{1/128} \tag{5.7}$$

где су C_1 до C_8 константе. Образац 5.6 се односи на савршену *Berkovich*-еву пирамиду, док се образац 5.7 односи на случај када геометрија утискивача одступа од савршеног (теоријског) услед затупљења врха.

Контактна дубина се може одредити применом обрасца:

$$h_c = h_{max} - \varepsilon \frac{P_{max}}{S} \tag{5.8}$$

где је ε константа која зависи од геометрије утискивача и за *Berkovich*-еву пирамиду износи 0.75.

Раније, у овом поглављу било је речи о разликама између *Vickers*-ове и *Berkovich*-еве пирамиде, међутим уколико се тврдоћа рачуна на основу пројектоване површине, као што је случај код уређаја који је коришћен за испитивања у оквиру ове докторске дисертације, разлике у тим вредностима готово да нема, што је и објашњено у тексту који следи. Вредност тврдоће која се израчунава на основу пројектоване површине отиска се назива инструментална тврдоћа H_{IT}. Разлике између инструменталне и тврдоће добијене *Vickers*-овом методом, пре свега, се односе на облик утискивача и јединицу у којој се измерене вредности изражавају. Тврдоћа по *Vickers*-овој методи се израчунава на основу површине отиска, према обрасцу:

$$HV = \frac{F}{A_c} \tag{5.9}$$

где је F сила утискивања, а A_c површина отиска након утискивања.

Инструментална тврдоћа за утискивач има *Berkovich*-еву пирамиду и израчунава се на основу пројектоване површине отиска и израчунава се изразом:

$$HV = \frac{F}{A_p} \tag{5.10}$$

где је A_p пројектована површина отиска утискивања. Ако пројектовану површину отиска утискивања из претходног образца (5.9) изразимо преко површине отиска, а силу у килопондима, добијамо следећи образац:

$$H_{IT} = \frac{F[N]}{A_p} = \frac{9.81 \times F[kp]}{A_c \sin\propto} = \frac{9.81}{\sin\propto} HV \tag{5.11}$$

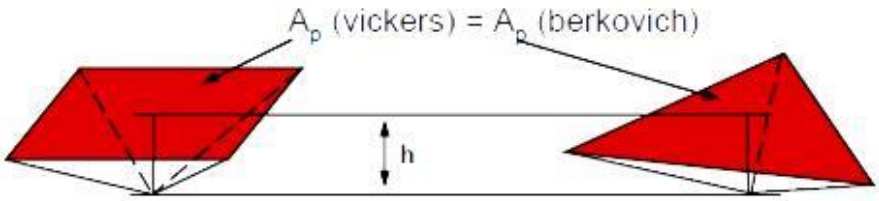
где је α угао између странице отиска утискивања и равни на коју се површина отиска пројектује. На основу приказаног обрасца могу се извести следећи изрази који квантификују однос између инструменталне тврдоће и тврдоће измерене по *Vickers*-овој методи, а одговарају различитим типовима утискивача:

за *Vickers*-ову пирамиду: $HV \approx H_{IT}/10.58$ (5.12)

за *Berkovich*-еву пирамиду: $HV \approx H_{IT}/10.80$ (5.13)

Пројектоване површине отисака утискивања за исту дубину утискивања, било да се ради о *Vickers*-овој или *Berkovich*-евој пирамиди, су једнаке

(слика 5.7). Такође разлика између ова два типа утискивача, односно две методе мерења тврдоће огледа се и у њиховој намени/примени. Тако се може рећи да је *Vickers*-ова метода погодна код примене великих сила утискивања, док је метода заснована на примени *Berkovich*-еве пирамиде погоднија за мала оптерећења.



Слика 5.7. Пројектоване површине отисака утискивања код „Vickers"-ове и „Berkovich"-еве пирамиде за исте дубине утискивања.

Одређивање механичких карактеристика површинских слојева нанокомпозита извршено је на уређају „Nanoindenter & Micro Scratch Tester", произвођача CSM (Слика 5.8). Мерење ових карактеристика остварује се путем утискивања утискивача у површину чије се карактеристике мере, при чему су дубине утискивања ограничене на микро/нано скалу. Уређај је у потпуности компјутерски подржан и опремљен оптичким микроскопима са увећањима од 5×, 20×, 40× и 100×. Код тако прецизних мерења потребно је изоловати мерни систем од вибрација из околине, што је постигнуто монтажом уређаја на антивибрациони сто, који истовремено служи и за нивелацију уређаја. Било какве промене у положају антивибрационог стола праћене су укључивањем компресора за ваздух, који преко ваздушних јастука враћа сто у почетни положај.

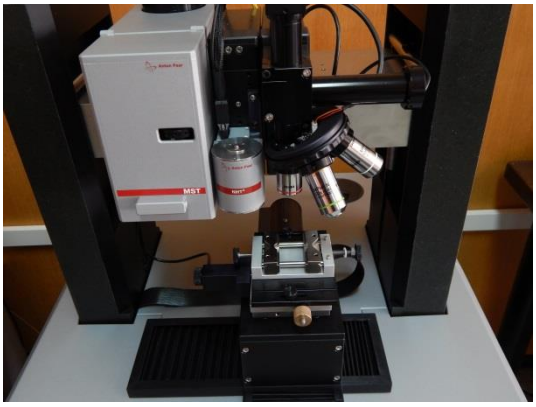
Основне мерне карактеристике уређаја су:

- Максимална сила утискивања: 500 mN;
- Резолуција силе: 0.04 μN;
- Максимална вредност померања утискивача: 40 μm (опционо 200 μm);
- Резолуција сензора дубине: 0.04 nm;
- Кретање радног стола: XY, 150 x 80 mm.

Прецизност рада овог уређаја се огледа у веома прецизном праћењу кретања утискивача. Као што се види са слике 5.8 око утискивача се налази референтни прстен, који први остварује контакт са површином чије се карактеристике испитују, након тога започиње кретање утискивача. У зависности од намене и врсте мерења утискивачи могу бити различити. У конкретном случају утискивач је *Berkovich*-ова правилна тространа дијамантска пирамида.

Уређај нуди могућност мерења великог броја параметара и карактеристика површинских слојева материјала. На уређају је могуће одређивање вредности тврдоће и модула еластичности, како за дубине утискивања мање од 15 nm, посебно погодно за испитивање танких превлака, тако и за веће вредности дубина утискивања. Мерење ових величина прати

конструисање дијаграма зависности тврдоће или модула еластичности од дубине утискивања. Поред ових стандардних мерења могућа су мерења отпорности на лом и испитивања течења материјала и заморна испитивања.



Слика 5.8 – Наноиндентер, изглед уређаја и принцип рада

Табела 5.1. Типови и просторни распореди мерења „Наноиндентером“

Тип мерења		**Просторни распоред мерења**	
Стандардно		Јединично	
Циклично мерење		Линијски распоред	
Континулно вишециклично мерење		Матрични распоред	

Мерења се могу конципирати на више начина тако да у потпуности одговарају потребама корисника. Приступачност уређаја се огледа у виду дефинисања протокола испитивања на основу неколико дефинисаних типова

испитивања, која се односе на просторни распоред извођења мерења и начин оптерећења утискивача. Сликовит приказ ових типова дат је у табели 5.1.

5.4 Микроскоп атомских сила

Микроскопом атомских сила (Atomic Force Microscop - AFM) је могуће вршити истраживања која имају научни и инжењерски значај у размерама које су на атомском нивоу. AFM користи технику скенирања како би се добиле „3D“ слике површине узорка веома високе резолуције.

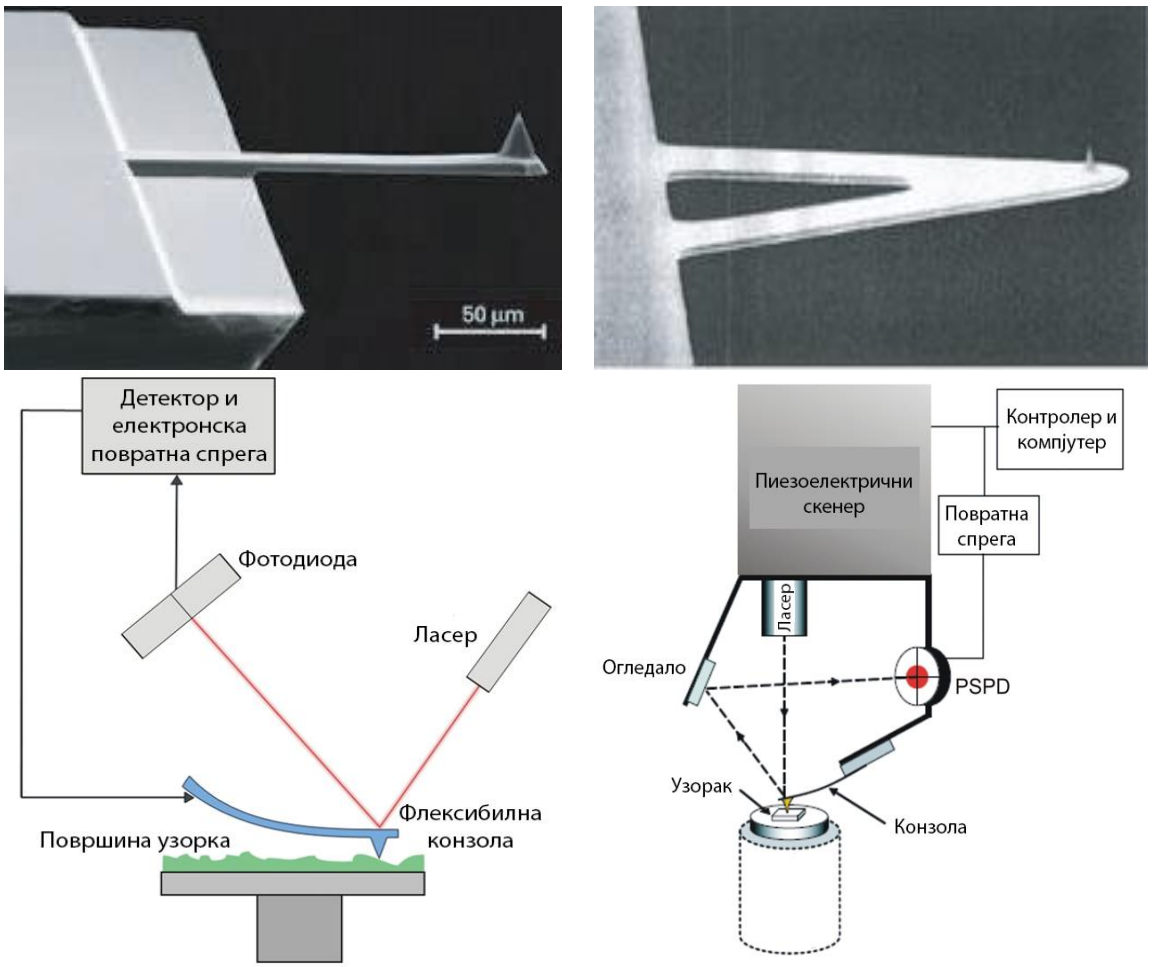
AFM, се у суштини, састоји од три система који раде као једна целина којом се управља помоћу рачунара користећи принцип повратне спреге:

- систем за детектовање силе,
- систем за детектовање извијања конзоле и
- систем за позиционирање.

Коришћењем AFM-а мери се површинска храпавост, сила трења, а могу се вршити испитивања трагова хабања насталих током “Scratch” теста или контакта два тела на трибометру, адхезије, трагова обраде на машинама алаткама, механичких карактеристика, као и граничног подмазивања између два чврста тела.

Систем за детектовање силе је део AFM-а који има директну интеракцију са површином скенираног узорка, састоји се од флексибилне конзоле која на свом слободном крају има сензор. Сензор је најчешће конусног или пирамидног облика, а може бити и сферног облика. Силе које делују између сензора и површине узорка изазивају померање конзоле. У зависности од силе конзола се увија и/или савија приликом скенирања узорка. Конзоле су комерцијално доступне и могу се пронаћи у широком опсегу димензија и крутости. Радијус сензора је реда величине неколико нанометара, а његова дужина је реда величине неколико микрометара. Дужина конзоле је најчешће реда величине 100 μm, дебљина варира од 0,5 до 5 μm и ширина је реда величине 10 μm.

Принцип рада система за детектовање извијања конзоле је следећи. Ласерски сноп се одбија са задње стране конзоле и преко огледала долази до „PSPD“-а (Position Sensing Photo Detector). Померање врха сензора на конзоли изазива промене излазног напона у „PSPD“-у. Промена излазног напона „PSPD“-а, преко повратне спреге, узрокује померање целог система за детектовање извијања конзоле који чине ласер, огледало и „PSPD“. Код другачијих концепција AFM-а, не помера се цео систем за детектовање извијања конзоле (ласер, огледало, „PSPD“) већ само тестирани узорак. Овакво конструктивно решење има ограничење и оно се односи на то да је могуће вршити скенирање само малих узорака. На слици 5.9 дат је приказ конструктивних решења флексибилних конзола, као и графички приказ начина рада микроскопа атомских сила.



Слика 5.9 – Приказ флексибилне конзоле са контактним врхом и принцип мерења AFM-а.

Позиционирање и фино подешавање релативног положаја сензора на слободном крају конзоле се врши помоћу пиезоелектричног скенера док се груба подешавања положаја врше помоћу корачних мотора када је то могуће. Пиезоелектрични материјали имају способност да мењају своје димензије у зависности од напона. Са друге стране деформација пиезоелектричног материјала доводи до промене електричног потенцијала. Релативним положајем сензора на слободном крају конзоле у односу на узорак се управља променом напона на крајевима пиезоелектричног сензора, што проузрокује промену димензија пиезоелектричног материјала (ширење, скупљање или савијање). Пиезоелектрични скенери се конструишу тако да се могу померати у три димензије ширећи се у неким правцима и скупљајући се у другим.

AFM омогућава директан 3D приказ трагова хабања – слике могу бити приказане дводимензионално или тродимензионално. Мерење димензија трага хабања се лако може добити из линијског профила са AFM слике.

AFM може радити у различитим режимима у зависности од типа мерења или у зависности од површине узорка који се анализира. На пример, уколико се мерење изводи на осетљивим површинама нормална оптерећења морају бити веома мала или чак да нема контакта између површине сонде AFM-а и узорка. Код тврдих површина се могу применити већа нормална оптерећења јер не долази до оштећења површине узорка.

Најважнији режими су:

- Режим мерења нормалних сила,
- Режим мерења тангенцијалних сила,
- Модуларни режим.

Слика 5.10 – AFM уређај у Центру за трибологију, Факултета инжењерских наука у Крагујевцу

У Оквиру ове докторске дисертације AFM, уређај P47H-PRO произвођача „NT-MDT“ (слика 5.10), је употребљен за карактеризацију отисака утискивања насталих приликом мерења механичких карактеристика контактних површина на наноиндентеру. У зависности од врсте материјала и циља испитивања, врши се одабир типа мерења, контактно или безконтактно. Сваки од ова два мода пружа велики број могућности, али је пре самог испитивања потребно одабрати одговарајућу конзолу. Радијус врха, који је у директном контакту са испитиваном површином износи 10 nm.

5.5 Трибометар

Испитивање триболошких карактеристика су моделског типа и обављена су на унапређеном и комјутерски подржаном трибометру TP–95 са „block–on–disk“ контактном геометријом у Центру за трибологију, Факултета инжењерских наука у Крагујевцу (Слика 5.11).

Трибометар TP-95 (Слика 5.11) омогућава варирање услова контакта са аспекта облика, димензија и материјала контактних елемената, нормалног контактног оптерећења и брзине клизања. Испитивања се могу вршити у условима са подмазивањем и без подмазивања.

Слика 5.11 – Трибомеханички систем са улазним и излазним параметрима [35].

Основну конфигурацију трибометра чине: погонски систем, систем за оптерећење, систем за вођење (Слика 5.12), систем за подмазивање, систем за самоподешавање блока и мерни систем.

Погонски систем чини електромотор са ременицама, каишем и варијатором који омогућују варирање бројева обртаја од 100 до 1200 o/min. На главном вратилу налази се ротациони диск. Систем за оптерећење помоћу тегова или навојним паром омогућује оптерећење контактних парова од 0 до 500 N. Систем за вођење је реализован помоћу линеарних ваљкастих лежајева, код кога је преднапрезањем елиминисан зазор. Систем за подмазивање чине различите посуде за мазиво или систем за довод уља за подмазивање у зону контакта.

Систем за самоподешавање блока и диска има задатак да у сваком тренутку обезбеди преношење нормалног оптерећења у правцу осе диска и контакт целом дужином блока на диску. Овај систем је реализован конструкцијом специјалног ротирајућег носача блока (Слика 5.13).

За експериментална испитивања формиран је и одговарајући мерни систем, који се састоји од:

- динамометара (са мерним тракама повезане у пун *Wheatstoneov*-ов мост),
- мерног појачавача,
- Аналогно/дигиталне картице и
- „PC“ рачунара.

Овај мерни систем омогућава мерење нормалне силе и силе трења. Елиминисање утицаја тежине покретних елемената врши се посебним системом опруга. Мерни сигнали са давача сила се појачавају и уводе у рачунар помоћу двоканалног мерног моста - појачавача и А/Д картице.

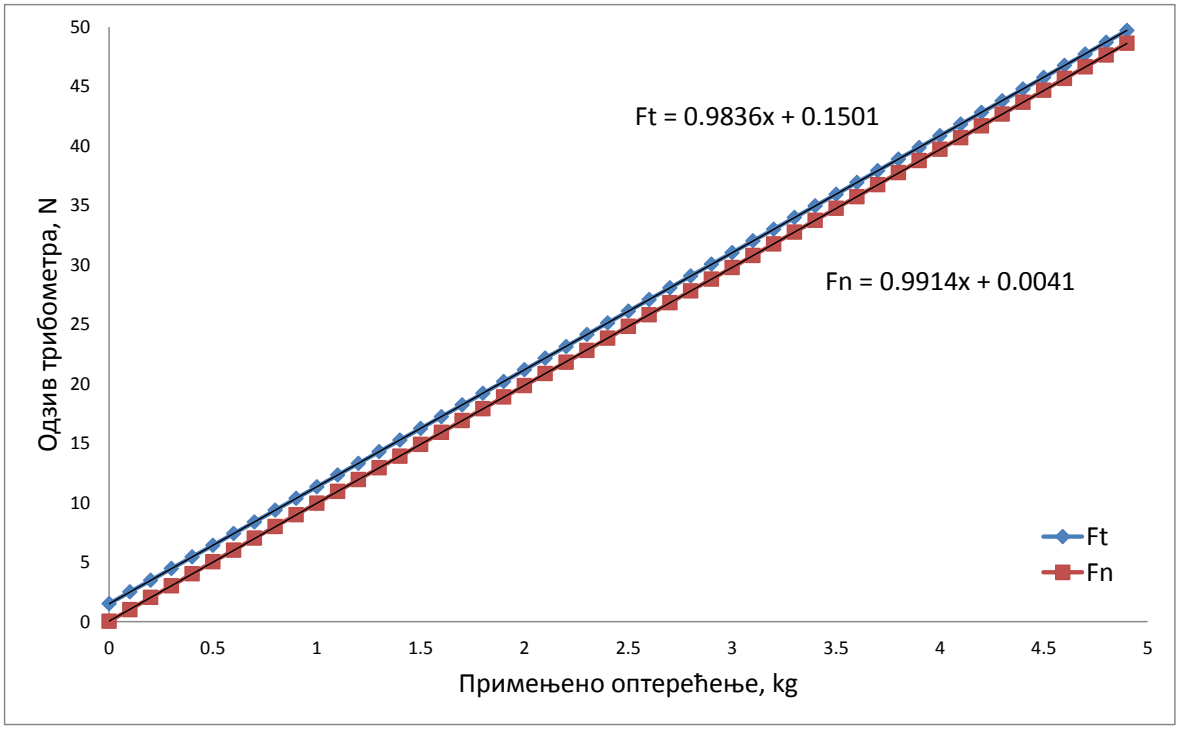
Пре мерења било је потребно извршити калибрацију динамометара. Динамометри су оптерећивани теговима познате тежине, а одзив давача је регистрован у волтима за познате улазне величине (силе у N). У циљу што прецизније калибрације оптерећења су од нулте вредности па до макисмалне вредности од 5 kg, повећавана у корацима од по 0.1 kg. На основу овако добијених зависности формиране су калибрационе криве и одређене калибрационе константе, слика 5.14. Калибрационе константе су уведене у

мерни ланац, тако да је као резултат мерења на излазу добијана вредност мерних величина F_n и F_t у њиховим физичким јединицама (N).

Слика 5.12 – Трибометар TP-95 са приказом елемената погонског и система за оптерећење [35].

Слика 5.13 – Носач блока са приказом елемената за самоподешавање [35]

Калибрација динамометара је вршена у оба смера (на притисак и истезање) улазног оптерећења и при томе се калибрационе криве поклапају. Такође, из приказаних вредности коефицијената калибрационих константи може се видети да је уређај захтевао минималне корекције.



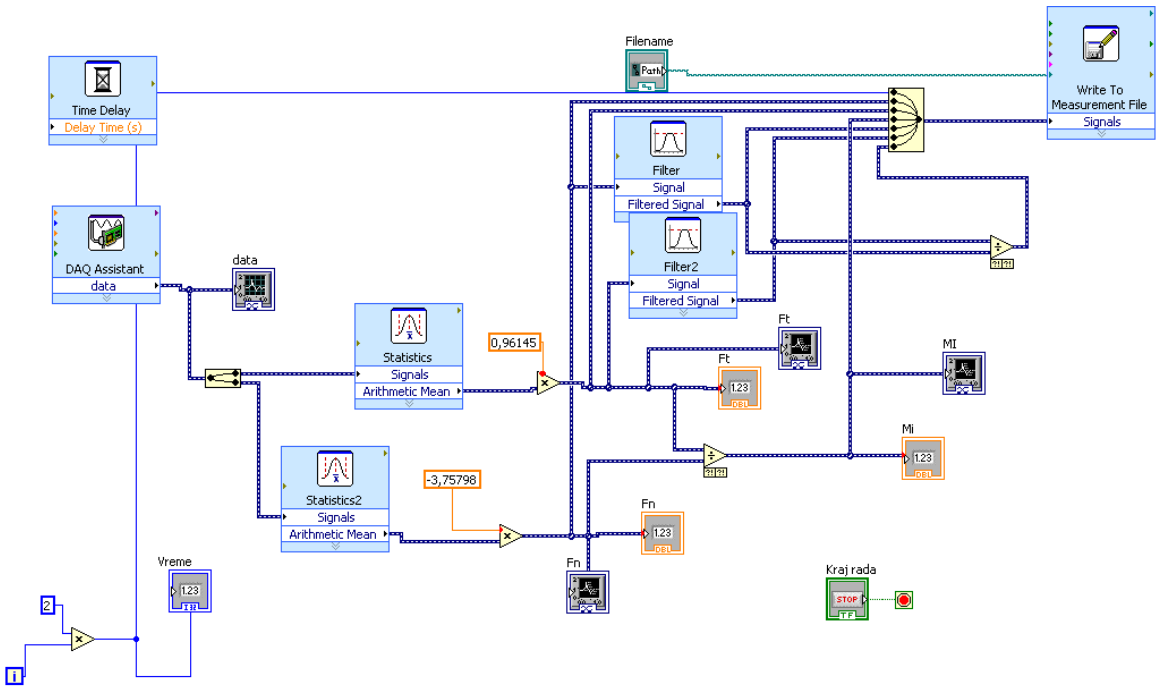
Слика 5.14 – Калибрационе зависности F_n и F_t динамометара

Функционисање мерног система одвија се кроз процес конверзије аналогног у дигитални и аквизиције сигнала нормалне силе Fn и силе трења Ft, како би се добио рачунски сигнал коефицијента трења. Аналогни сигнали сила F_n и F_t доводе се са динамометара (мерних давача), преко појачавача на екстерну А/Д картицу.

За аквизицију података коришћен је софтвер „LabView“ верзија 10.0. За праћење процеса и запис сигнала на диск рачунара, израђена је одговарајућа корисничка апликација, слика 5.15.

Ова апликација омогућава:

- прикупљање података са трибометра континуално у току времена,
- приказ (нумерички и графички) вредности мерених величина у реалном времену,
- калибрацију физичких величина које се мере на трибометру,
- креирање датотека са подацима мерених величина, које се чувају на диску рачунара,
- приказ резултата мерења.



Слика 5.15 Корисничка апликација израђена у софтверу „LabView“

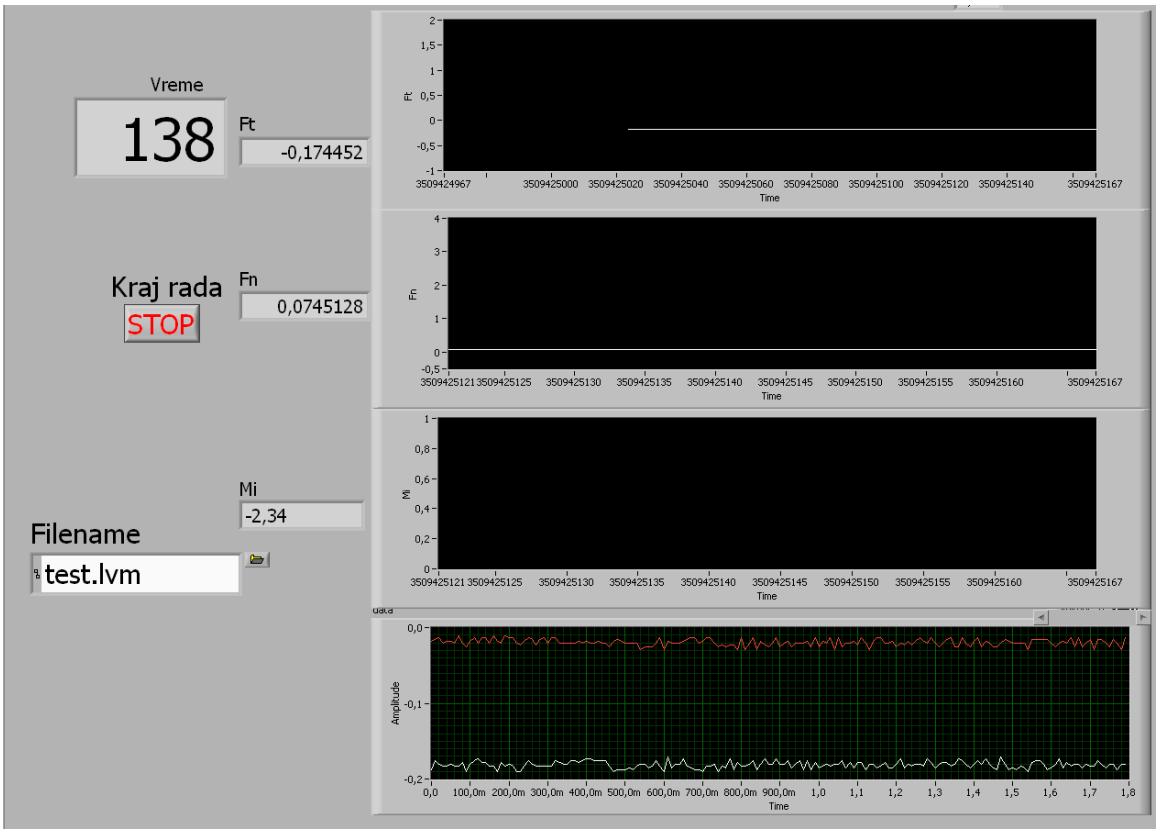
Помоћу софтвера са А/Д картице прикупљају се подаци о вредностима мерених величина (нормална сила и сила трења). Софтвер омогућава да се врши креирање нових података на бази мерених вредности. Ова могућност је искоришћена за аутоматско генерисање коефицијента трења μ у реалном времену, коришћењем математичке операције дељења тренутних података силе трења и нормалног оптерећења. Поред тога, формиране су и средње вредности нормалне силе и силе трења $F_{n(sr)}$ и $F_{t(sr)}$ методом покретних средина.

Ова метода се састоји у томе што се уместо сваке реално измерене величине временске серије узима аритметичка средина низа података у коме је она средња. Током мерења коришћена је аритметичка средина 5 тачака, што значи да се првом аритметичком средином замењује трећа тачка, затим аритметичком средином од друге до шесте тачке, смењује се четврта тачка итд. Оваква метода покретних средина има за циљ уједначавање линија тренда, али и поштовање основних варијација временских серија. Подаци се заједно са подацима о мереним силама приказују на екрану монитора и снимају на диск рачунара.

Квалитет софтвера се огледа у прегледном радном окружењу (мониторингу процеса испитивања), које пружа не само графички приказ сигнала мерене величине већ њену средњу вредност у одређеном временском интервалу, слика 5.16. Аквизиција сигнала свих мерених вредности вршена је са 100 тачака у секунди (100 Hz).

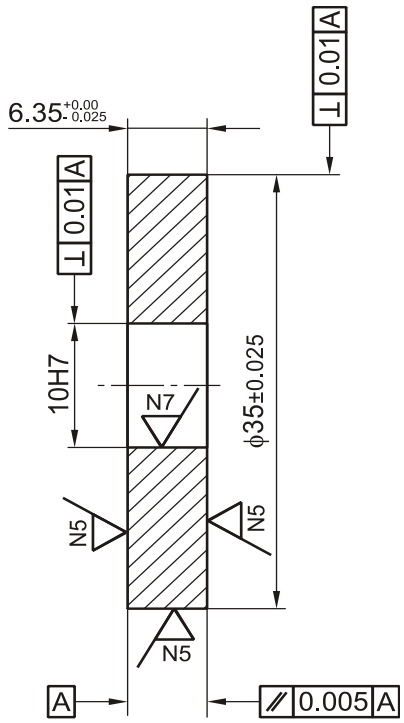
Пошто уређај нема могућност аутоматског заустављања након одређеног временског периода или након одређене вредности пута хабања, потребно је водити рачуна о времену почетка и рачунски одредити време трајања експеримента, односно време завршетка. Такође, запис измерених вредности сила и коефицијента трења, прати и запис о времену, што касније умногоме

олакшава креирање кривих зависности коефицијента трења од времена трајања експеримента или од пута хабања. Ово је нарочито изражено приликом конструисања кривих хабања.

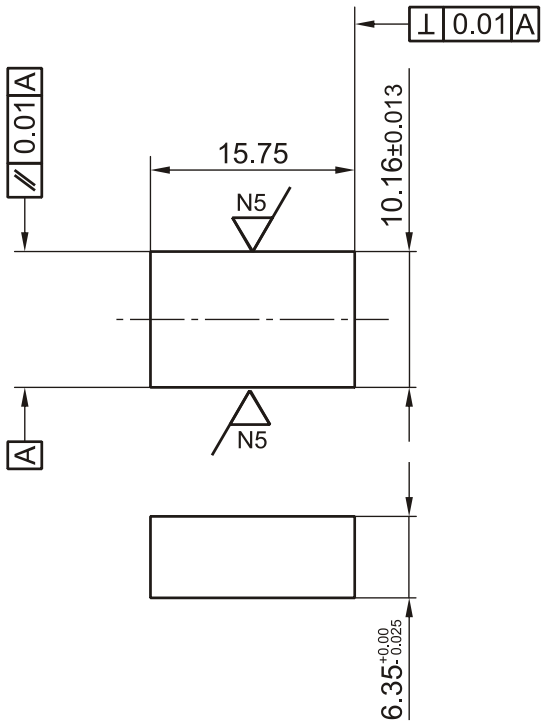


Слика 5.16 – Графички приказ тренутних и осредњених вредности нормалне силе, силе трења и коефицијента трења.

Испитивани контактни пар одговара захтевима „ASTM G 77“ стандарда. Сачињава га ротациони диск пречника 35 mm и ширине 6.35 mm и стационарни блок ширине 6.35 mm, дужине 15.75 mm и висине 10.16 mm (слике 5.17 i 5.18).



Слика 5.17 – Димензије диска према „ASTM G 77“ стандарду



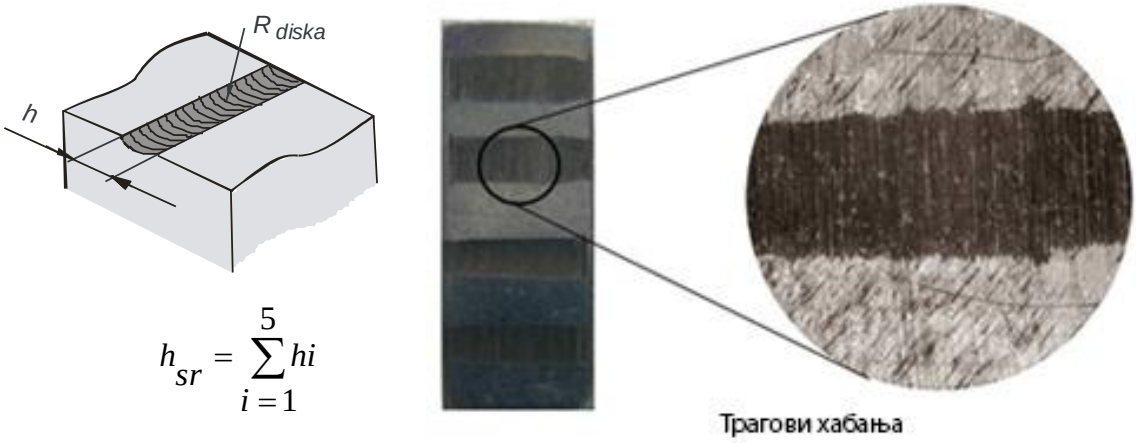
Слика 5.18 – Димензије блока према „ASTMG 77“ стандарду

Дискови су израђивани од челика 18CrNi8, тврдоће 62-64 HRC са брушеним површинама, храпавости Ra=0.192 μm, а блокови од нанокомпозитних материјала са основама ZA-27 и A356. Нанокомпозити на поменутим основама садрже нано честице у процентуланим уделима од 1, 3 и 5%. Површине нанокомпозита су полиране и вредности параметара храпавости су дате у поглављу „Резултати испитивања“. Фотографски приказ блока и диска као и контактна геометрија, дат је на слици 5.19.

Слика 5.19 – Диск и блок

5.6 Мерни микроскоп

Као основни параметар хабања коришћена је ширина трага хабања на контактној површини блока, што је приказано на слици 5.20.



$$h_{sr} = \sum_{i=1}^{5} hi$$

Слика 5.20 – Ширина трага хабања на блоку [35]

Мерење је вршено на пет места, а затим је израчунавана средња аритметичка вредност која је узимана као меродавна за поређења ширине трагова хабања. Раније, у оквиру овог поглавља приказан је просторни изглед, као профил похабане површине (Слика 5.3) снимљен помоћу описаног уређаја „Talysurf 6“ .

Мерење ширине трага хабања на контактним површинама блока вршено је на универзалном мерном микроскопу УИМ-21, слика 5.21 док је детаљнија анализа трагова хабања у циљу одређивања доминантног механизма хабања вршена на металуршком микроскопу МТ8500 слика 5.4.

Слика 5.21 – Универзални мерни микроскоп „UIM-21“

5.7 Скенирајући електронски микроскоп

Електронски микроскопи се користе за добијање увећане слике објекта и њима се могу посматрати објекти чија је величина далеко испод границе видљивости оптичких микроскопа. Скенирајући електронски микроскоп (SEM) за добијање информација о површини узорка користи рефлектоване електроне. Помоћу SEM микроскопа могу се добити информације о топографији, морфологији, распореду кристала унутар узорка и за добијање хемијског састава контактних површина.

Скенирање површине се остварује прелажењем уског снопа (примарних) електрона преко површине узорка. У свакој тачки узорка у интеракцији електрона примарног снопа и молекула (атома) узорка долази до стварања “сигнала” који се детектује. Сигнал се мапира на екрану (монитору) – свака тачка интеракције одговара посебној слици на екрану. Оштрина слике зависи од јачине сигнала са узорка (енергија секундарних електрона).

Један од главних циљева триболошких испитивања је одређивање механизама хабања. Познавањем механизама хабања, добијају се информације о понашању трибомеханичког система, односно добијају се информације које се односе на токове енергије и материјала у систему. Уређајима као што је SEM могуће је пратити кретање материјала и путем EDS-а поуздано одредити састав контактних слојева. Хабање се дефинише као прогресиван процес губитка материјала са контактних слојева елемената трибомеханичког система. Пошто су у контакту минимум два тела која се релативно крећу, веома је важно да се прати њихово понашање путем праћења њиховог хабања и због тога је потребно извршити комплексне анализе трагова хабања, како би се на основу тога могле предузети одговарајуће мере у циљу унапређења радног века

контактних елемената. Развијене су бројне методе унапређења контактних површина, у зависности од функције коју те површине обављају.

SEM уређај (Слика 5.22) који је коришћен за анализу трагова хабања нанокомпозита испитиваних у овој докторској дисертацији, налази се на Рударско-геолошком факултету, Универзитета у Београду. Уређај је смештен у просторијама департмана за минералогију, кристалографију, петрологију и геохемију, у згради Хемијског факултета.

Слика 5.22 – Скенирајући електронски микроскоп „JEOL JSM-6610 LV“

Овај скенирајући електронски микроскоп постиже високу резолуцију слике са увећањима до 100 000×, може да ради у условима ниског и високог вакуума, а као извор електрона (катоде) користи волфрамско влакно или кристал LaB_6. Поред детектора за секундарне електроне („SE“) и повратно расуте електроне („BSE“), којим су опремљени углавном сви електронски микроскопи, овај микроскоп је опремљен и савременим енергетско-дисперзивним спектрометром („EDS“), као и детектором за катодолуминесценцију („CL“). Лабораторија поседује и систем за напаривање узорака златом и угљеником, што је неопходно када су у питању испитивања материјала у виду праха.

Основне карактеристике скенирајућег електронског микроскопа „JEOL JSM-6610 LV“ су [208]:

Увећање:
5 – 300 000×.

Електронски топ:
Извор електрона: волфрамско влакно, кристал LaB_6,
Напон: 0.3 – 30 kV.
Вакуум систем:
Ротациона пумпа + турбомолекуларна пумпа (укључене у основну конфигурацију микроскопа),
Јонска пумпа (користи се за LaB_6),
Ротациона пумпа за рад у ниском вакууму (10 – 270 Pa).
Детектори:
„SE“ детектор; „BSE“ детектор; „CL“ детектор,
EDS детектор (X:Max Large Area Analytical Silicon Drift Connected with INCAEnergy 350 Microanalysis System); детекција елемената $Z \geq 5$; граница детекције ~ 0.1 мас. %, резолуција 126 eV.
Комора за узорке:
Померање узорка: 5-оса (X, Y, Z, T – нагиб, R – ротација),
Максимална величина узорка: 20 cm (ширина), 8 cm (висина), 1 kg (тежина).

Претходно описана опрема служи за испитивање свих чврстих материјала. Нема ограничења у погледу облика узорка за испитивање и минималне димензије узорка (нпр. узорак може бити честица праха). С обзиром да се анализа материјала врши под електронским снопом, потребно је да је испитивани материјал проводан, како не би дошло до нагомилања наелектрисања (*charging*) и загревања узорка. Како већина материјала слабо проводи или не проводи струју, узорак је потребно претходно напарити, тј. прекрити танким слојем (15-25 nm) електропроводног материјала.

Узорке за SEM анализу треба најпре очистити од честица прашине, влакана папира, невезаних или слабо везаних честица у узорку, замашћених делова, отисака прстију и слично. За SEM, узорци морају да имају додатне особине. Поред тога што морају бити чисти, морају бити проводни и уземљени. Најчешће се превлаче златом или паладијумом. Узорак се ставља у комору, на проводник од угљеника у атмосферу од инертног гаса аргона (Ar). Катода-омотач коморе је од злата и служи за облагање узорка овим металом. Када се електроде прикључе на јак напон, аргон ће се јонизовати. Јони „Ar+“ ће бомбардовати катоду и избијати атоме „Au“ (злато) који ће облагати узорак.

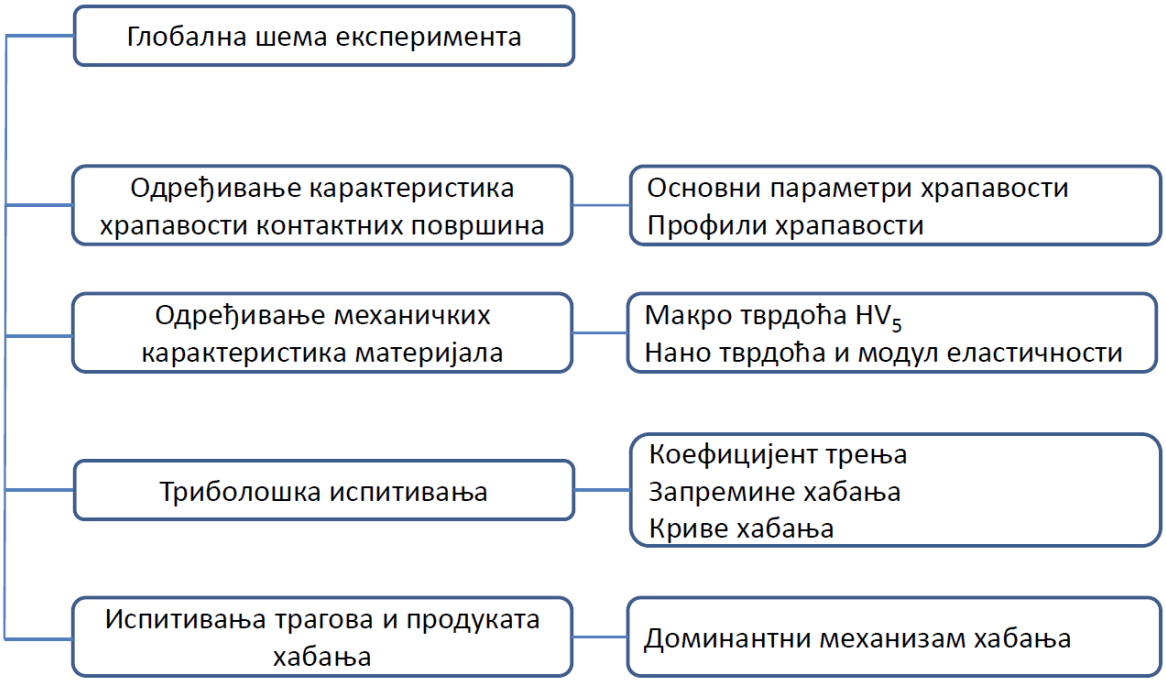
Прашкасти и ситнозрни материјали се обично наносе на алуминијумски носач пречника 1 cm преко кога је залепљена двоструко лепљива трака од угљеника (проводни материјал). Након тога следи напаравање танким слојем злата како би се обезбедила боља проводљивост, израженија морфолошка структура, као и да би се избегла контаминација коморе прашкастим материјалима. Уређај за напаравање златом приказан је на слици 5.23.

Слика 5.23 – Изглед уређаја за напаравање порозних материјала танким превлакама злата

5.8 План испитивања

Основна идеја експерименталних испитивања је испитивање утицаја ојачавача првенствено на триболошко понашање добијених нанокомпозита. Треба нагласити да радови који се односе на добијање и испитивање нанокомпозита са ZA-27 основом, у тренутку писања овог рада нису пронађени. На основу тога, може се рећи да добијени нанокомпозити и резултати испитивања представљају основу неких будућих испитивања. Код обе доступне легуре ZA-27 и A356 варирана је врста ојачавача и удео ојачавача у материјалу основе. Један од циљева је и дефинисање утицаја промењивих услова остваривања контакта (брзине клизања и нормалног оптерећења) на триболошке карактеристике. Да би се боље разумели добијени резултати триболошких испитивања, извршена су испитивања механичких

карактеритика нанокомпозита, путем поступка макро и нано утискивања. Поступком макро утискивања добијене су вредности тврдоћа добијених материјала, док се поступком нано утискивања може добити јаснија слика о утицају појединих фаза на механичке карактеристике.



Слика 5.24 – Глобална шема експеримента

Након завршених испитивања на трибометру приступа се анализи добијених трагова хабања. Анализом трагова хабања омогућава се дефинисање доминантних механизама хабања.

Свим испитивањима је претходило чишћење у ултразвучној кадици, а пре самог испитивања површина је додатно очишћена 70% алкохолом. Испитивања су изведена на нанокомпозитима представљеним у претходном поглављу, док су за референтни материјал узете комерцијалне легуре на бази којих су добијени нанокомпозити. Ово је посебно значајно за комерцијалну A356 легуру, која је T6 термички обрађена (побољшање механичких карактеристика, посебно тврдоће), док композити са том основом нису термички обрађивани, већ је циљ да се композити са најбољим механичким и триболошким карактеристикама термички обрађују.

Одређивање карактеристика храпавости контактних површина

Мерења параметара храпавости контактних површина изводе се контактном методом на уређају „Talysurf 6" (слика 5.1). Референтна дужина свих испитивања износила је 1.25 mm и сва испитивања су поновљена три пута на сваком припремљеном узорку. За дефинисање храпавости изабрани су следећи параметри:

R_a	Средње аритметичко одступање профила храпавости од средње линије профила на дужини оцењивања
R_z	Средња висина профила на дужини оцењивања
R_{max}	Максимална висина профила на дужини оцењивања
R_q	Средње квадратно одступање профила на дужини оцењивања
R_p	Средња висина испупчења профила на дужини оцењивања
R_v	Средња висина удубљења профила на дужини оцењивања

На основу измерених вредности висина профила (1150 тачака) дуж референтне дужине, конструишу се профили храпавости.

Одређивање механичких карактеристика материјала

Одређивање механичких карактеристика материјала се изводи поступцима макро и нано утискивања. Поступком макро утискивања добија се вредност тврдоће материјала. Имајући у виду да је приликом макро утискивања утискивачем захваћена много већа запремина материјала у односу на испитивање нано утискивањем, може се рећи да је добијена вредност тврдоће макро карактеристика материјала. Поступак макро утискивања се изводи у следећим условима:

Метода испитивања	*Vickers*
Врста утискивача	Правилна четворострана дијамантска пирамида са углом при врху од 136°
Сила утискивања	5 kg
Време трајања дејства пуног оптерећења	15 s

Испитивања механичких крактеристика нано утискивањем су погоднија за одређивање утицаја појединих фаза и изводе се на савременом уређају, који поред вредности тврдоће омогућава одређивање и модула еластичности. Испитивања утискивања су организована у виду матрице 3x3, односно на сваком материјалу испитивање је поновљено минимум 9 пута. Међусобно растојање између отисака је 50 μm, што је у складу са препорукама да међусобно растојање између отисака буде најмање 2-2.5 пречника/дијагонале отиска, како би се спречио утицај деформационог ојачања у зонама око отиска [209, 210]. Сви материјали су испитивани у идентичним условима. Време деловања максималног оптерећења је изабрано како би се избегле грешке мерења и неправилни облици дијаграма утискивања, односно појава „носа“ у почетним деловима фазе растерећења, што се може десити уколико је ова вредност сувише мала. У случају предугог задржавања максималног оптерећења може доћи до течења материјала [110]. Испитивања се изводе у следећим условима:

Метода испитивања	*Berkovich*
Врста утискивача	Правилна тространа дијамантска пирамида са углом при врху од 65.27°
Сила утискивања	100 mN
Време трајања дејства пуног оптерећења	10 s
Брзина оптерећења	200 mN/min
Брзина растерећења	200 mN/min

Поступком нано утискивања добијају се вредности тврдоћа и модула еластичности, као и криве зависности силе утискивања од дубине продирања утискивача.

Триболошка испитивања

Након дефинисања контактне геометрије (block on disk) неопходно је дефинисати услове испитивања: величине нормалног оптерећења, брзине клизања и дужину пута клизања. Испитивања су вршена у условима без подмазивања уз варирање три нивоа брзине клизања (0.25 m/s, 0.5 m/s и 1 m/s) и три нивоа нормалног контактног оптерећења (10 N, 20 N и 30 N). Сваки експеримент је поновљен три пута, како би се уочила поновљивост резултата која је била задовољавајућа. Као резултати испитивања узете су средње вредности коефицијента трења и ширина трагова хабања. На основу средње вредности ширине трага хабања израчунавана је запремине хабања (на основу познатих вредности димензија диска и блока).

Мерени су само основни триболошки параметри: сила и коефицијент трења и ширина трага хабања блока. Део испитивања намењен је добијању кривих хабања. Испитивања у циљу добијања кривих хабања су вршена за све дефинисане вредности нормалног оптерећења и брзине клизања, на константном путу клизања од 300 m. Ширина трага хабања блока је мерена након 20, 40, 60, 80, 100, 150, 200, 250 и 300 m. На основу измерених вредности хабања након ових вредности пута клизања конструисане су криве хабања. Криве хабања су дате кроз зависност измерених вредности ширине трага хабања од пређеног пута клизања. Разлог таквог избора параметра хабања је што се на таквим кривим хабања најјасније уочава почетни период или период уходавања.

Код измерених вредности хабања при испитивању без заустављања трибометра, као репрезентативни параметар хабања узета је запремина хабања. Разлог томе је поредљивост са резултатима приказаним у делу који се односи на литературни преглед.

Табела 5.2 – План триболошких испитивања

Услови испитивања			Без подмазивања																	
Дужина пута клизања l, m			l = 300 m																	
Брзина клизања v, m/s			v_1 = 0.25 m/s						v_2 = 0.5 m/s						v_3 = 1 m/s					
Нормална сила F_n, N			10 N		20 N		30 N		10 N		20 N		30 N		10 N		20 N		30 N	
Коефицијент трења, μ Ширина трага хабања, h, mm			μ	h	μ	h	μ	h	μ	h	μ	h	μ	h	μ	h	μ	h	μ	h
ZA-27			♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦
ZA-27	Al_2O_3	1%, 20-30 nm	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦
		3%, 20-30 nm	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦
		5%, 20-30 nm	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦
	SiC	1%, 50 nm	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦
		3%, 50 nm	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦
		5%, 50 nm	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦
A356			♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦
A356	Al_2O_3	1%, 20-30 nm	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦
		3%, 20-30 nm	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦
		5%, 20-30 nm	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦
	SiC	1%, 50 nm	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦
		3%, 50 nm	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦
		5%, 50 nm	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦	♦

Испитивање трагова и продуката хабања

Овај део експерименталних испитивања се обавља применом оптичког и скенирајућег електронског микроскопа у циљу одређивања доминантних механизама хабања. Енерго-дисперзивна спектрографија омогућава анализу хемијског састава трагова хабања, што умногоме олакшава разумевање и дефинисање деловања механизама хабања.

6

РЕЗУЛТАТИ ИСПИТИВАЊА

У овом поглављу су дати резултати испитивања нанокомпозита са металном ZA-27 и A356 основом. Резултати су представљени оним редом којим су испитивања вршена. Триболошким испитивањима претходила су испитивања карактеристика контактних површина применом профилометра и механичка испитивања применом наноиндентера. Механичка испитивања обухватају одређивање тврдоће и модула еластичности контактних слојева испитиваних материјала. Испитивања механичких карактеристика на наноиндентеру подразумевају продирање утискивача у површину чије се карактеристике одређују, а након испитивања неопходно је извршити анализу добијених отисака уз помоћ оптичког и атомског микроскопа. Атомски микроскоп (AFM) се у оквиру ове дисертације користио за карактеризацију добијених отисака утискивања, односно у циљу евалуације пластичних деформација које се у већини случајева јављају око самог отиска утискивања.

Триболошка испитивања су обављена на трибометру са „block-on-disk“ контактном геометријом, а добијени трагови хабања су квантификовани употребом оптичког мерног микроскопа. Детаљнија анализа трагова хабања у циљу одређивања механизама хабања изведена је применом оптичког и скенирајућег електронског микроскопа.

Триболошким испитивањима претходила су пробна испитивања добијених материјала, у циљу одређивања параметара контакта, односно брзина клизања и нормалног оптерећења. Геометрија контакта је унапред дефинисана контактним елементима трибометра. Триболошка карактеризација подразумева мерење параметара храпавости контактних површина, мерење трења и хабања током пута клизања и анализу добијених трагова хабања и резултата.

Сва поменута испитивања су обављена у Центру за трибологију, Факултета инжењерских наука у Крагујевцу, осим анализа трагова хабања скенирајућим електронским микроскопом, које су обављене у лабораторији Рударско-геолошког факултета, Универзитета у Београду.

6.1 Одређивање карактеристика храпавости контактних површина

Уређај на коме је обављена карактеризација контактних површина, у смислу одређивања параметара храпавости, је детаљно представљен у претходном поглављу. Свако мерење поновљено је најмање три пута и на више узорака истог материјала, па се у табели 6.1 и 6.2 налазе средње вредности параметара храпавости. Приликом мерења прикупљени су сви параметри храпавости, док су у табели 6.1 представљени основни. Као прилог бројним вредностима параметара храпавости дати су и профили храпавости, по један за сваку врсту материјала.

Табела 6.1 – Параметри храпавости за материјале са ZA-27 основом

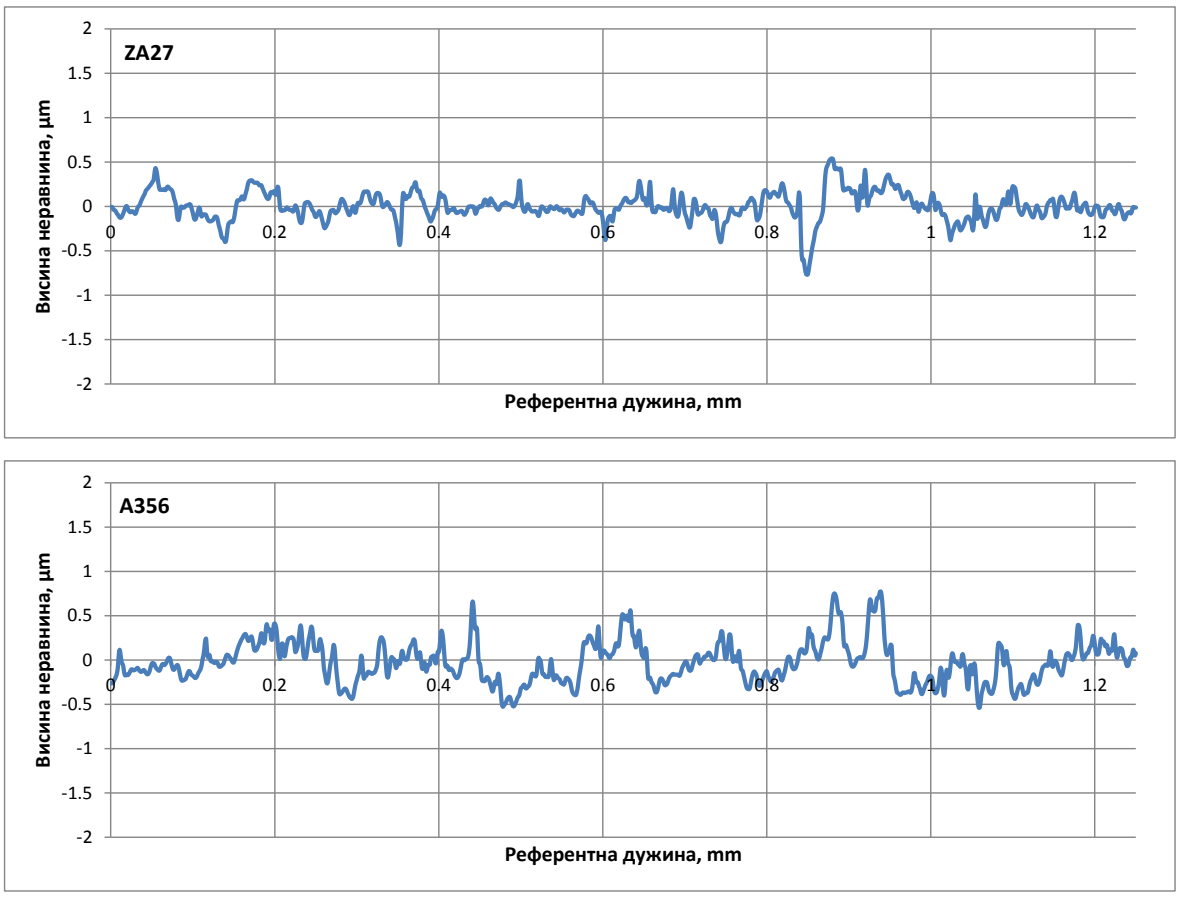
	ZA-27	+1%Al_2O_3	+3%Al_2O_3	+5%Al_2O_3	+1%SiC	+3%SiC	+5%SiC
R_a	0.115	0.083	0.055	0.21	0.115	0.075	0.081
R_z	0.41	0.36	0.24	0.6	0.39	0.29	0.3
R_{max}	1.31	1.11	0.95	2.7	1.15	0.7	0.87
R_q	0.16	0.127	0.075	0.32	0.152	0.1	0.118
R_v	0.77	0.83	0.74	2	0.52	0.49	0.53
R_p	0.54	0.28	0.24	0.7	0.75	0.24	0.64

Табела 6.2 – Параметри храпавости за материјале са A356 основом

	A356	+1%Al_2O_3	+3%Al_2O_3	+5%Al_2O_3	+1%SiC	+3%SiC	+5%SiC
R_a	0.184	0.111	0.048	0.05	0.058	0.1	0.12
R_z	0.77	0.34	0.19	0.13	0.23	0.38	0.5
R_{max}	1.19	2.02	0.27	1.16	0.96	1.02	1.4
R_q	0.234	0.167	0.059	0.1	0.076	0.165	0.18
R_v	0.54	1.57	0.15	0.61	0.8	0.71	1
R_p	0.77	0.44	0.15	0.55	0.24	0.74	0.4

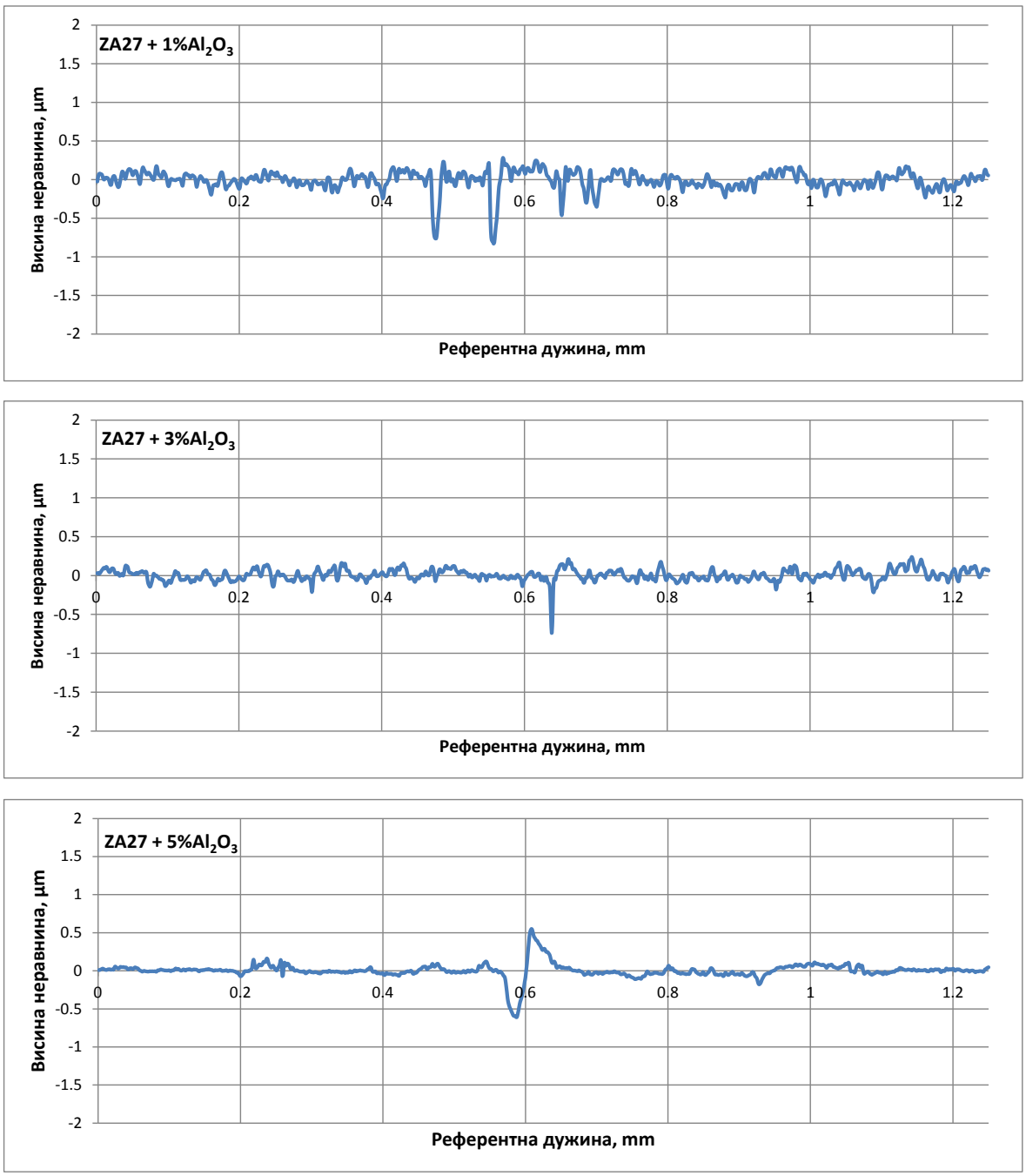
У циљу бољег разумевања добијених резултата и приказаних профила храпавости укратко ће бити представљен поступак припреме узорака. Након добијања нанокомпозита поступком компокастинга и топлог пресовања, добијени отпресци су грубо сечени на димензије приближно једнаке димензијама узорака за триболошка испитивања (дате у претходном поглављу). Исечени материјали су се поступком глодања доводили на тражене димензије, док се завршна фаза припреме узорака односила на поступке брушења и полирања контактних површина. Приликом свих видова обраде материјала водило се рачуна да не дође до загревања површина, како се не би нарушила микроструктура и механичке карактеристике, посебно у случају материјала са ZA-27 основом [36, 42].

На слици 6.1 приказани су профили храпавости основних комерцијалних легура ZA-27 и A356. Са слике се може видети да нема значајнијих разлика у профилима храпавости, што значи да су створени приближно једнаки услови геометрије контакта. Такође, треба нагласити да изразити пикови неравнина се налазе у границама ±1 μm.



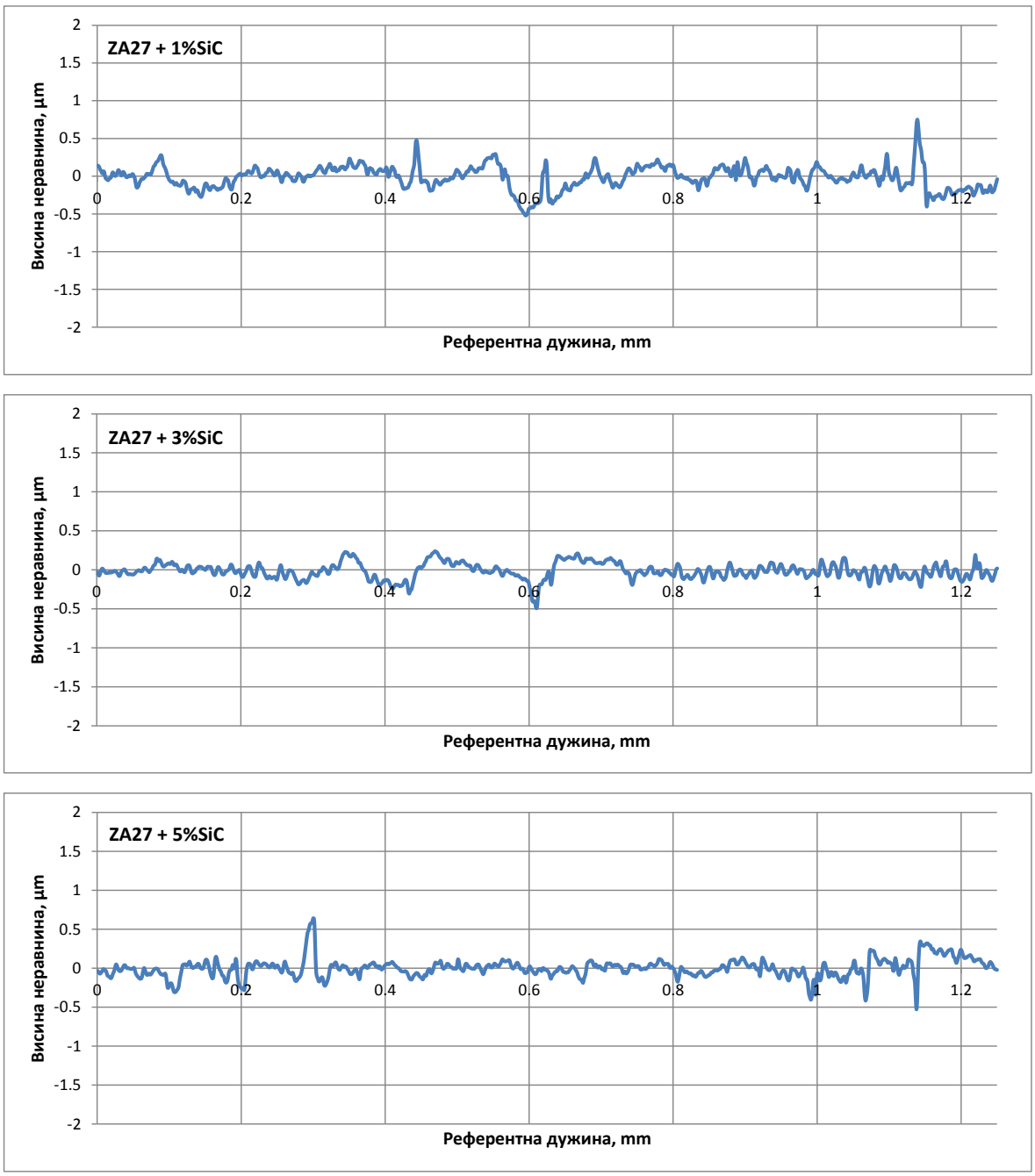
Слика 6.1 – Профили храпавости узорака израђених од основних ZA-27 и A356 легура.

Графички приказ профила храпавости нанокомпозита са ZA-27 основом ојачаном нано честицама Al_2O_3 дат је на слици 6.2. Запремински удео ојачавача у овим нанокомпозитима износио је 1, 3 и 5%. Величина честица ојачавача се налази у границама од 20 до 30 nm.



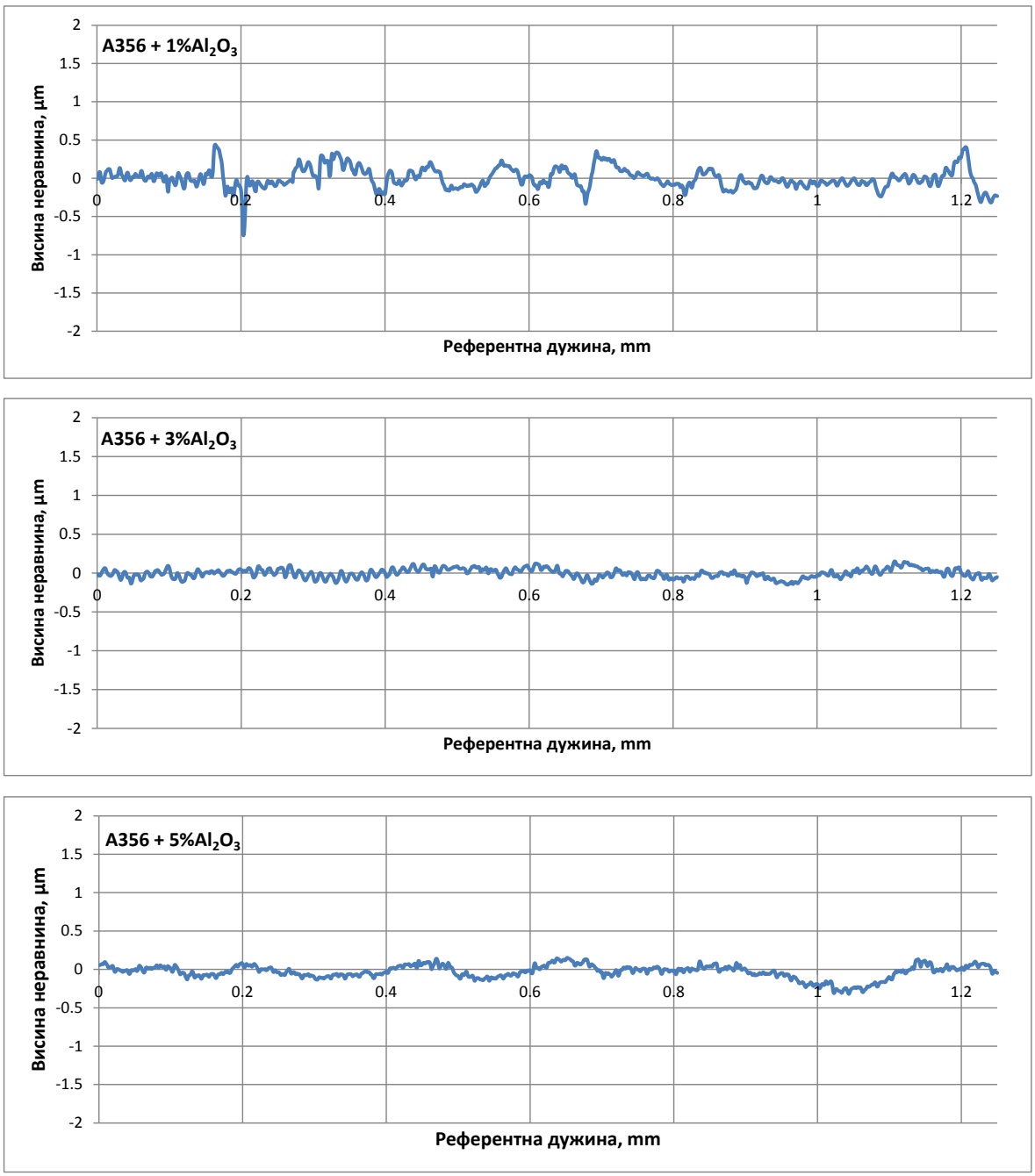
Слика 6.2 – Профили храпавости нанокомпозита са ZA-27 основом ојачаном честицама Al_2O_3 са 1, 3 и 5% запреминског удела ојачавача.

Профили храпавости за нанокомпозите са ZA-27 основом ојачаном нано честицама SiC дат је на слици 6.3. Као и у претходном случају запремински удео ојачавача износи 1, 3 и 5%, док величина честица SiC износи 50 nm.



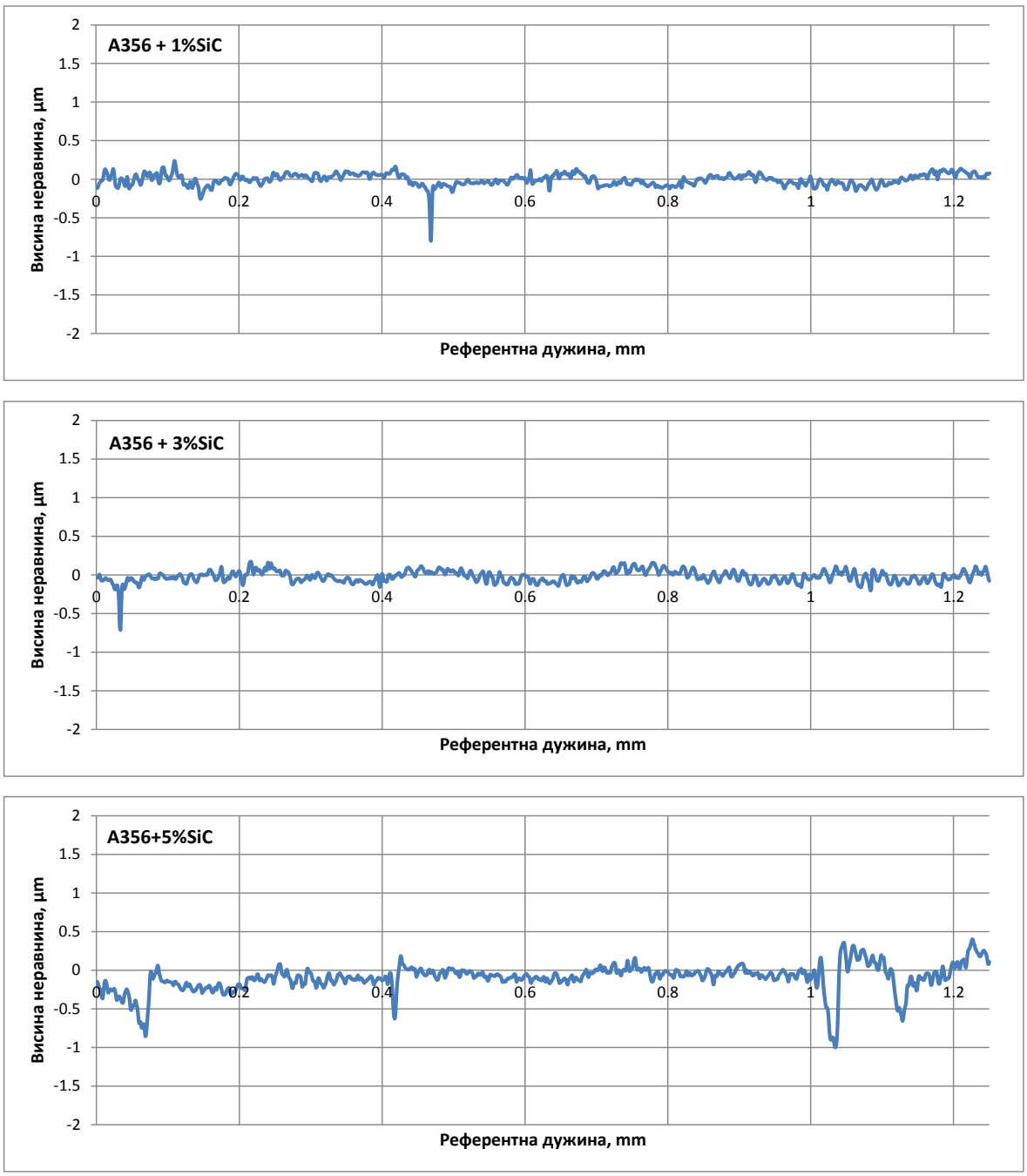
Слика 6.3 – Профили храпавости нанокомпозита са ZA-27 основом ојачаном честицама SiC са 1, 3 и 5% запреминског удела ојачавача.

На слици 6.4 су приказани профили храпавости нанокомпозита са алуминијумском основом. Масени удео Al_2O_3 ојачавача износи 1, 3 и 5%, док је величина честица идентична величини честица нанокомпозита са ZA-27 основом.



Слика 6.4 – Профили храпавости нанокомпозита са А356 основом ојачаном честицама Al_2O_3 са 1, 3 и 5% масеног удела ојачавача.

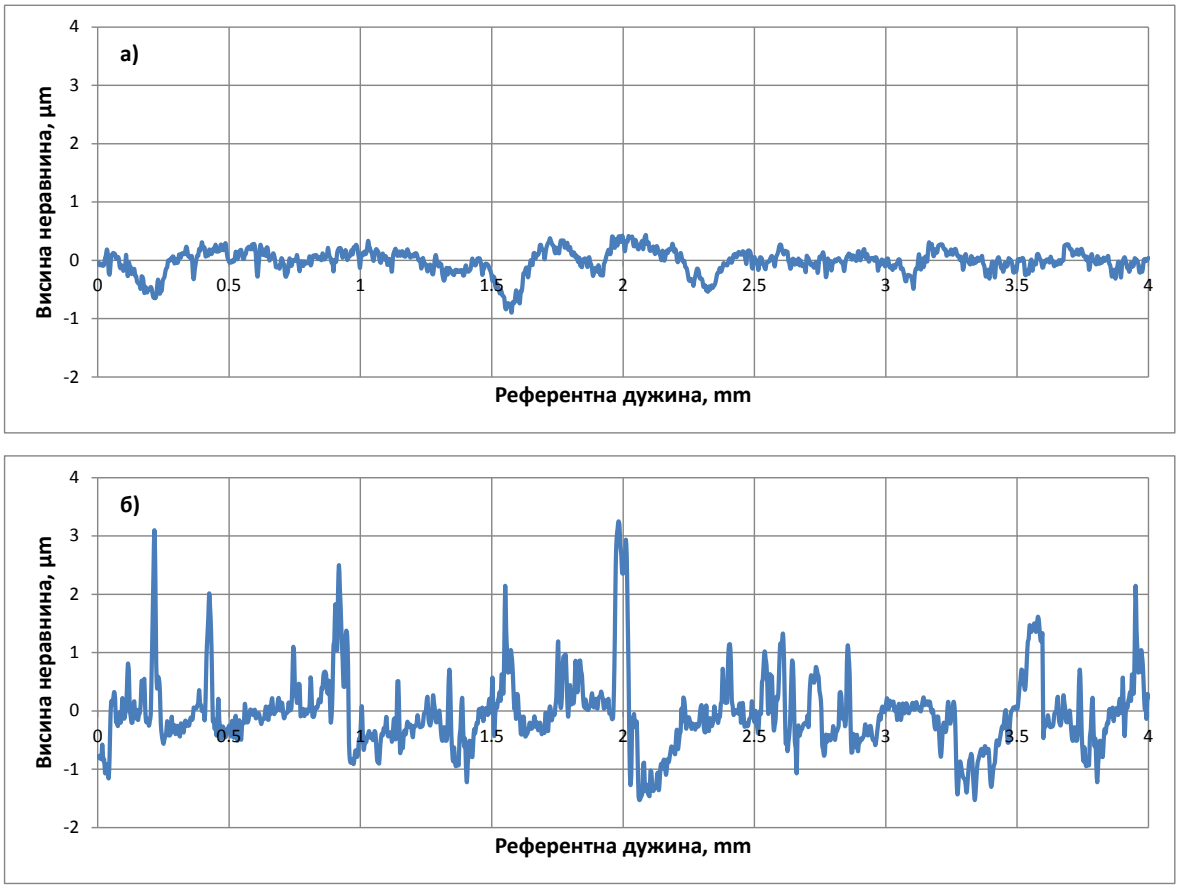
Слика 6.5 представља приказ профила храпавости нанокомпозита ојачаних честицама SiC, док за основу имају А356 легуру. Са приказаних профила се може закључити да нема великих разлика у њиховим изгледима, што упућује на закључак да топографија површина неће имати великог утицаја на резултате триболошких испитивања.



Слика 6.5 – Профили храпавости нанокомпозита са ZA-27 основом ојачаном честицама SiC са 1, 3 и 5% запреминског удела ојачавача.

На слици 6.6 дат је приказ профила храпавости диска након триболошких испитивања и након брушења, односно припреме за наредно испитивање. Након сваког испитивања диск се бруси брусним папирима финоће 220, 800 и 1500, са величинама абразивних зрна од 68, 21.8 и 12.6 µm, респективно. Након брушења диск је очишћен. Пре испитивања на трибометру челични диск је избрушен брусним папирима sa честицама SiC, различите финоће. Брусним папиром финоће 220 уклоњен је слој налепина продуката хабања, док је брусним папирима финоће 800 и 1500 коригована микро геометрија контактне површине и добијена одговарајућа површинска храпавост. Величине абразивних зрна ових брусних папира износе 68, 21.8 и 12.6 µm, респективно. Након брушења површина диска је очишћена 70% алкохолом. Такође, пре испитивања површине свих узорака (блокова) су очишћене 70% алкохолом.

Овакав начин припреме узорака и контра тела је у складу са припремом узорака представљеном у литературном прегледу [148, 149].



Слика 6.6 – Профили храпавости челичног диска: (а) пре и (б) после испитивања

Микрогеометрија контактне површине диска се током испитивања погоршава, тако да је вредност параметра храпавости R_a више него двоструко већа у односу на вредност пре испитивања, односно након брушења. Вредност параметра храпавости R_a након брушења износи 0.192, а после контакта 0.418 μm. Са слике 6.6 може се видети разлика између ове две контактне површине.

6.2 Нано утискивање

Поступак утискивања на наноиндентеру изведен је у циљу одређивања механичких карактеристика површинских слојева испитиваних материјала, при чему су услови извођења поступка усклађени са литературним прегледом и препорукама произвођача опреме. Испитивањем су добијене вредности тврдоћа и модула еластичности. Принцип рада овог уређаја представљен је у претходном поглављу, док ће у овом делу бити речи о условима испитивања дефинисаним у оквиру ове докторске дисертације.

На основу карактеристичних дијаграма утискивања измерене су вредности тврдоће (дате су вредности које одговарају уређају, односно утискивању „Berkovich"-ове пирамиде, као и вредности које одговарају мерењу по „Vickers"-овој методи), модул еластичности, максимална дубина утискивања и контактна дубина. Резултати мерења су дати табеларно и у виду дијаграма утискивања, којима је дата зависност силе утискивања од дубине утискивања. У табели су дате вредности аритметичких средина свих девет мерења тврдоће, док су за дијаграме утискивања одабрани они чије су одговарајуће вредности тврдоћа најближе средњим вредностима.

6.2.1 Резултати испитивања механичких карактеристика материјала са ZA-27 основом

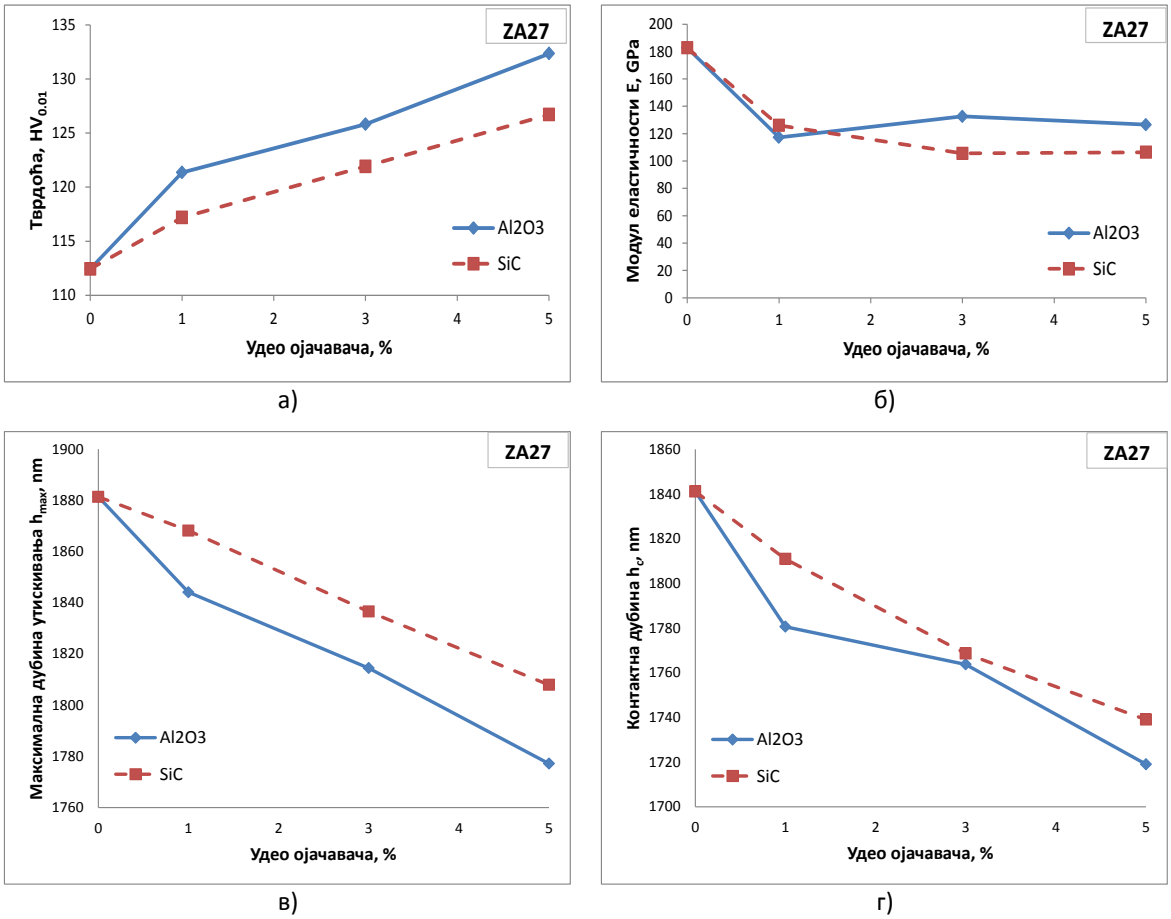
У табели 6.3 се налазе резултати утискивања, односно дата је средња вредност свих мерених параметара, добијена као аритметичка средина свих девет испитивања, за материјале са основом ZA-27. Вредности дате у табели представљају: инструменталну тврдоћу „H_{IT}", одговарајућу вредност тврдоће изражену у „Vickers"-овим јединицама „HV", модул еластичности „E", максималну дубину утискивања „h_m" и контактну дубину „h_c", на основу које се рачуна инструментална тврдоћа. Такође, вредности које се налазе у табели приказане су графички у циљу лакше квантификације разлика у добијеним вредностима између различитих материјала (Слика 6.7), док су на слици 6.8 дате одговарајуће криве утискивања.

Табела 6.3 – Резултати нано утискивања материјала са ZA-27 основом.

	H_{IT} MPa	HV Vickers	E GPa	h_m nm	h_c nm
ZA-27	1214.118	112.441	182.702	1881.312	1841.065
ZA-27+1% Al_2O_3	1310.206	121.339	117.307	1844.096	1780.6
ZA-27+3% Al_2O_3	1358.473	125.809	132.637	1814.467	1763.698
ZA-27+5% Al_2O_3	1428.913	132.333	126.557	1777.173	1719.016
ZA-27+1% SiC	1265.412	117.191	126.075	1868.14	1810.901
ZA-27+3% SiC	1316.456	121.918	105.568	1836.561	1768.57
ZA-27+5% SiC	1368.168	126.707	106.409	1807.922	1739.015

На слици 6.9 приказани су трагови отисака утискивања, заједно са одговарајућим AFM приказом, у циљу бољег сагледавања реалних димензија отисака и механизама деформације који настају приликом утискивања. Криве утискивања и приказани отисци који се налазе на сликама 6.8 и 6.9, респективно, одговарају оним мерењима чије су вредности тврдоћа најближе вредностима датим у табели 6.3.

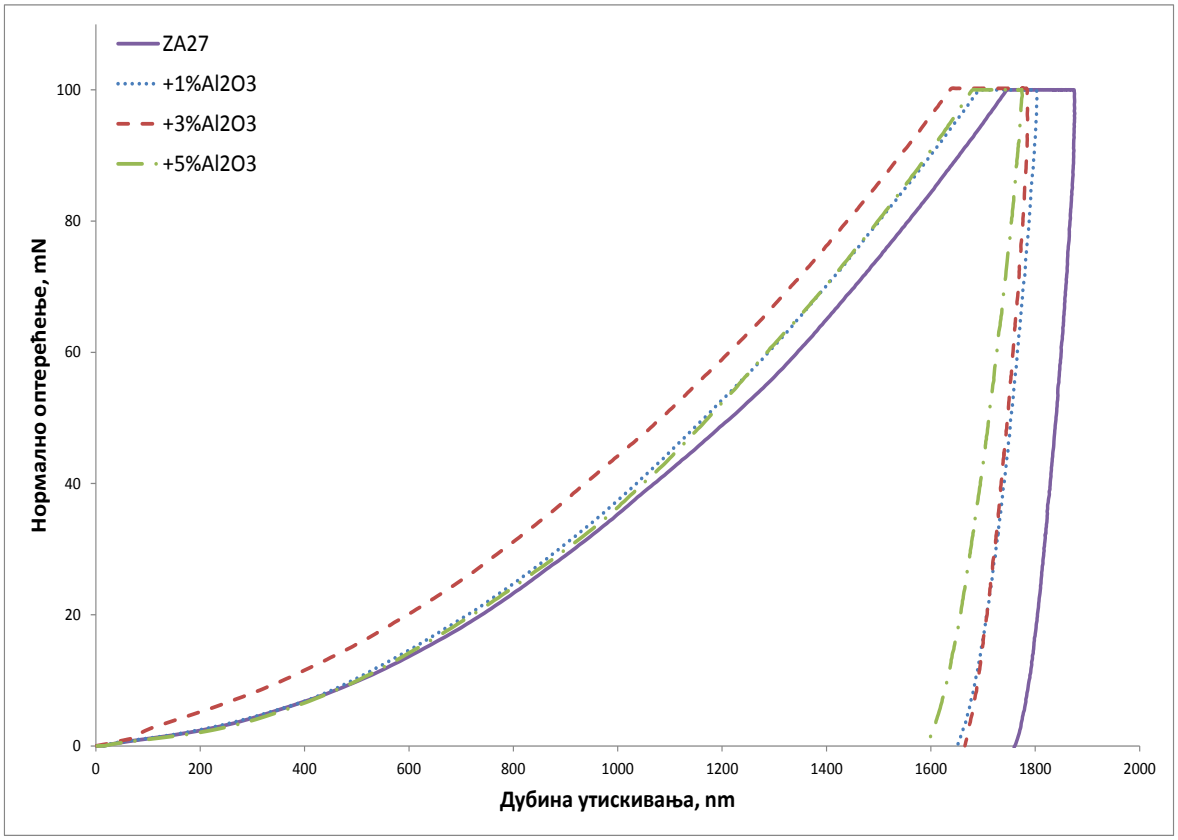
Са приказаног дијаграма на слици 6.7а може се видети да тврдоћа нанокомпозита ојачаних честицама Al_2O_3 и SiC, расте са процентуалним уделом ојачавача. Вредност модула еластичности (слика 6.7б) нанокомпозитних материјала опада у односу на вредност модула еластичности основне легуре, док на основу тренда кривих може се запазити да повећање удела нема значајнијег утицаја на вредност модула еластичности. Поред приказаних кривих, дате су и криве које се односе на кретање утискивача током утискивања. Са слике 6.7в се види да максимална дубина утискивања опада се повећањем удела ојачавача, а да највећу вредност испољава основна легура, што је у корелацији са дијаграмом на коме су приказане вредности тврдоћа испитиваних композита. Слика 6.7г представља вредности контактних дубина. Контактна дубина је вредност која се односи на реалну вредност контакта материјала утискивача и материјала, и као што се може запазити ова вредност опада са порастом удела ојачавача.



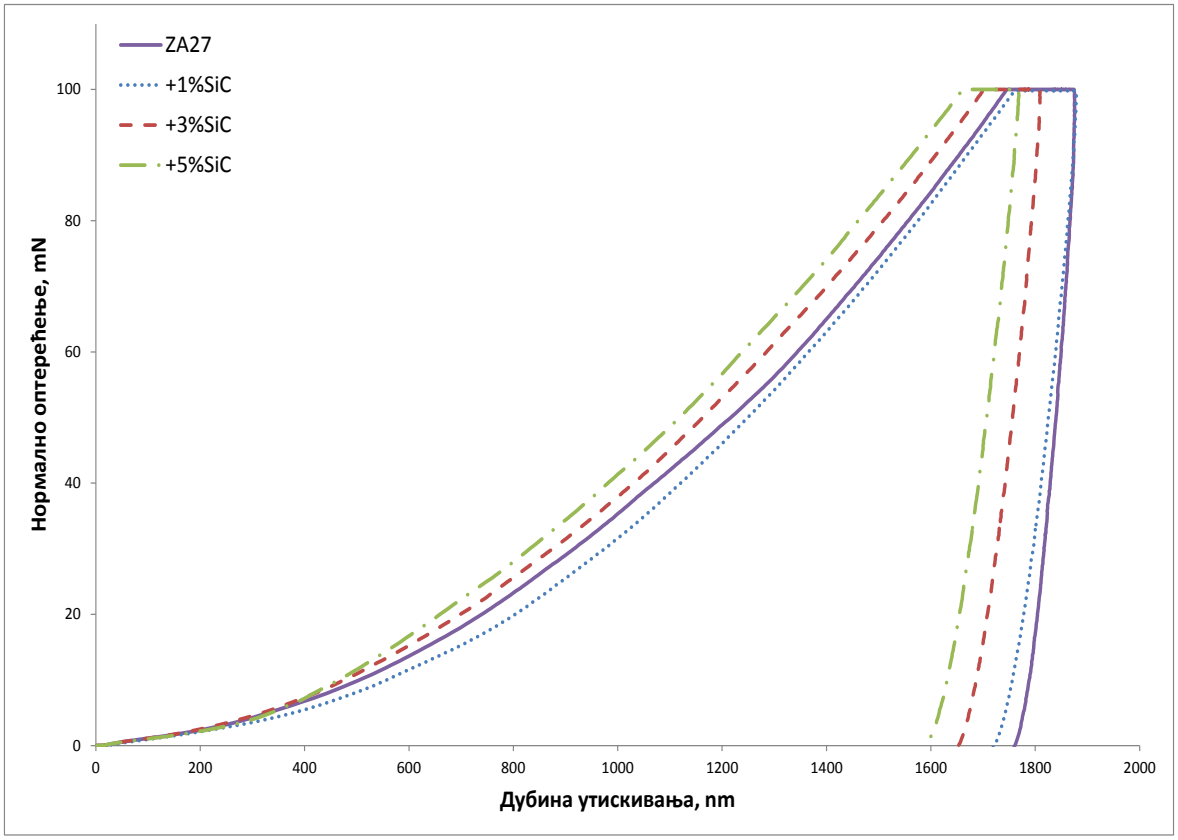
Слика 6.7 – Резултати нано утискивања нанокомпозита са ZA-27 основом а) тврдоће, б) модула еластичности, в) максималне дубине утискивања и г)контактне дубине, у зависности од % запреминског удела ојачавача.

Добијене вредности су у сагласности са дијаграмом на коме су приказане вредности модула еластичности (слика 6.7б), односно чињеницом да се еластичност материјала, углавном, смањује са повећањем удела честица ојачавача. Са повећањем запреминског удела Al_2O_3 нано честица са 1% на 3% вредност модула еластичности благо расте, док са даљим повећањем удела ојачавача до вредности од 5% благо опада. Са кривих утискивања (слика 6.8) се види да криве имају идентичан изглед без обзира на врсту испитиваног материјала, односно да им је тренд у фази раста оптерећења и фази растерећења готово идентичан.

На слици 6.9 дат је приказ типа мерења на примеру основне ZA-27 легуре. Тип мерења у виду матрице 3x3 је изабран због лакшег уочавања отисака утискивања на AFM уређају, пошто се на површини композитних материјала може уочити велики број микро пора које отежавају проналажење отисака утискивања. Такође, овим начином испитивања се добило на репрезентативности резултата, тј снањене су грешке при осредњавању. Отисци утискивања представљени на слици 6.9 су отисци чије вредности тврдоћа приближно одговарају средњим вредностима приказаним у табели 6.3. На приказаним сликама може се уочити постојање пластичних деформација по ободима самог отиска, као последица истискивања материјала током продирања утискивача.

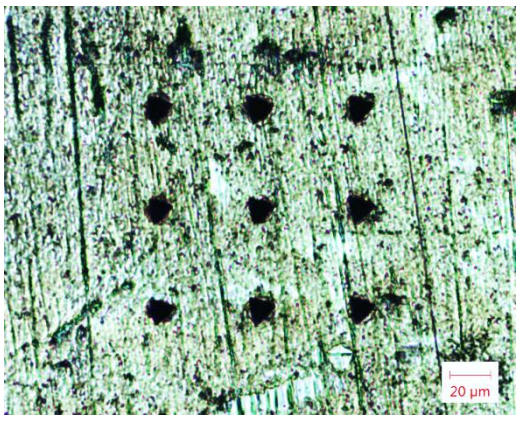


а)



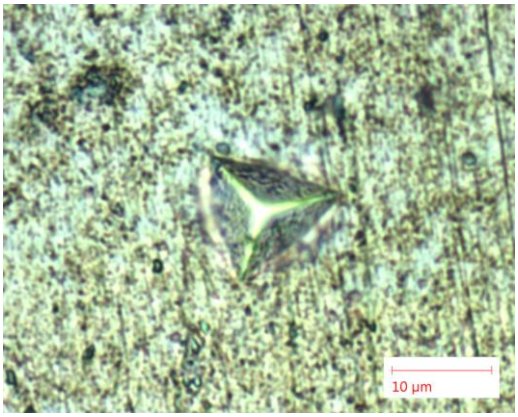
б)

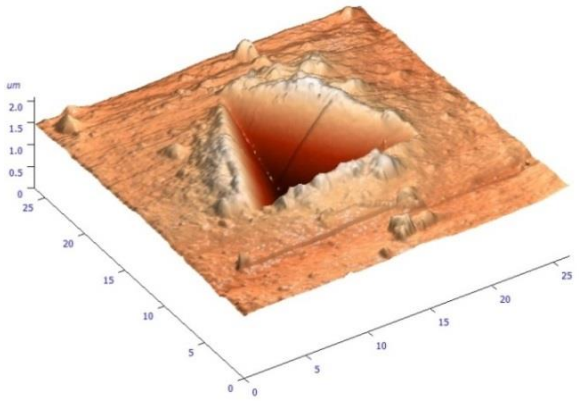
Слика 6.8 – Дијаграми нано утискивања материјала са ZA-27 основом и додатком нано честица: а)Al_2O_3 и б)SiC.



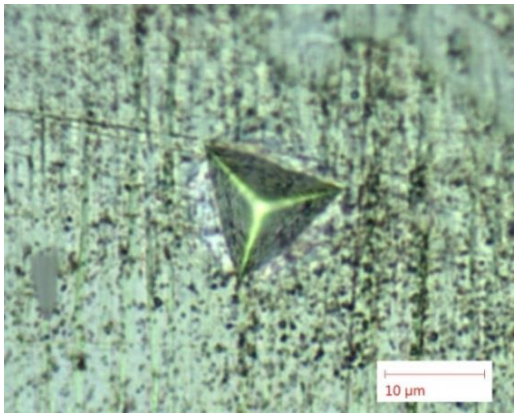
Услови испитивања:

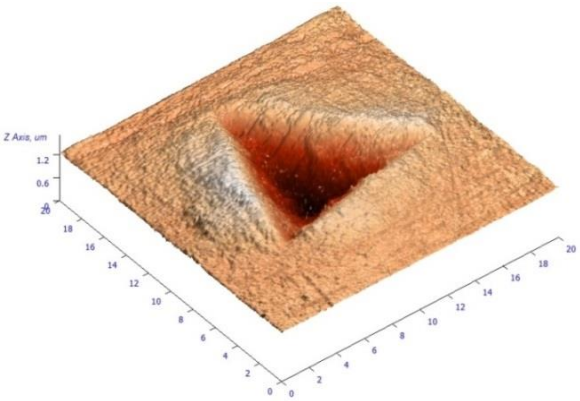
· Тип испитивања: Матрица 3x3
· Оптерећење: 100 mN;
· Време деловања максималног оптерећења: 15 s;
· Брзина оптерећења: 200 mN/min;
· Брзина растерећења: 200 mN/min;



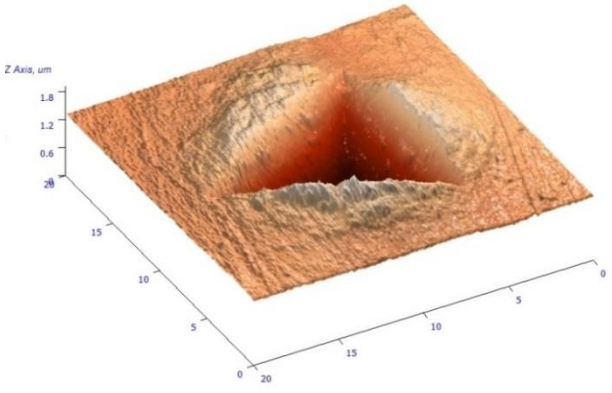


ZA-27

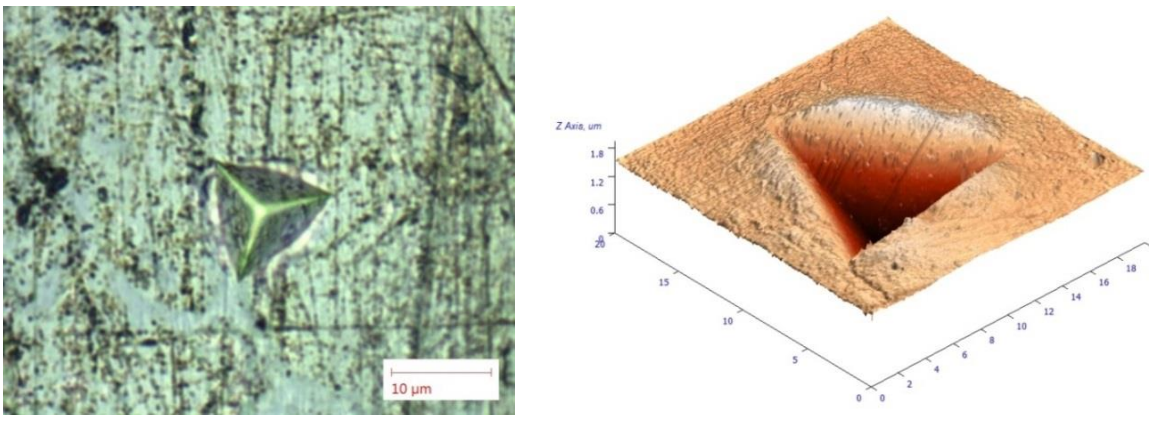




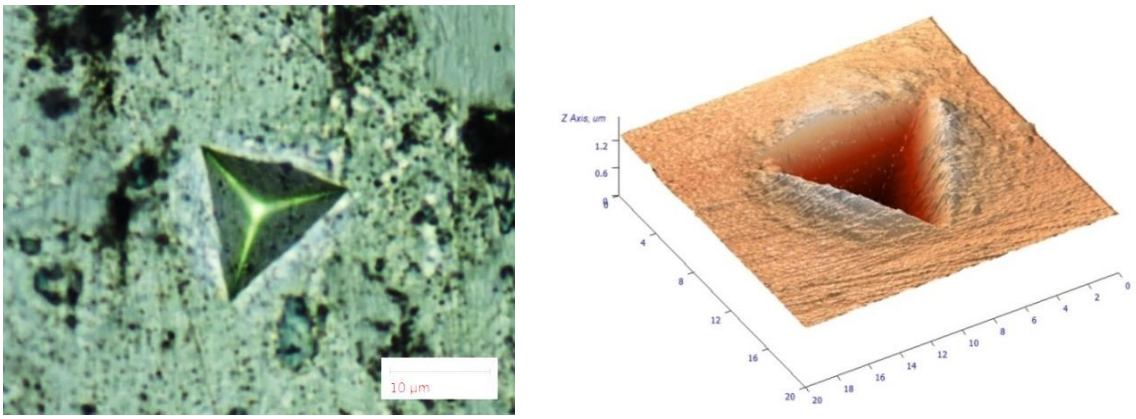
ZA-27+1%Al_2O_3



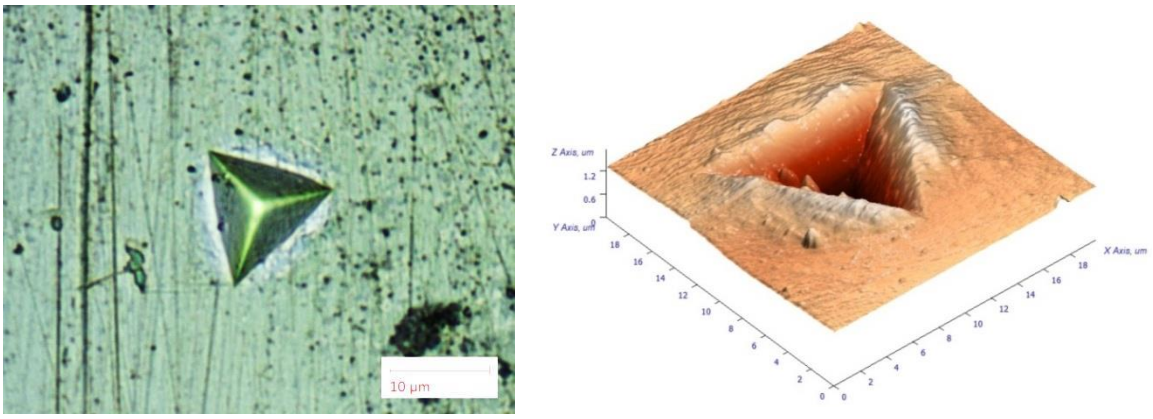
ZA-27+3%Al_2O_3



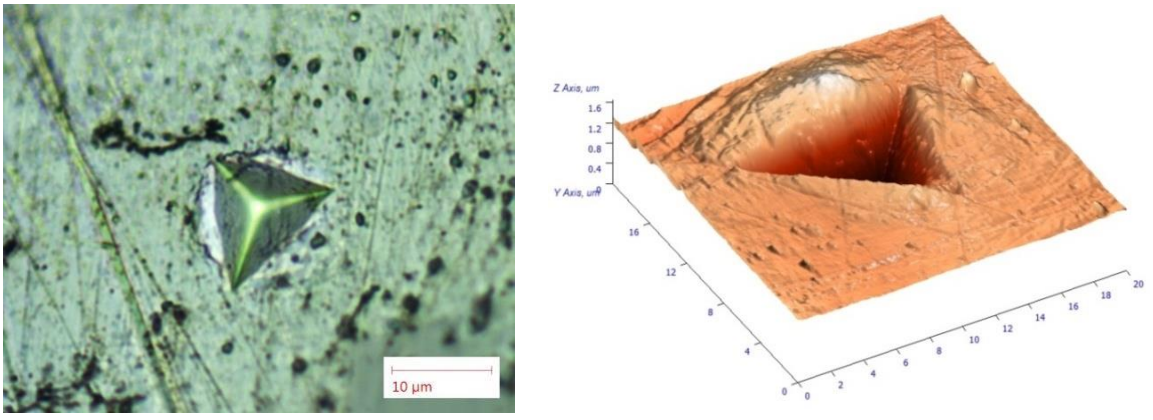
ZA-27+5%Al_2O_3



ZA-27+1%SiC



ZA-27+3%SiC



ZA-27+5%SiC

Слика 6.9. – Трагови нано утискивања у материјалима са ZA-27 основом са одговарајућим AFM приказима.

6.2.2 Резултати испитивања механичких карактеристика материјала са А356 основом

У табели 6.4 се налазе резултати утискивања, односно дат је приказ вредности аритметичких средина мерених величина за свих девет испитивања материјала са А356 основом.

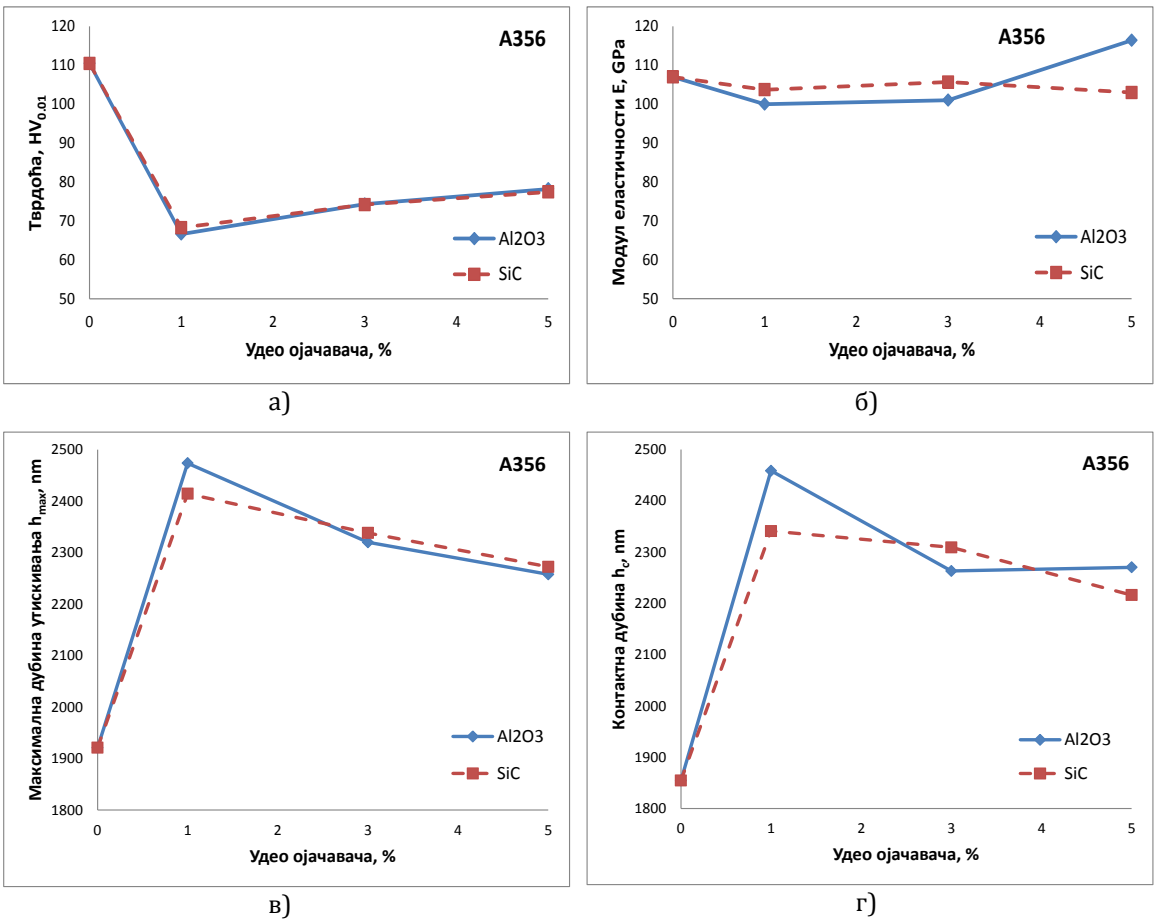
Табела 6.4. Резултати нано утискивања материјала са А356 основом.

	H_{IT} MPa	H_V Vikers	E GPa	h_m nm	h_c nm
А356	1192.632	110.451	106.962	1921.261	1854.749
А356+1% Al_2O_3	719.353	66.62	99.97	2473.558	2458.502
А356+3% Al_2O_3	802.385	74.31	101.013	2319.925	2263.021
А356+5% Al_2O_3	844.379	78.199	116.377	2257.642	2270.257
А356+1% SiC	737.377	68.289	103.695	2414.309	2340.921
А356+3% SiC	801.195	74.199	105.657	2338.132	2309.069
А356+5% SiC	836.260	77.447	102.957	2272.332	2216.075

Вредности које се налазе у табели приказане су графички у циљу лакше квантификације разлика у добијеним вредностима између различитих материјала (Слика 6.10), док су на слици 6.11 дате одговарајуће криве утискивања. На слици 6.12 приказани су трагови отисака утискивања, заједно са одговарајућим AFM приказом, у циљу бољег сагледавања реалних димензија отисака и механизама деформације који настају приликом утискивања. Криве утискивања и приказани отисци који се налазе на сликама 6.11 и 6.12, респективно, одговарају оним мерењима чије вредности тврдоћа одговарају средњим вредностима датим у табели 6.4.

Криве на слици 6.10 односе се са на: вредности тврдоће, модула еластичности, максималне дубине утискивања и контактне дубине у зависности од удела ојачавача. Треба напоменути да се измерене вредности за А356 легуру, односе на термички обрађену комерцијалну легуру, док добијени нанокомпозити нису термички обрађивани. На основу криве зависности тврдоће од удела ојачавача може се запазити да присуство ојачавача у основној легури, било да се ради о Al_2O_3 или о SiC, доводи до наглог пада тврдоће, односно да је вредност тврдоће нанокомпозита мања у односу на термички обрађену комерцијалну легуру. Даљим повећањем удела ојачавача тврдоћа благо расте. Такође, треба запазити да су вредности тврдоћа готово идентичне за нанокомпозите са Al_2O_3 и са SiC честицама.

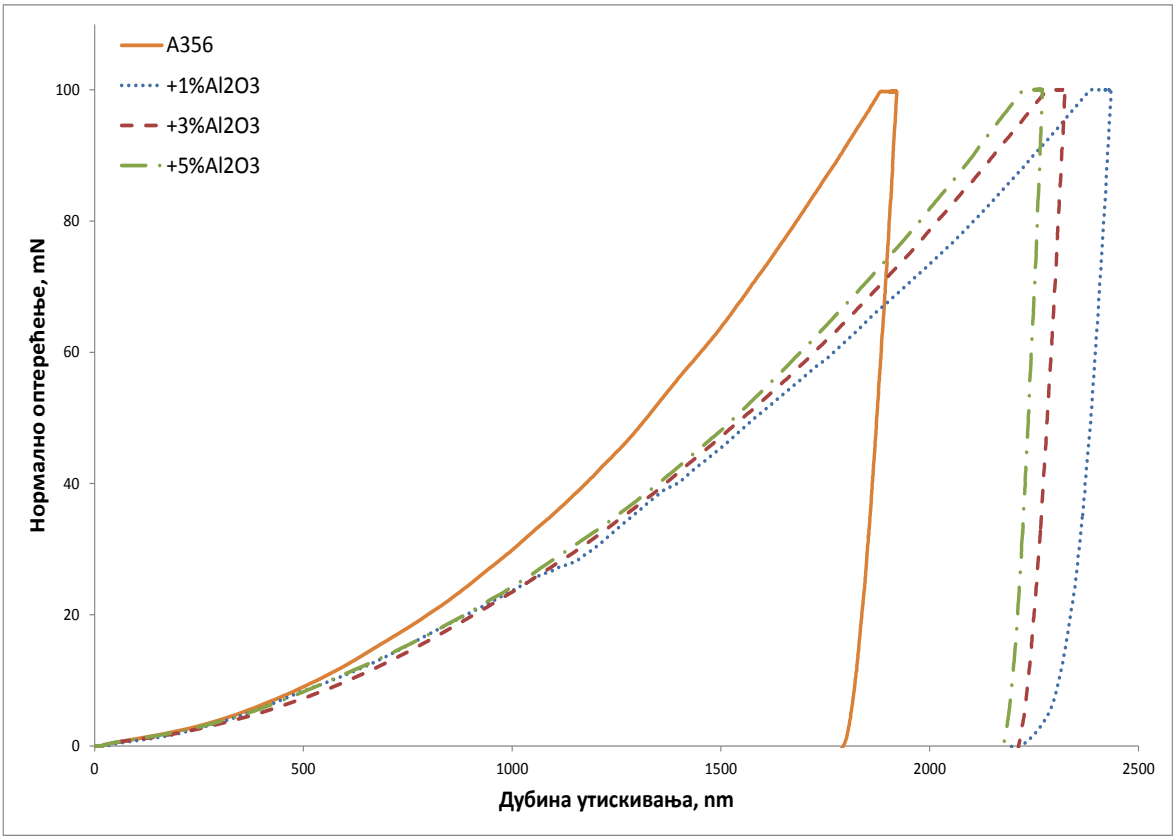
Криве које се односе на модул еластичности указују на то да са променом удела ојачавача нема великих промена у модулу еластичности, без обзира на тип ојачавача.



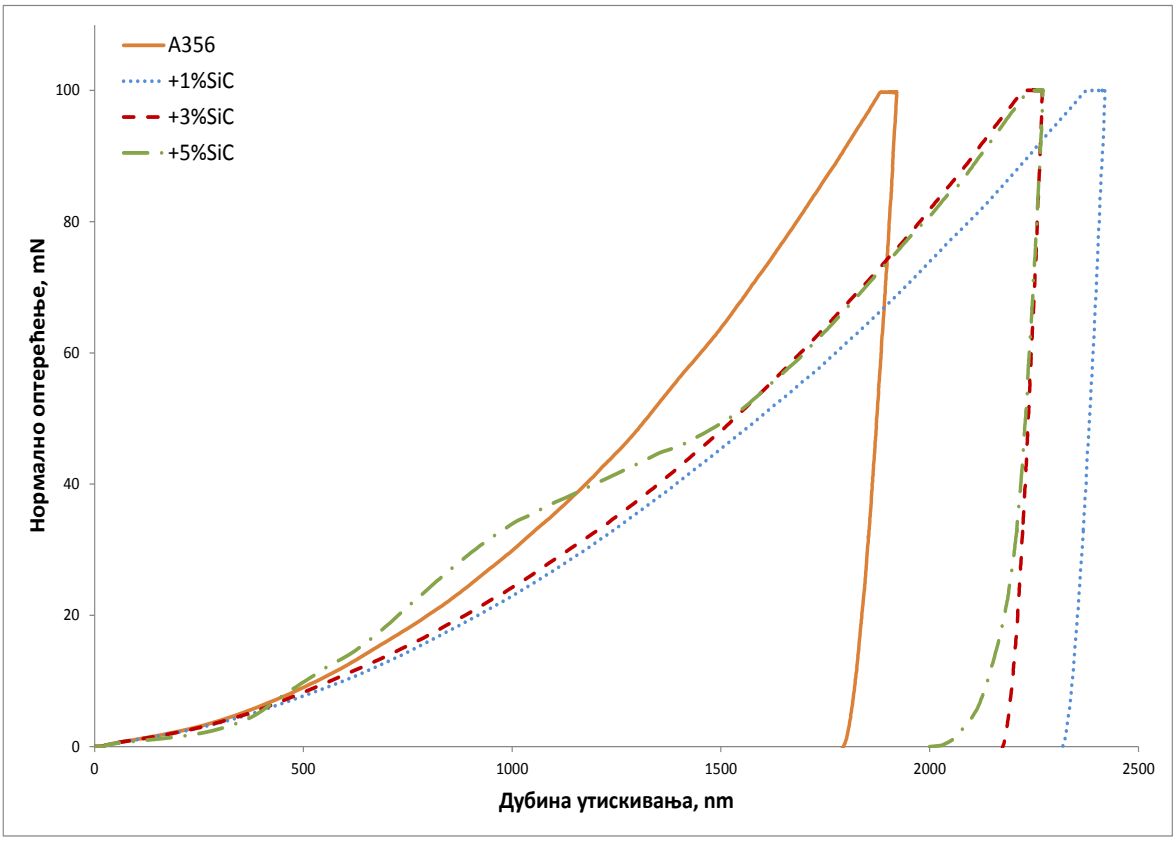
Слика 6.10 – Резултати нано утискивања нанокомпозита са А356 основом а) тврдоће, б) модула еластичности, в) максималне дубине утискивања и г)контактне дубине.

Криве утискивања за материјале са А356 основом представљене су на слици 6.11. Треба нагласити да су представљене криве чије вредности тврдоћа одговарају средњим вредностима представљеним у табели 6.4. Као што је веће речено раније, примећено је постојање еутектичког силицијума у А356 легури. Међутим може се закључити са слика површина материјала основе и нанокомпозита да је приликом мешања нанокомпозита дошло и до промене распореда еутектичког силицијума. Уочљиво је, да је распоред еутектичког силицијума у материјалу основе равномернији у односу на композитне материјале, што донекле утиче на добијене резултате. Испитивања на материјалима са основом А356 су конципирана тако да једнак број отисака буде у областима са и без присуства еутектичког силицијума на површини материјала. Ово је истовремено и објашњење за варијацију добијених вредности око средњих вредности представљених у табели 6.4 и слика оптичке микроскопије датих у оквиру слике 6.12.

На слици 6.12 дат је приказ типа мерења на примеру основне А356 легуре. Отисци утискивања представљени на слици 6.12 су отисци чије вредности тврдоћа приближно одговарају средњим вредностима приказаним у табели 6.4.

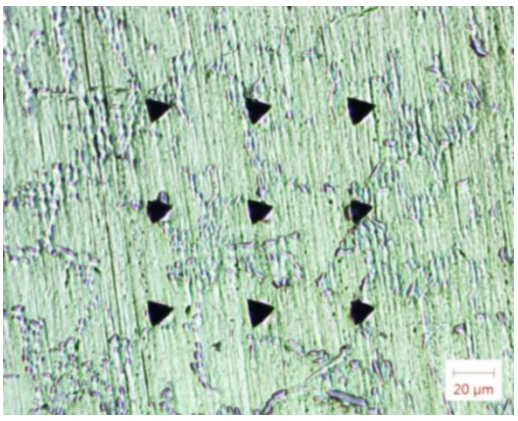


а)



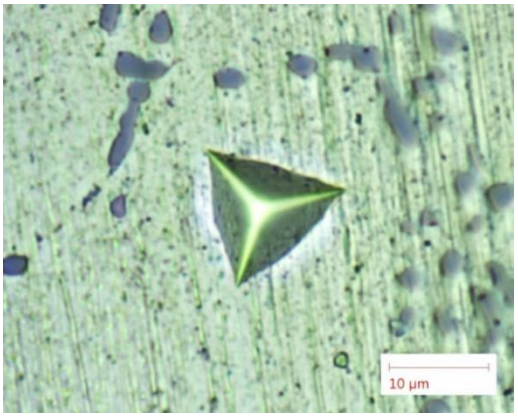
б)

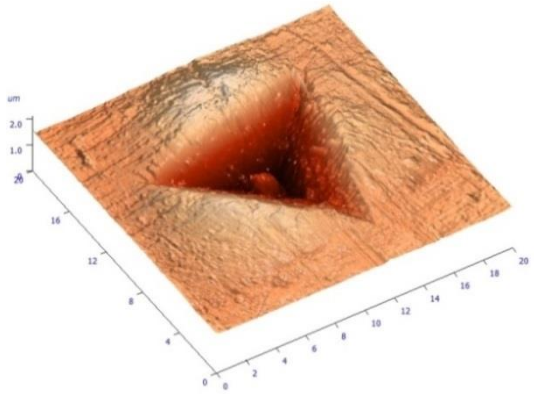
Слика 6.11 – Дијаграми нано утискивања материјала са А356 основом и додатком нано честица: а)Al_2O_3 и б) SiC.



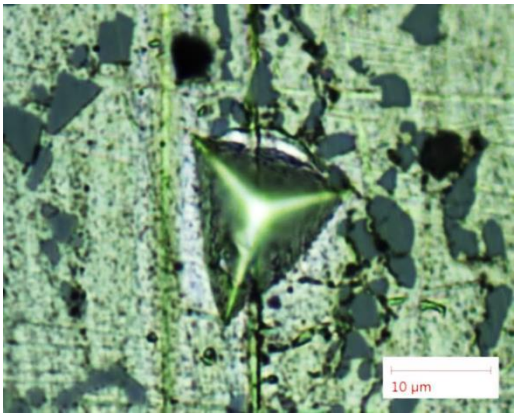
Услови испитивања:

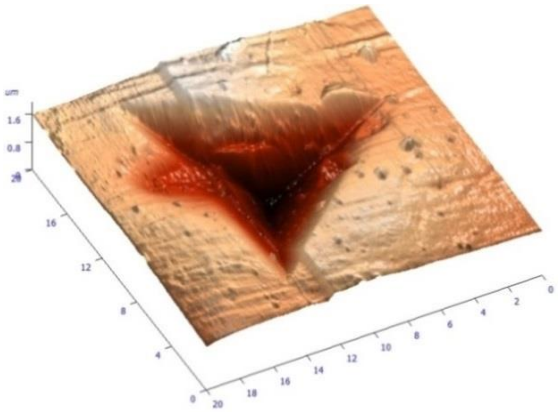
· Тип испитивања: Матрица 3x3
· Оптерећење: 100 mN;
· Време деловања максималног оптерећења: 15 s;
· Брзина оптерећења: 200 mN/min;
· Брзина растерећења: 200 mN/min;



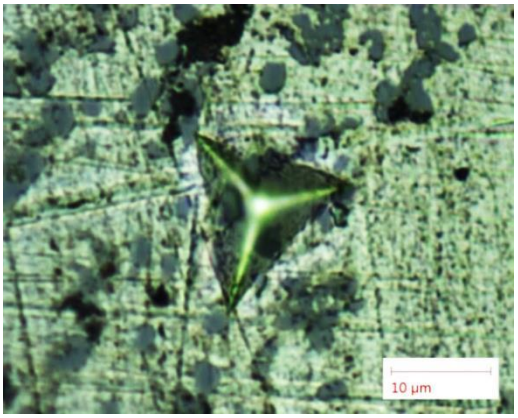


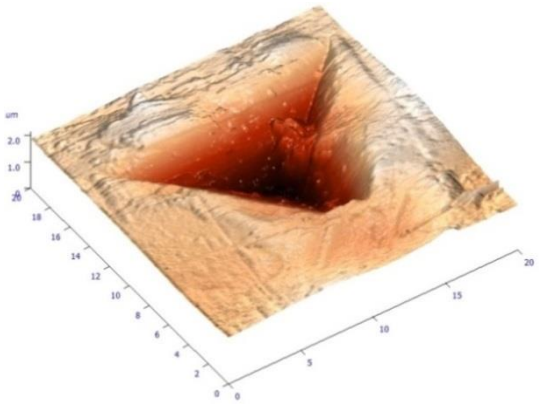
A356



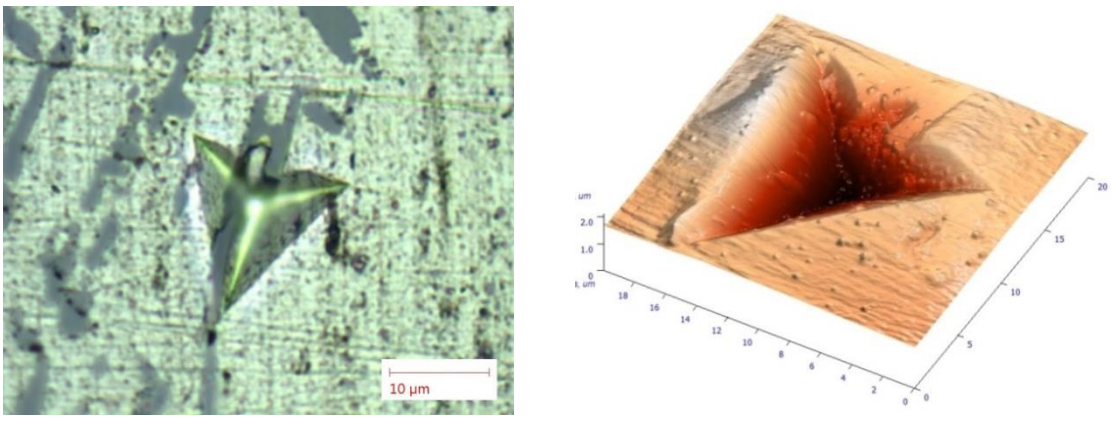


A356+1%Al_2O_3





A356+3%Al_2O_3



A356+5%Al_2O_3

A356+1%SiC

A356+3%SiC

A356+5%SiC

Слика 6.12 – Трагови утискивања у материјалима са A356 основом са одговарајућим AFM приказима

6.3 Триболошка испитивања

Триболошка испитивања су подразумевала карактеризацију триболошких феномена, трења и хабања, у односу на контактне услове, пређени пут и варијације у структури материјала који се испитује. На основу литературног прегледа одлучено је да се триболошка испитивања обаве у условима без подмазивања, из разлога што је првенствени циљ ових испитивања да одреди утицај врсте и удела ојачавача на триболошке карактеристике нанокомпозита. Контактни елементи трибомеханичког система су блок израђен од материјала чије се триболошке карактеристике испитују (материјали основних ZA-27 и A356 легура и нанокомпозити на бази ових легура ојачани керамичким честицама ојачавача Al_2O_3 и SiC , са 1, 3 и 5% запреминског и масеног удела, респективно) и челични диск велике тврдоће. Треба нагласити да је блок статични елемент трибомеханичког система, а да се диск ротира око своје осе, док се брзина клизања прерачунава на основу броја обртаја и полупречника диска. Блок и диск се израђују према препорукама и димензијама дефинисаним стандардом „ASTM G 77“, који су детаљно представљени у претходним поглављу.

Због мањег броја челичних дискова у односу на број испитиваних узорака нанокомпозитних материјала, дискови су коришћени више пута у оквиру испитивања једног материјала. Поступак припреме диска и блока за испитивање представљен је раније у оквиру овог поглавља.

Триболошка испитивања подразумевала су праћење вредности хабања и коефицијента трења у зависности од пута клизања. Према томе, један део испитивања је имао континуалан карактер, односно није било заустављања уређаја у току пута клизања, док је део који се односи на праћење вредности хабања у зависности од пута клизања захтевао заустављање уређаја у одређеним интервалима, а затим мерење ширина трага хабања. Наредни део поглавља је подељен на део који се односи на конструкцију кривих хабања, на вредности хабања материјала након пређеног укупног пута клизања без заустављања уређаја и на вредности измерених коефицијената трења.

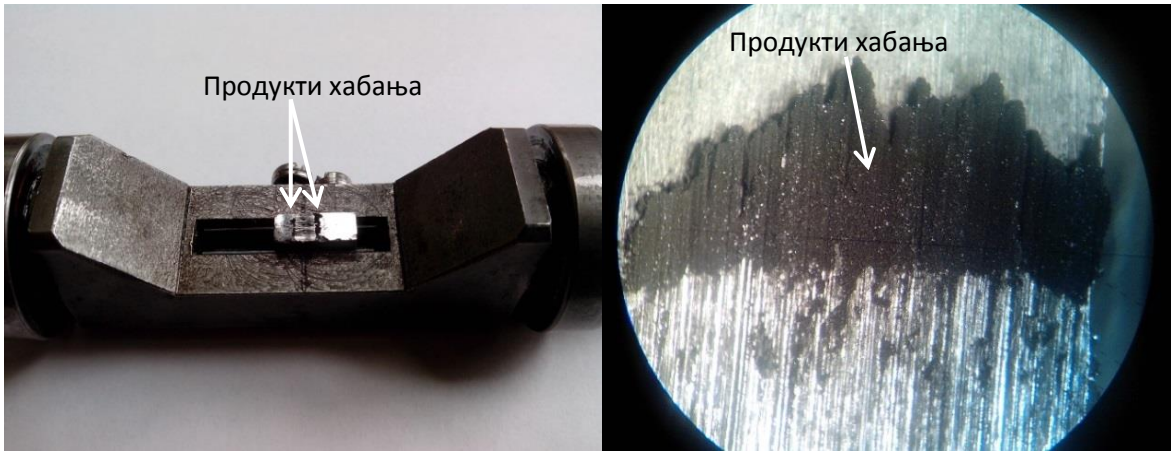
6.3.1 Криве хабања

Као што је речено конструкција кривих хабања захтева заустављање уређаја након одређених вредности пређеног пута, ради квантификовања хабања у датом тренутку. На основу укупног пута клизања од 300 m, одлучено је да се заустављања и мерење параметра хабања врше након следећих вредности пређеног пута клизања: 20, 40, 60, 80, 100, 150, 200, 250 и 300 m.

Трибометар на коме су вршена испитивања нема могућност аутоматског или програмираног заустављања, а величина која се односи на трајање контакта изражена је временском скалом, у секундама. Приликом сваког отпочињања или заустављања триболошког испитивања потребно је забележити време почетка или завршетка, респективно. Такође, приликом

одређивања времена заустављања на основу пређеног пута, потребно је водити рачуна о брзини клизања, тако да време трајања контакта зависи од брзине клизања. Односно најкраће време остваривања контакта два елемента резервисано је за највећу брзину клизања и обрнуто.

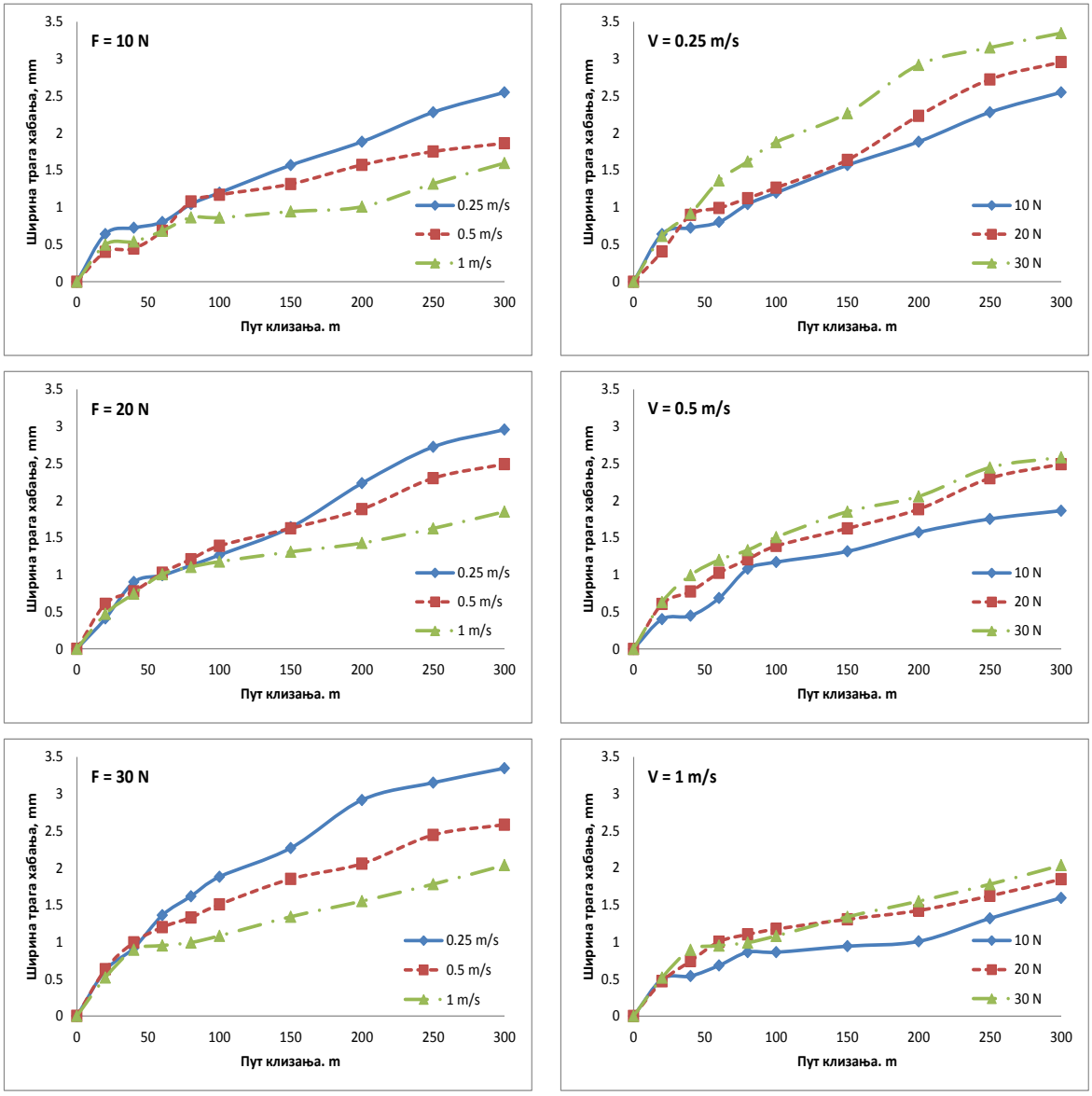
Треба нагласити да се након заустављања трибометра скида носач узорка, представљен на слици 5.13 и да се узорак заједно са носачем поставља на мерни микроскоп (слика 5.21) ради мерења ширине трага хабања. Сваки траг се мери у најмање пет тачака, а коначна вредност се добија као аритметичка средина измерених вредности. Такође, ради мерења ширина трагова хабања неопходно је очистити контактну површину, пошто се на ивицама трага хабања гомилају продукти хабања, чије присуство онемогућава прецизно мерење ширине трага хабања (Слика 6.13). Веће нагомилавање продуката хабања запажено је на страни трага хабања где диск условно речено „напушта“ контакт, а мање на страни где „улази“ у контакт. Присуство продуката хабања са „улазне“ стране потврда је трансфера материјала, као и да део продуката хабања буде залепљен за контактну површину диска након „излаза“, а буде заустављен на „улазу“ у контакт. У табелама 6.5-6.18 су представљене вредности хабања након одређених вредности пређеног пута, за све испитиване материјале, док су на сликама 6.14-6.27 представљене криве хабања конструисане на основу тих вредности.



Слика 6.13 – Изглед блока у носачу узорка (лево) и нагомиланих продуката хабања на ивици трага (десно).

Табела 6.5 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

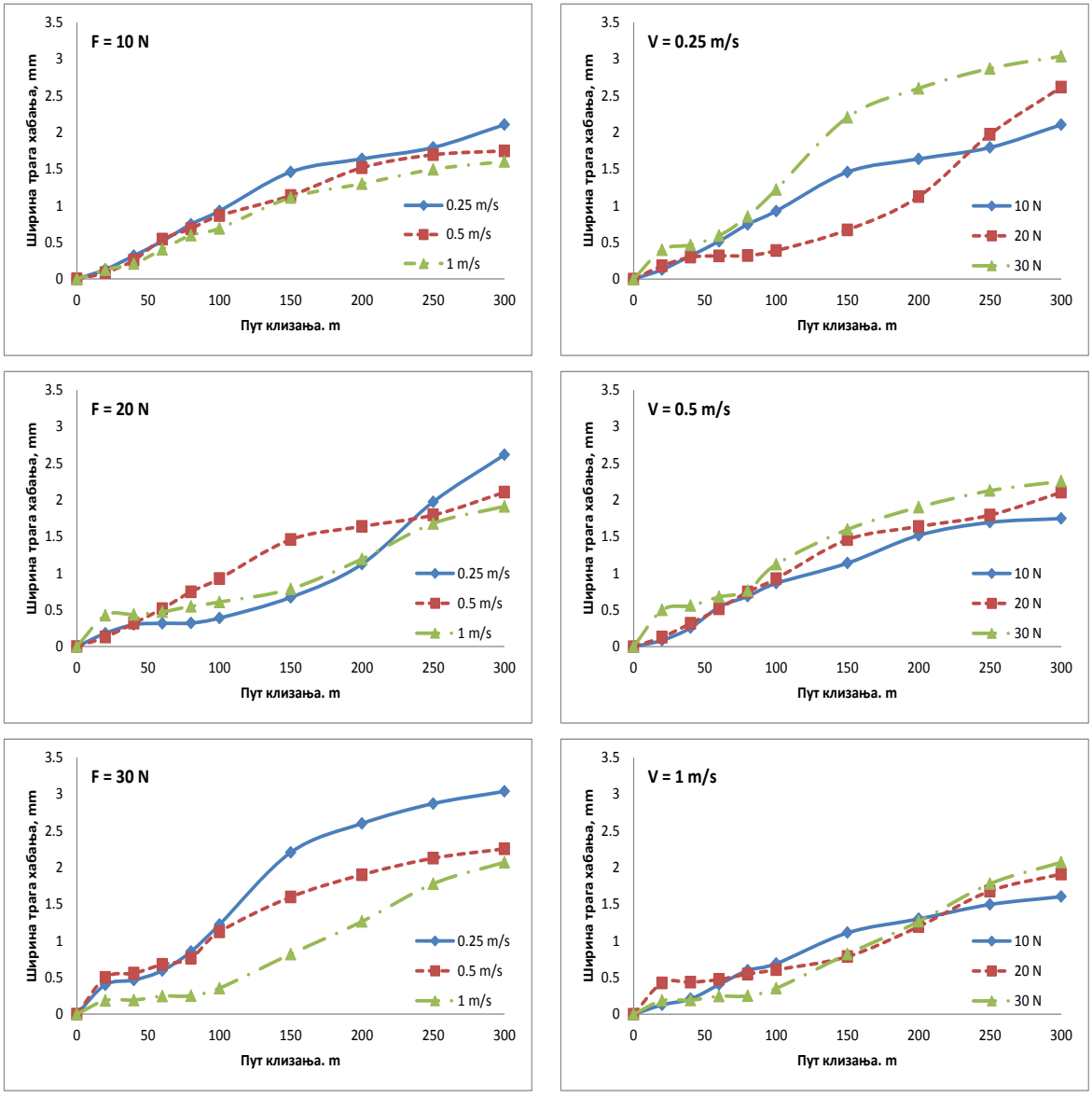
ZA-27										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.642	0.401	0.500	0.408	0.605	0.471	0.616	0.632	0.520
		40	0.726	0.446	0.541	0.900	0.774	0.744	0.919	0.995	0.895
		60	0.803	0.684	0.684	0.991	1.025	1.005	1.362	1.200	0.952
		80	1.043	1.079	0.864	1.124	1.207	1.103	1.617	1.331	0.992
		100	1.197	1.170	0.863	1.265	1.387	1.175	1.880	1.506	1.083
		150	1.568	1.315	0.944	1.638	1.625	1.307	2.269	1.850	1.341
		200	1.884	1.572	1.010	2.233	1.883	1.426	2.917	2.057	1.552
		250	2.281	1.752	1.320	2.723	2.300	1.623	3.151	2.445	1.780
		300	2.548	1.863	1.597	2.955	2.490	1.848	3.346	2.584	2.037



Слика 6.14 – Криве хабања основне ZA-27 легуре.

Табела 6.6 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

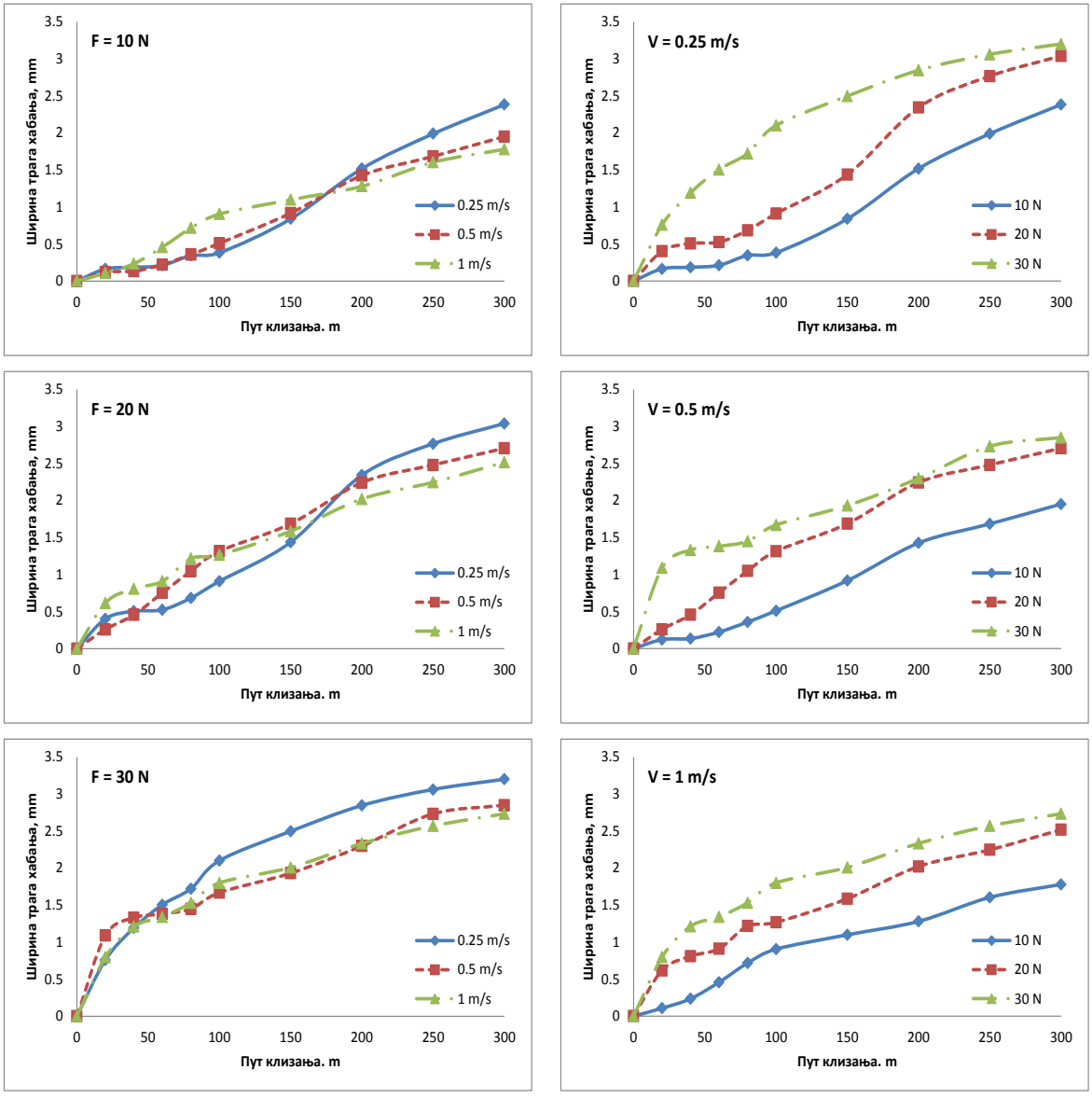
ZA-27 + 1%Al_2O_3										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.130	0.087	0.127	0.181	0.130	0.427	0.400	0.499	0.187
		40	0.317	0.256	0.209	0.299	0.317	0.436	0.465	0.558	0.192
		60	0.517	0.542	0.405	0.317	0.517	0.474	0.593	0.677	0.245
		80	0.746	0.686	0.597	0.321	0.746	0.549	0.853	0.761	0.250
		100	0.927	0.863	0.689	0.388	0.927	0.607	1.221	1.121	0.353
		150	1.459	1.138	1.109	0.671	1.459	0.786	2.204	1.597	0.819
		200	1.638	1.517	1.298	1.124	1.638	1.195	2.600	1.901	1.263
		250	1.793	1.694	1.496	1.973	1.793	1.679	2.871	2.126	1.778
		300	2.104	1.747	1.603	2.615	2.104	1.911	3.037	2.254	2.071



Слика 6.15 – Криве хабања нанокомпозита ZA-27+1%Al_2O_3.

Табела 6.7 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

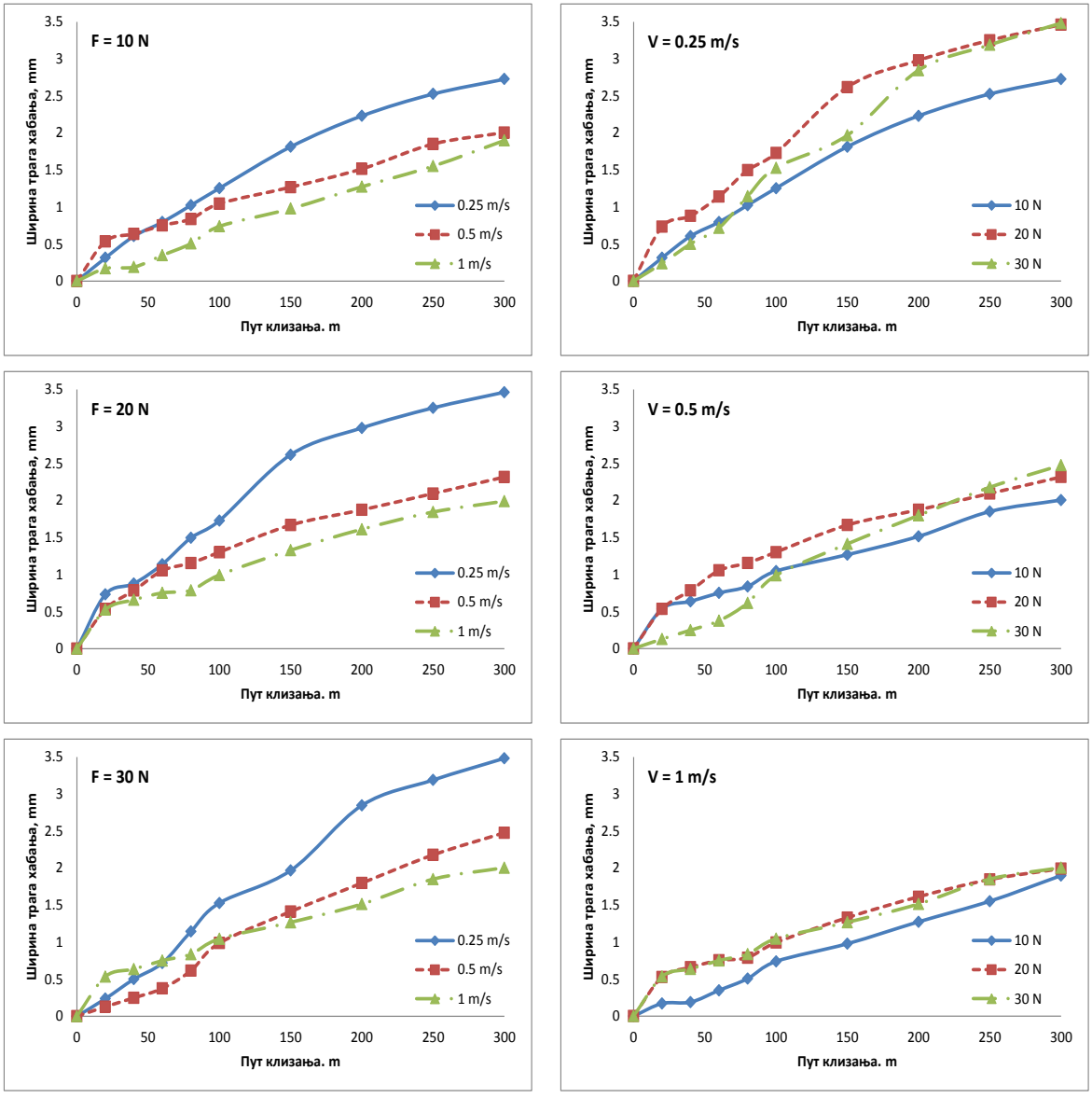
ZA-27 + 3%Al_2O_3										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.164	0.121	0.107	0.403	0.260	0.617	0.759	1.090	0.797
		40	0.185	0.135	0.235	0.506	0.457	0.810	1.192	1.330	1.213
		60	0.212	0.223	0.458	0.525	0.754	0.910	1.506	1.381	1.340
		80	0.346	0.359	0.717	0.684	1.048	1.217	1.721	1.449	1.531
		100	0.382	0.510	0.904	0.910	1.315	1.267	2.100	1.669	1.800
		150	0.839	0.917	1.098	1.437	1.686	1.586	2.497	1.931	2.008
		200	1.518	1.426	1.279	2.343	2.243	2.021	2.845	2.299	2.332
		250	1.988	1.683	1.603	2.766	2.480	2.246	3.061	2.732	2.569
		300	2.382	1.951	1.779	3.040	2.705	2.517	3.200	2.849	2.733



Слика 6.16 – Криве хабања нанокомпозита ZA-27+3%Al_2O_3.

Табела 6.8 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

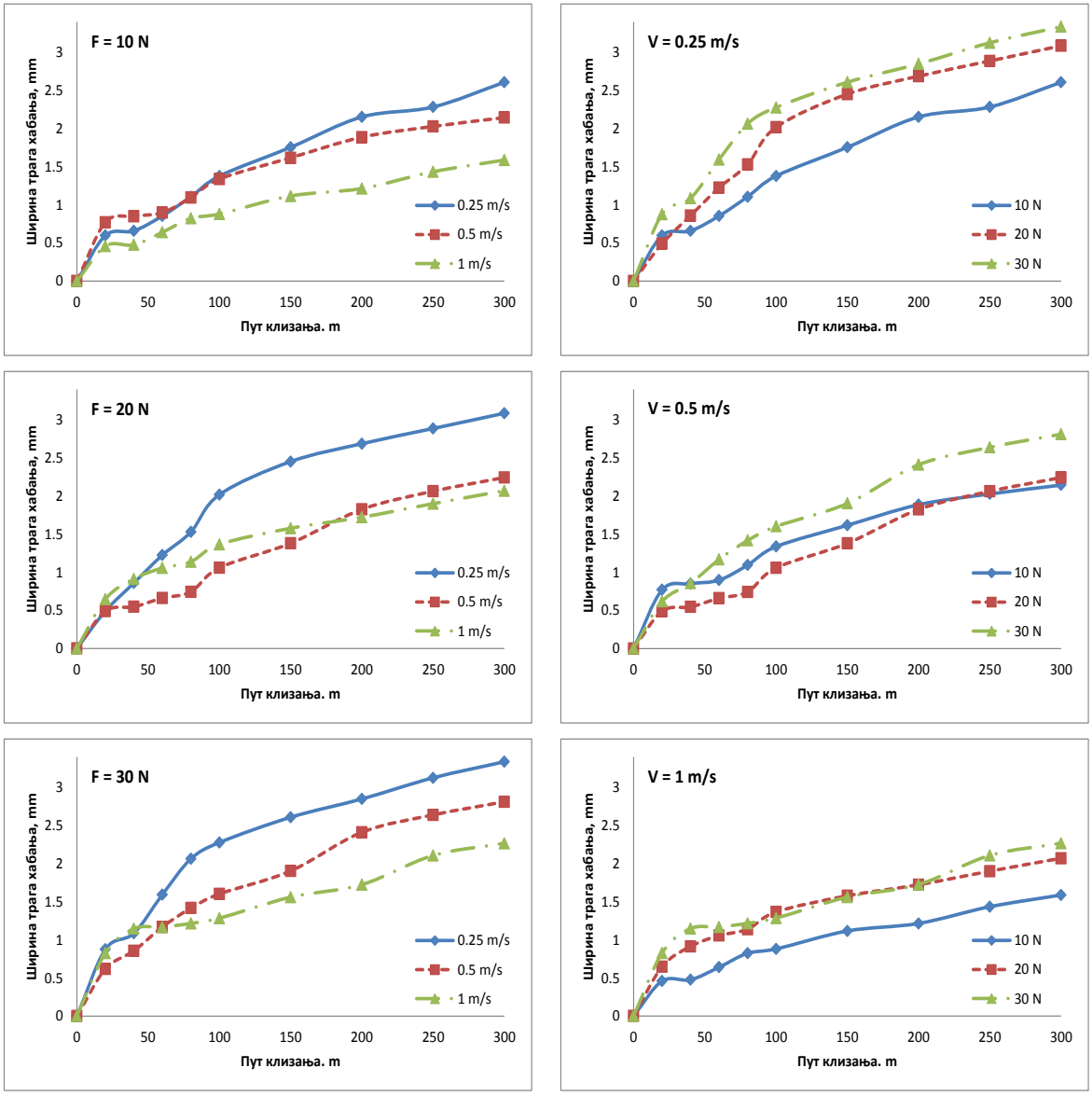
ZA-27 + 5%Al_2O_3										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.313	0.536	0.171	0.733	0.534	0.527	0.237	0.129	0.536
		40	0.606	0.637	0.189	0.879	0.784	0.659	0.501	0.249	0.637
		60	0.795	0.751	0.349	1.141	1.055	0.753	0.718	0.376	0.751
		80	1.023	0.839	0.506	1.497	1.156	0.789	1.144	0.615	0.839
		100	1.253	1.046	0.739	1.728	1.302	0.994	1.529	0.988	1.046
		150	1.813	1.268	0.978	2.618	1.668	1.330	1.968	1.413	1.268
		200	2.230	1.515	1.274	2.980	1.873	1.612	2.846	1.798	1.515
		250	2.525	1.850	1.552	3.250	2.094	1.845	3.189	2.178	1.850
		300	2.725	2.005	1.898	3.462	2.317	1.991	3.482	2.477	2.005



Слика 6.17 – Криве хабања нанокомпозита ZA-27+5%Al_2O_3.

Табела 6.9 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

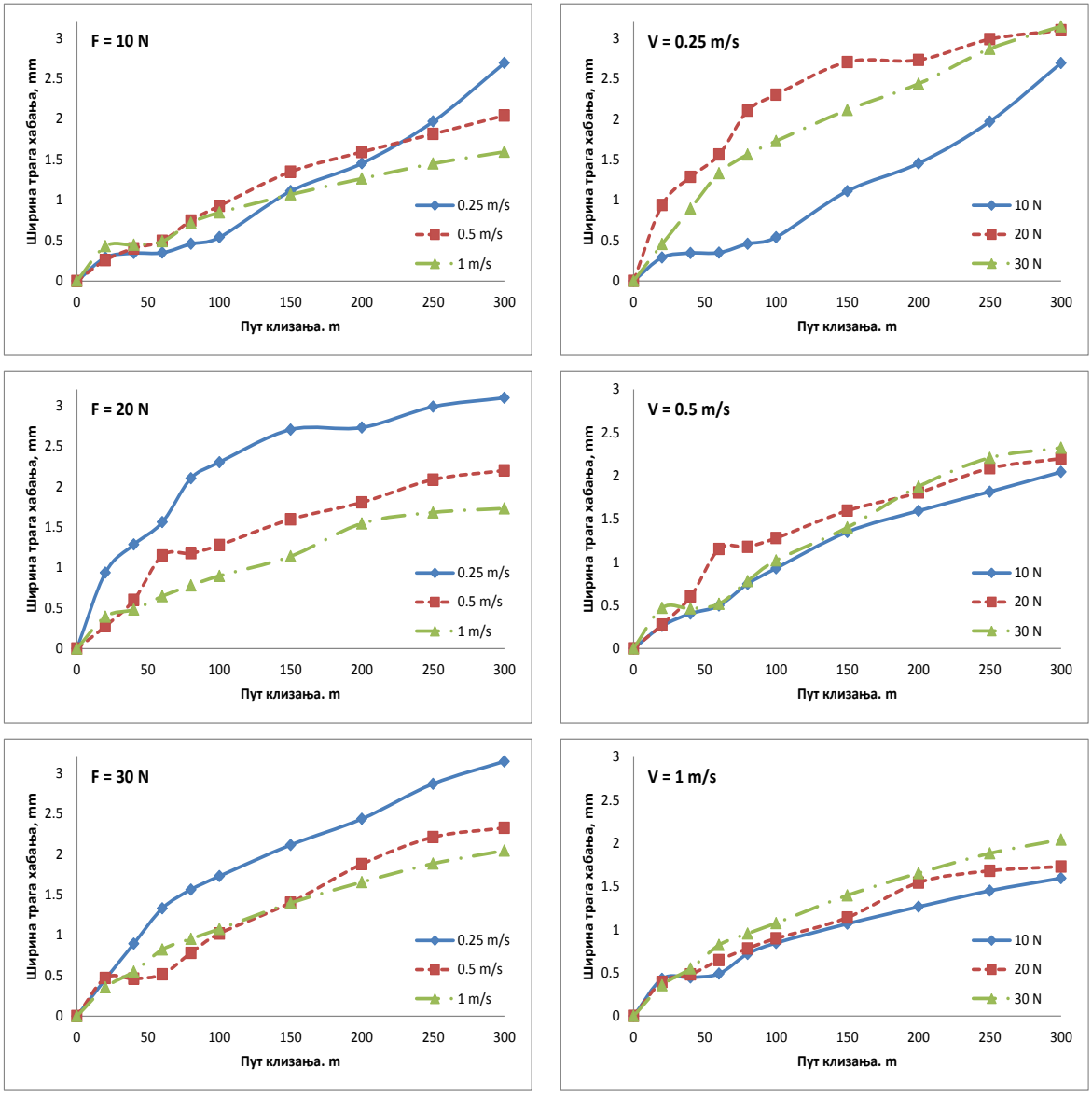
ZA-27 + 1%SiC										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.597	0.770	0.459	0.491	0.490	0.646	0.876	0.618	0.827
		40	0.659	0.850	0.476	0.859	0.547	0.913	1.087	0.856	1.147
		60	0.855	0.898	0.640	1.225	0.661	1.056	1.594	1.169	1.168
		80	1.106	1.095	0.824	1.529	0.743	1.138	2.063	1.417	1.216
		100	1.378	1.338	0.880	2.018	1.058	1.366	2.277	1.602	1.284
		150	1.754	1.617	1.116	2.452	1.381	1.577	2.608	1.904	1.560
		200	2.153	1.887	1.214	2.687	1.825	1.722	2.848	2.411	1.726
		250	2.283	2.028	1.434	2.886	2.063	1.900	3.125	2.639	2.107
		300	2.607	2.144	1.587	3.086	2.243	2.070	3.336	2.811	2.267



Слика 6.18 – Криве хабања нанокомпозита ZA-27+1%SiC.

Табела 6.10 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

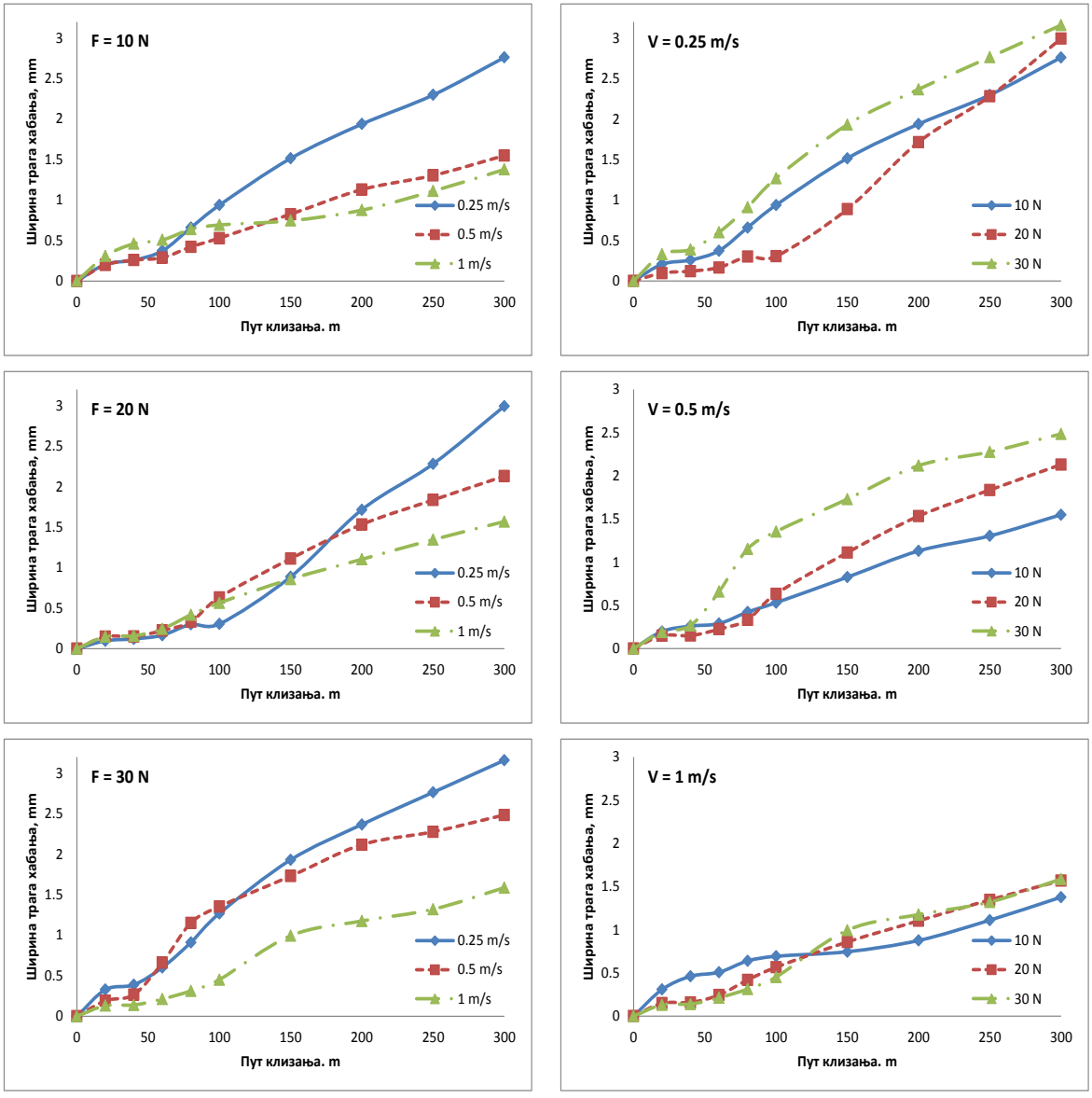
ZA-27 + 3%SiC										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.289	0.259	0.430	0.936	0.276	0.395	0.456	0.470	0.356
		40	0.344	0.404	0.446	1.284	0.601	0.482	0.895	0.463	0.550
		60	0.349	0.496	0.490	1.560	1.150	0.647	1.331	0.517	0.822
		80	0.459	0.748	0.719	2.101	1.177	0.781	1.562	0.781	0.955
		100	0.538	0.928	0.845	2.300	1.277	0.898	1.727	1.019	1.075
		150	1.109	1.348	1.068	2.703	1.595	1.140	2.112	1.400	1.397
		200	1.453	1.593	1.264	2.728	1.804	1.545	2.435	1.875	1.654
		250	1.968	1.815	1.450	2.985	2.086	1.680	2.867	2.208	1.883
		300	2.690	2.043	1.596	3.095	2.199	1.730	3.144	2.323	2.043



Слика 6.19 – Криве хабања нанокомпозита ZA-27+3%SiC.

Табела 6.11 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

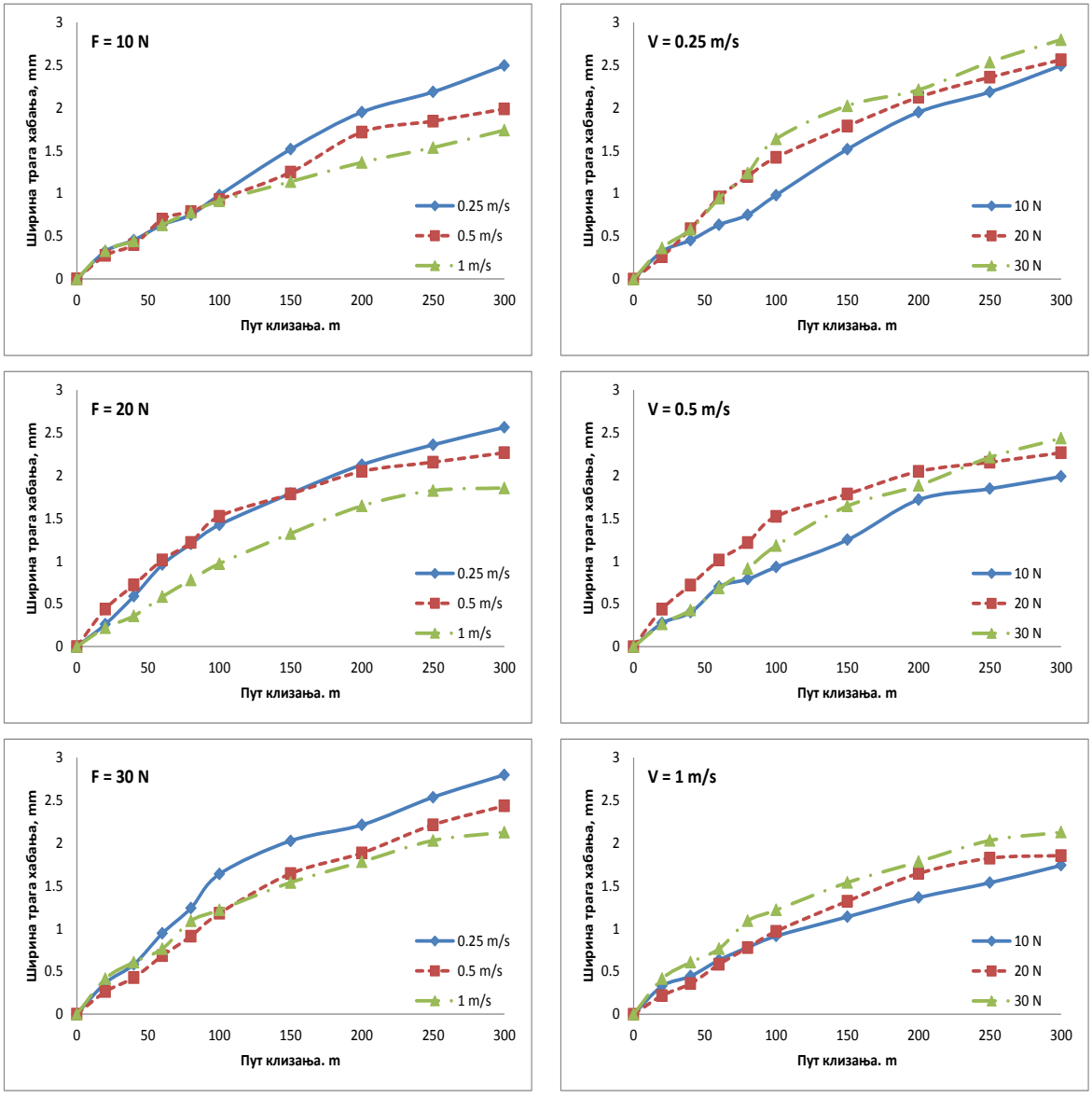
ZA-27 + 5%SiC										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.207	0.198	0.308	0.097	0.149	0.150	0.329	0.191	0.131
		40	0.258	0.260	0.461	0.121	0.150	0.158	0.389	0.268	0.140
		60	0.374	0.289	0.508	0.166	0.225	0.245	0.602	0.660	0.213
		80	0.659	0.422	0.639	0.300	0.332	0.418	0.911	1.152	0.313
		100	0.937	0.531	0.693	0.305	0.633	0.566	1.269	1.355	0.452
		150	1.514	0.826	0.746	0.887	1.111	0.859	1.930	1.729	0.994
		200	1.937	1.130	0.876	1.715	1.533	1.103	2.367	2.117	1.176
		250	2.297	1.304	1.111	2.280	1.835	1.346	2.763	2.277	1.321
		300	2.760	1.549	1.377	2.993	2.130	1.569	3.159	2.484	1.587



Слика 6.20 – Криве хабања нанокомпозита ZA-27+5%SiC.

Табела 6.12 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

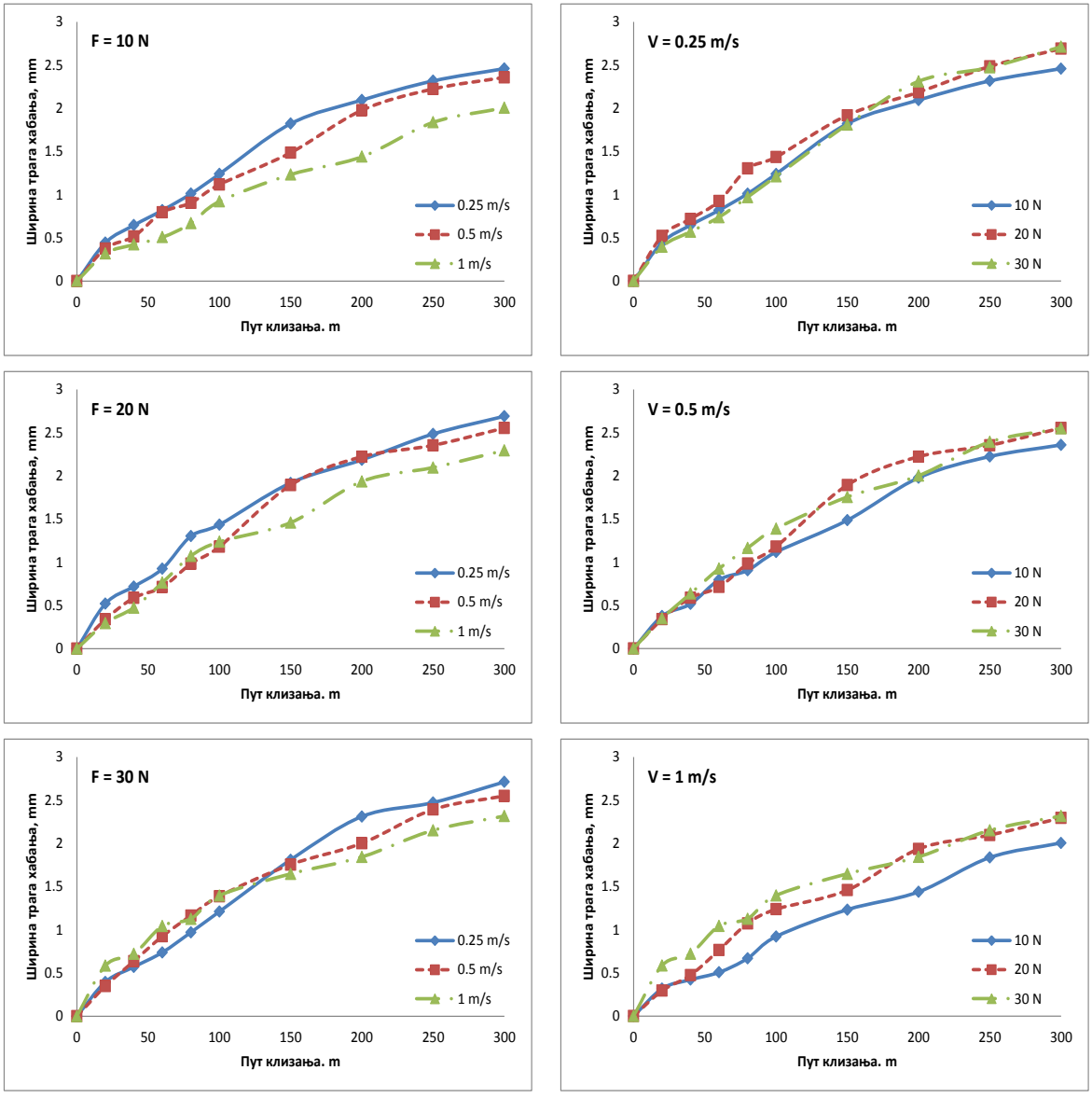
A356										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.322	0.275	0.329	0.261	0.438	0.218	0.364	0.262	0.415
		40	0.454	0.400	0.445	0.588	0.720	0.358	0.581	0.427	0.607
		60	0.634	0.699	0.633	0.958	1.012	0.583	0.944	0.682	0.765
		80	0.751	0.788	0.780	1.200	1.215	0.777	1.239	0.910	1.090
		100	0.981	0.929	0.913	1.422	1.522	0.969	1.637	1.178	1.218
		150	1.516	1.247	1.138	1.788	1.783	1.321	2.025	1.642	1.538
		200	1.950	1.716	1.362	2.125	2.047	1.644	2.211	1.883	1.781
		250	2.186	1.845	1.536	2.358	2.155	1.823	2.535	2.212	2.030
		300	2.495	1.987	1.739	2.562	2.265	1.854	2.797	2.435	2.126



Слика 6.21 – Криве хабања основне A356 легуре.

Табела 6.13 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

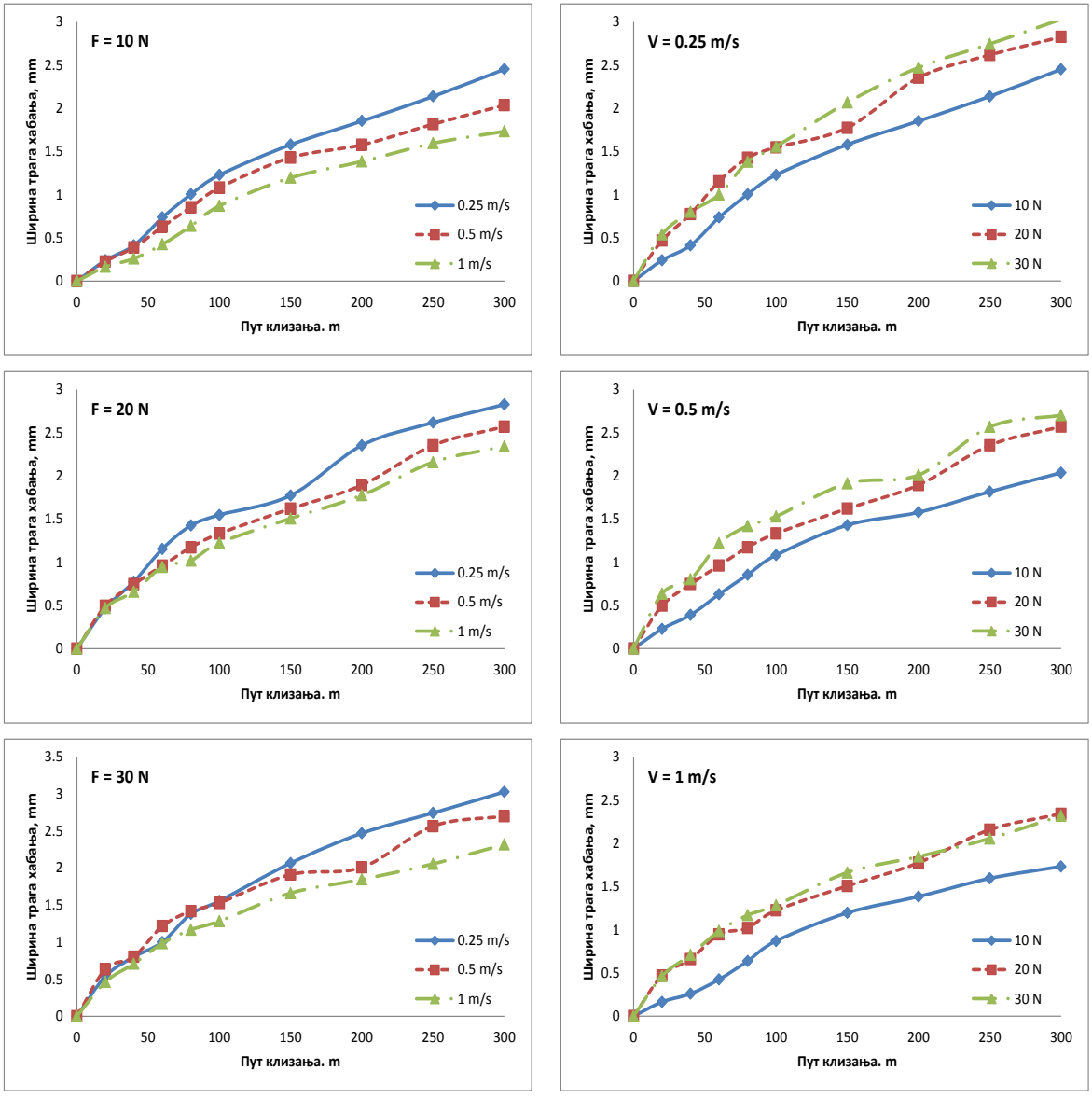
A356 + 1%Al_2O_3										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.444	0.375	0.318	0.520	0.339	0.295	0.397	0.349	0.586
		40	0.646	0.517	0.422	0.719	0.589	0.475	0.571	0.638	0.723
		60	0.819	0.796	0.507	0.925	0.713	0.765	0.739	0.925	1.044
		80	1.010	0.905	0.668	1.303	0.984	1.073	0.971	1.164	1.127
		100	1.238	1.116	0.921	1.435	1.179	1.237	1.211	1.389	1.397
		150	1.821	1.485	1.233	1.918	1.893	1.458	1.810	1.754	1.648
		200	2.094	1.977	1.439	2.185	2.221	1.935	2.311	2.001	1.844
		250	2.316	2.223	1.836	2.484	2.353	2.096	2.472	2.392	2.152
		300	2.458	2.357	2.005	2.689	2.553	2.294	2.711	2.549	2.316



Слика 6.22 – Криве хабања нанокомпозита A356+1%Al_2O_3.

Табела 6.14 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

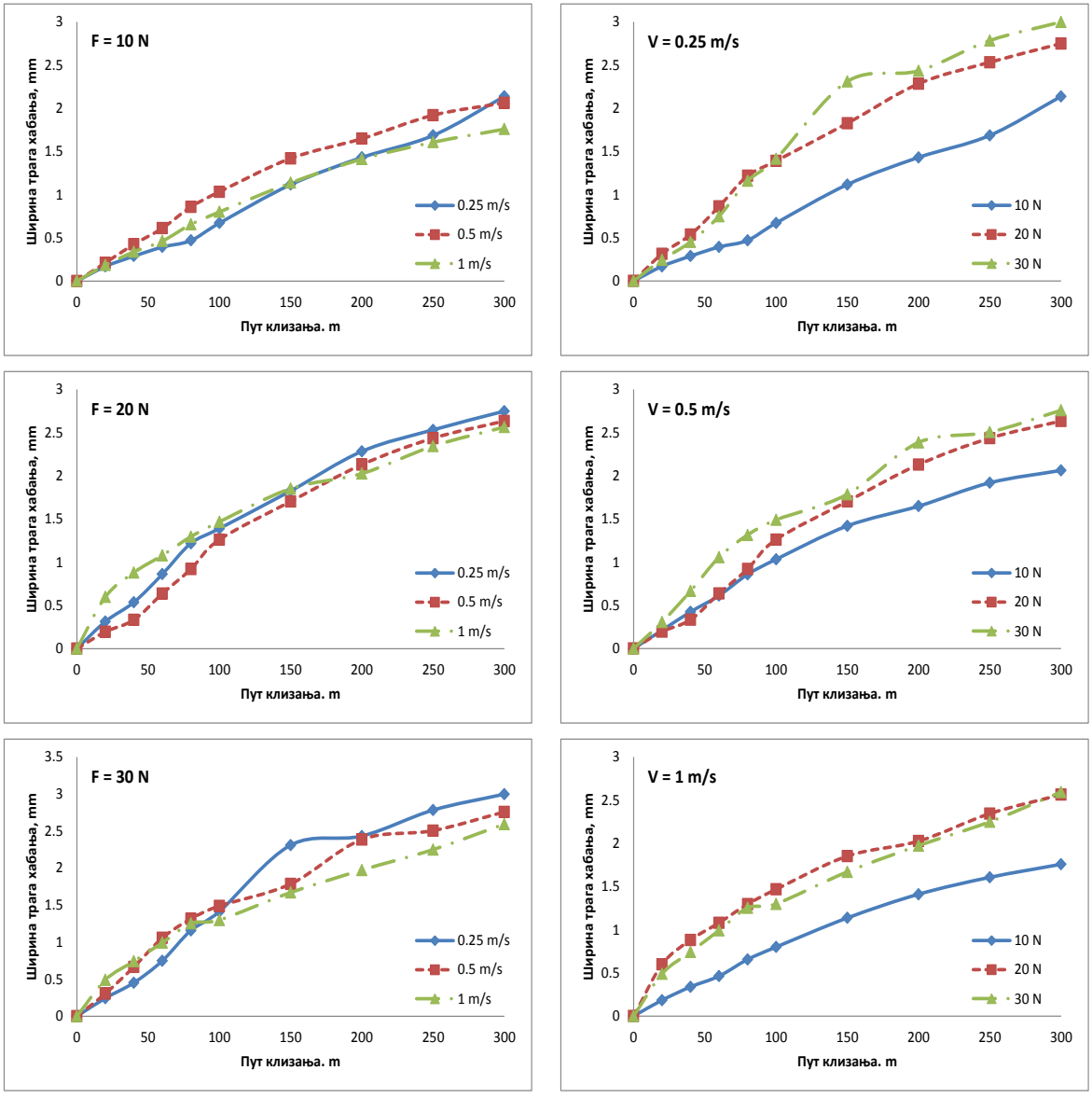
A356 + 3%Al_2O_3										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.239	0.228	0.165	0.468	0.496	0.470	0.540	0.635	0.464
		40	0.412	0.389	0.260	0.775	0.746	0.660	0.801	0.803	0.709
		60	0.735	0.628	0.425	1.154	0.961	0.946	1.000	1.218	0.985
		80	1.003	0.854	0.637	1.425	1.172	1.020	1.381	1.419	1.168
		100	1.228	1.081	0.870	1.547	1.332	1.225	1.556	1.529	1.283
		150	1.578	1.429	1.196	1.773	1.619	1.507	2.067	1.912	1.662
		200	1.851	1.577	1.384	2.353	1.893	1.776	2.470	2.009	1.847
		250	2.136	1.816	1.595	2.616	2.353	2.158	2.744	2.566	2.056
		300	2.450	2.035	1.733	2.825	2.569	2.342	3.028	2.701	2.319



Слика 6.23 – Криве хабања нанокомпозита A356+3%Al_2O_3.

Табела 6.15 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

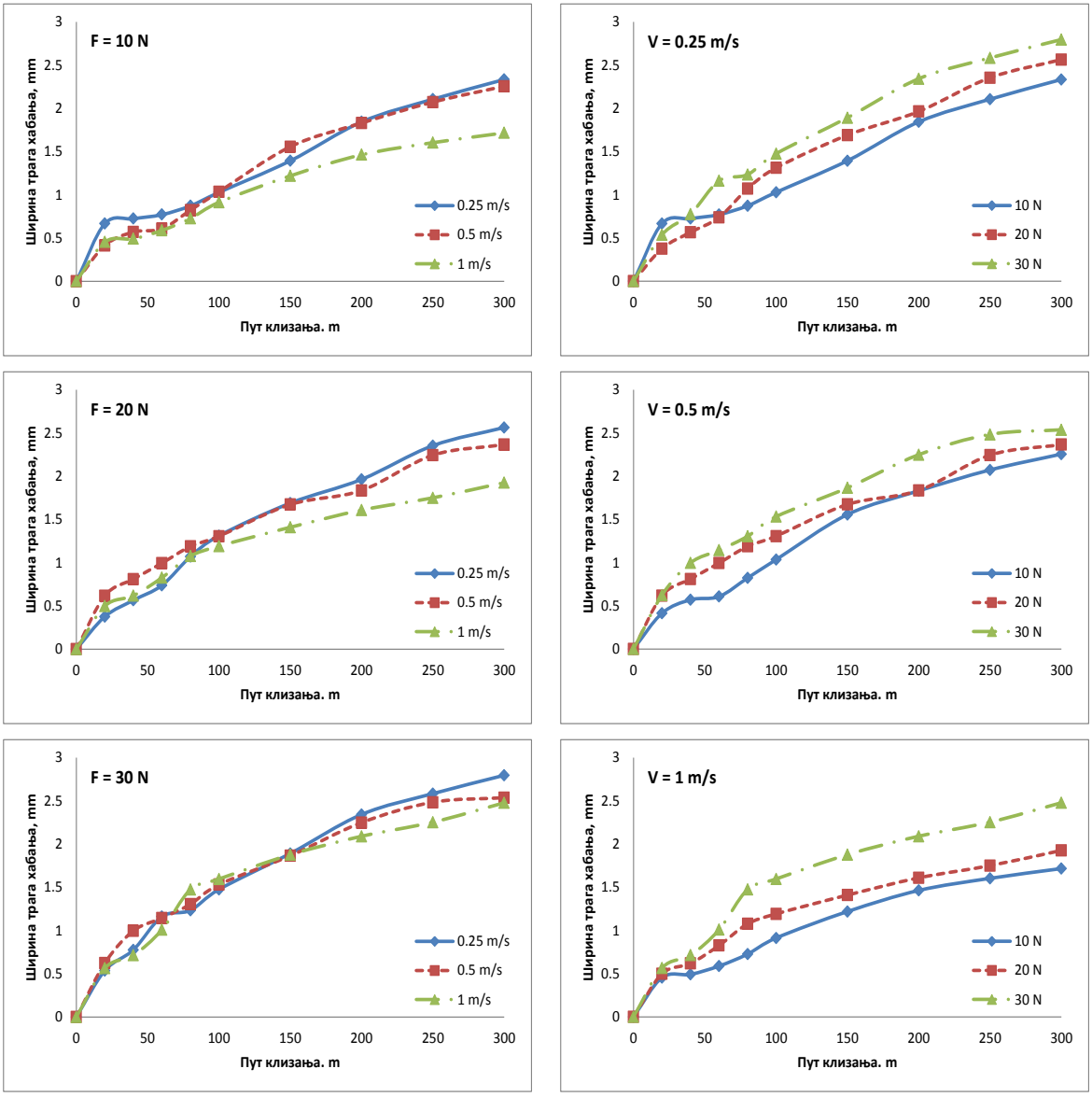
A356 + 5%Al_2O_3										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.169	0.212	0.185	0.314	0.195	0.599	0.245	0.307	0.490
		40	0.288	0.425	0.339	0.537	0.333	0.882	0.453	0.666	0.743
		60	0.394	0.613	0.463	0.862	0.637	1.080	0.749	1.058	0.993
		80	0.469	0.859	0.656	1.219	0.921	1.296	1.159	1.315	1.254
		100	0.671	1.033	0.800	1.390	1.262	1.468	1.414	1.490	1.299
		150	1.116	1.420	1.137	1.825	1.703	1.852	2.310	1.786	1.670
		200	1.430	1.648	1.411	2.283	2.129	2.026	2.433	2.386	1.974
		250	1.685	1.919	1.607	2.532	2.435	2.344	2.783	2.506	2.250
		300	2.136	2.063	1.758	2.748	2.634	2.564	2.998	2.758	2.595



Слика 6.24 – Криве хабања нанокомпозита A356+5%Al_2O_3.

Табела 6.16 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

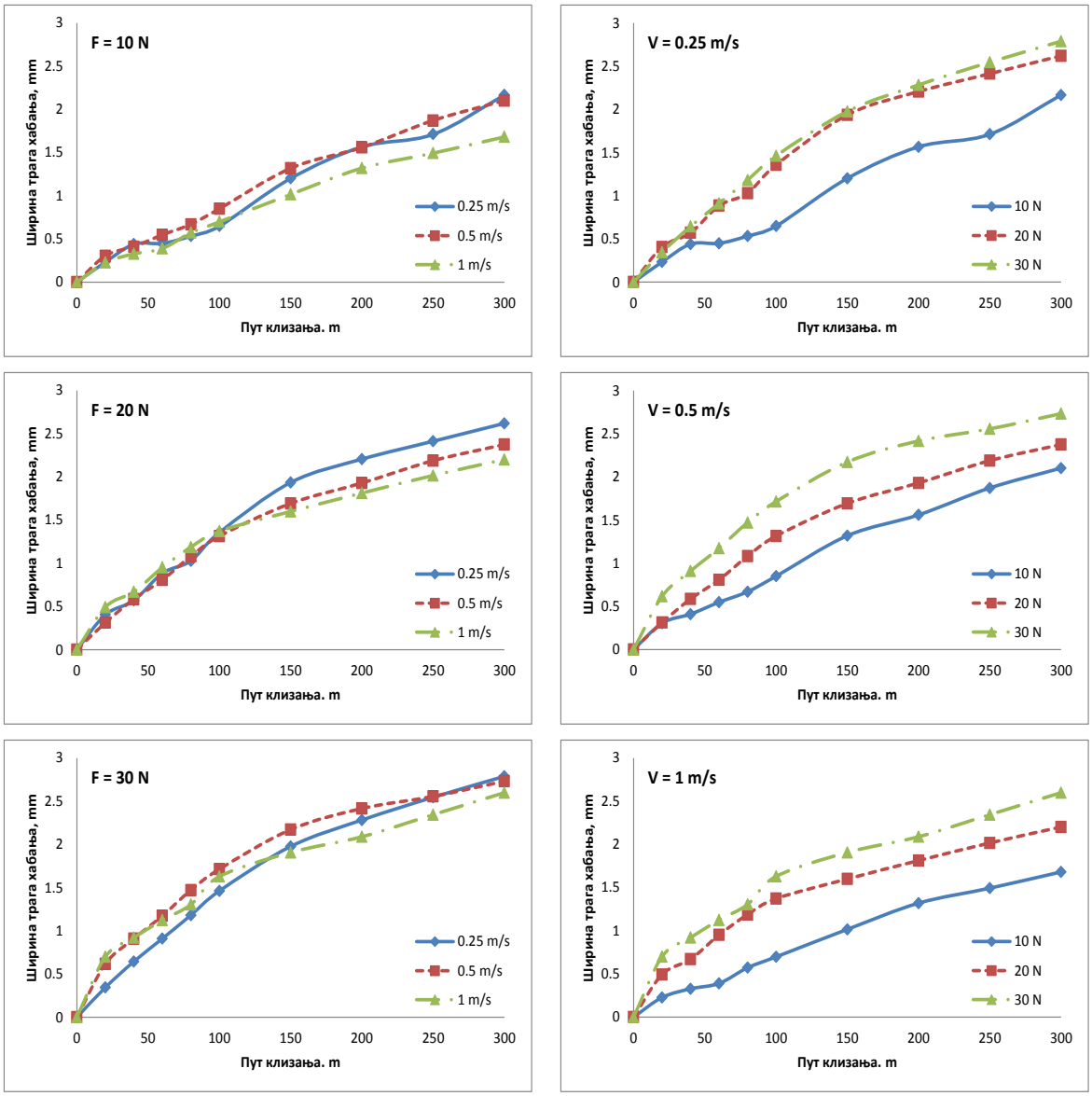
A356 + 1%SiC										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.667	0.414	0.455	0.377	0.618	0.499	0.537	0.625	0.566
		40	0.724	0.570	0.492	0.566	0.810	0.619	0.777	0.997	0.715
		60	0.771	0.608	0.589	0.738	0.995	0.827	1.162	1.143	1.010
		80	0.873	0.822	0.727	1.070	1.188	1.077	1.234	1.305	1.474
		100	1.028	1.035	0.913	1.311	1.306	1.192	1.475	1.532	1.596
		150	1.393	1.556	1.219	1.689	1.673	1.409	1.891	1.865	1.877
		200	1.843	1.830	1.463	1.963	1.835	1.609	2.342	2.248	2.090
		250	2.105	2.072	1.603	2.353	2.243	1.750	2.583	2.483	2.253
		300	2.333	2.255	1.716	2.563	2.365	1.926	2.795	2.536	2.477



Слика 6.25 – Криве хабања нанокомпозита A356+1%SiC.

Табела 6.17 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

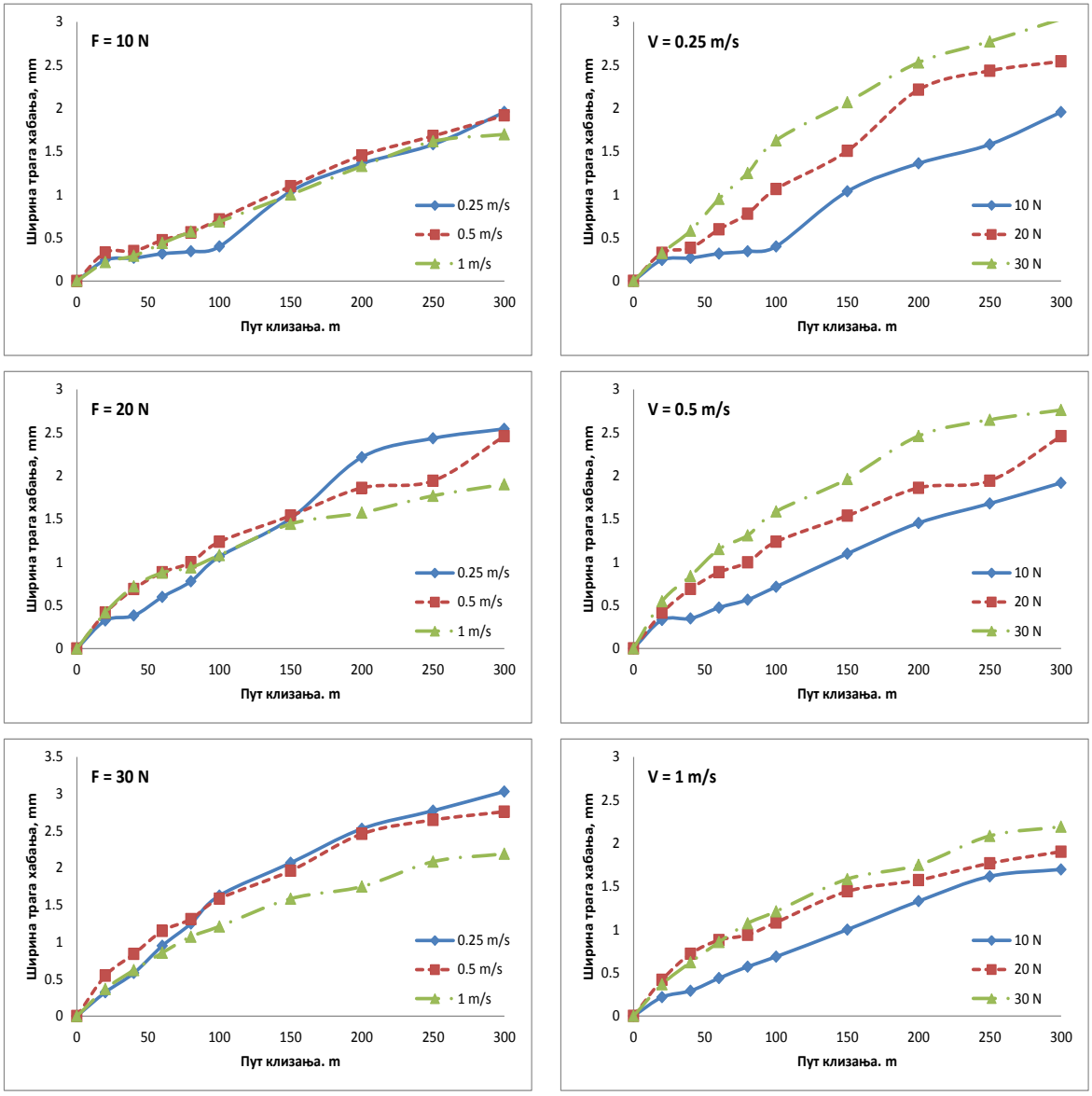
A356 + 3%SiC										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.233	0.305	0.227	0.404	0.313	0.493	0.345	0.616	0.700
		40	0.440	0.410	0.328	0.570	0.586	0.670	0.645	0.909	0.921
		60	0.448	0.548	0.390	0.884	0.808	0.951	0.910	1.174	1.124
		80	0.532	0.670	0.572	1.028	1.082	1.187	1.181	1.471	1.304
		100	0.648	0.849	0.697	1.356	1.314	1.372	1.462	1.714	1.628
		150	1.200	1.318	1.016	1.935	1.692	1.599	1.976	2.171	1.907
		200	1.565	1.559	1.319	2.205	1.929	1.812	2.282	2.415	2.088
		250	1.711	1.871	1.493	2.412	2.187	2.016	2.545	2.555	2.344
		300	2.165	2.101	1.681	2.619	2.374	2.201	2.787	2.731	2.598



Слика 6.26 – Криве хабања нанокомпозита A356+3%SiC.

Табела 6.18 – Ширине трагова хабања након одређених вредности пређеног пута клизања.

A356 + 5%SiC										
F, N			10			20			30		
V, m/s			0.25	0.5	1	0.25	0.5	1	0.25	0.5	1
Ширине трага хабања, mm	Пут клизања, m	0	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000
		20	0.242	0.330	0.218	0.324	0.413	0.419	0.323	0.546	0.367
		40	0.266	0.347	0.292	0.382	0.689	0.719	0.581	0.839	0.622
		60	0.316	0.473	0.438	0.598	0.883	0.878	0.951	1.151	0.856
		80	0.342	0.565	0.571	0.777	0.997	0.938	1.249	1.309	1.073
		100	0.399	0.714	0.686	1.064	1.235	1.082	1.628	1.586	1.211
		150	1.036	1.097	1.000	1.505	1.536	1.443	2.069	1.963	1.585
		200	1.360	1.453	1.329	2.214	1.860	1.573	2.529	2.460	1.749
		250	1.581	1.678	1.617	2.433	1.941	1.768	2.773	2.648	2.085
		300	1.955	1.917	1.697	2.542	2.457	1.902	3.032	2.760	2.191



Слика 6.27 – Криве хабања нанокомпозита A356+5%SiC.

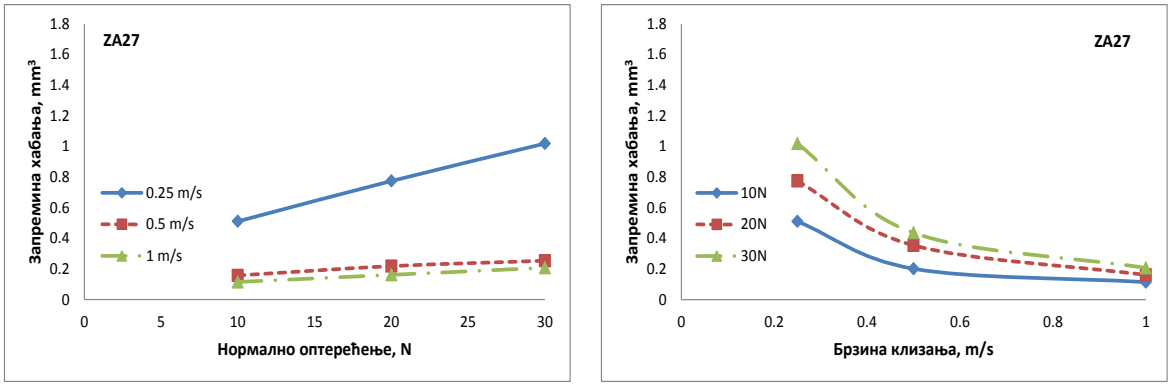
6.3.2 Хабање

Хабање материјала са ZA-27 основом

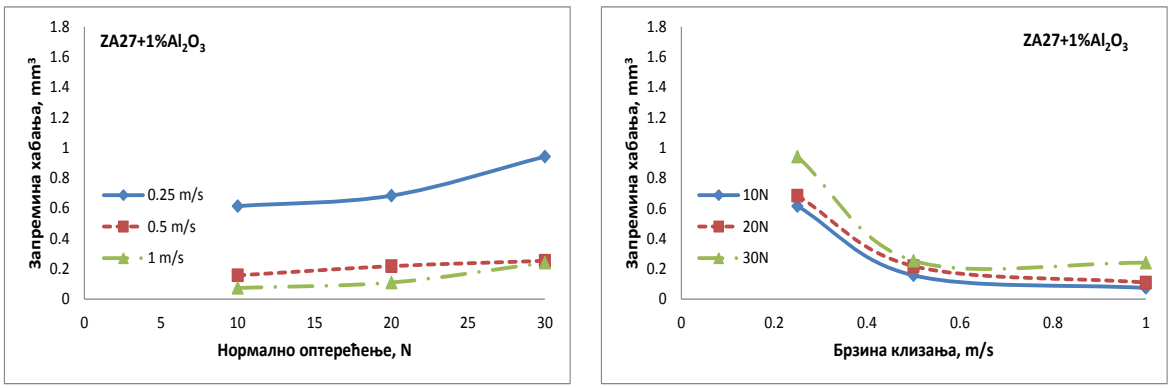
Хабање испитиваних материјала дато је у виду запремине хабања, која се израчунава на основу познате ширине блока и измерене ширине трага хабања и вредности полупречника диска. У табели 6.19 дате су вредности аритметичке средине запремина хабања, добијених на основу три мерења. На наредним сликама (Слика 6.28-6.34) дате су промене запремина хабања, у зависности од промене нормалног оптерећења и брзине клизања материјала на бази ZA-27 легуре. Хабање испитиваних материјала настаје услед клизног контакта са челичним диском, чија је тврдоћа 62-64 HRC. Велика тврдоћа диска је неопходна како би се пратило хабање испитиваних материјала. Током клизања долази до хабања челичног диска, али су те вредности занемарљиве у односу на хабање испитиваних материјала.

Табела 6.19 – Вредности запремина хабања материјала са ZA-27 основом

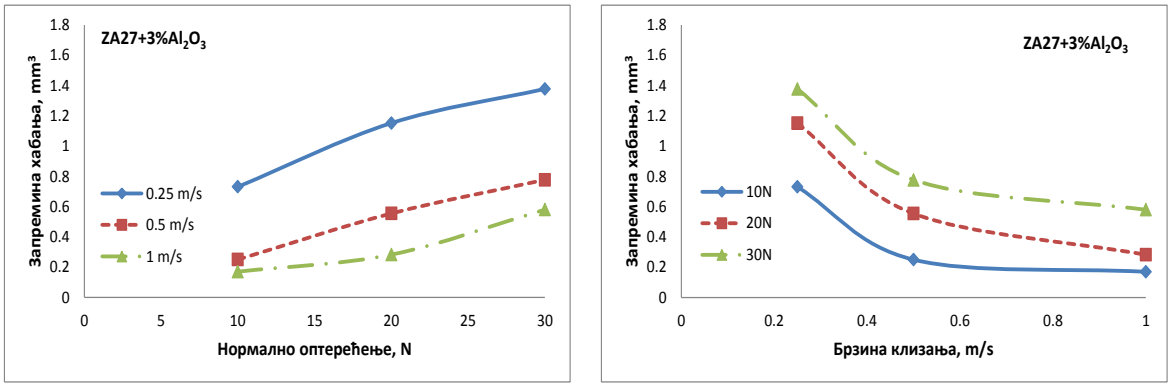
Запремина хабања, mm^3								
F, N	V, m/s	ZA-27	ZA-27+1%Al_2O_3	ZA-27+3%Al_2O_3	ZA-27+5%Al_2O_3	ZA-27+1%SiC	ZA-27+3%SiC	ZA-27+5%SiC
10	0.25	0.510	0.615	0.731	0.573	0.533	0.557	0.598
	0.5	0.202	0.157	0.250	0.254	0.213	0.149	0.095
	1	0.114	0.074	0.170	0.135	0.090	0.103	0.036
20	0.25	0.773	0.684	1.152	0.975	0.977	1.013	0.967
	0.5	0.354	0.218	0.554	0.521	0.412	0.322	0.323
	1	0.161	0.110	0.283	0.233	0.212	0.170	0.106
30	0.25	1.018	0.941	1.377	1.786	1.167	1.139	1.316
	0.5	0.436	0.253	0.777	0.637	0.469	0.445	0.458
	1	0.207	0.240	0.580	0.286	0.301	0.232	0.167



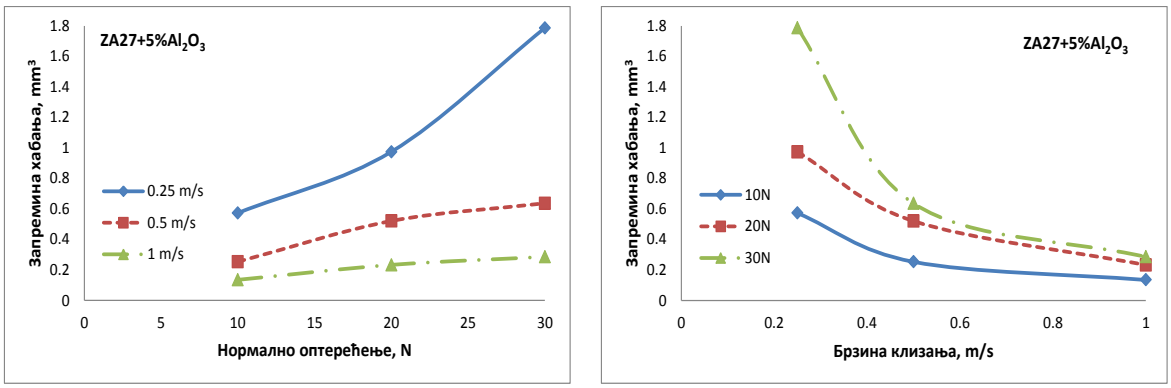
Слика 6.28 – Запремина хабања за материјал основе ZA-27



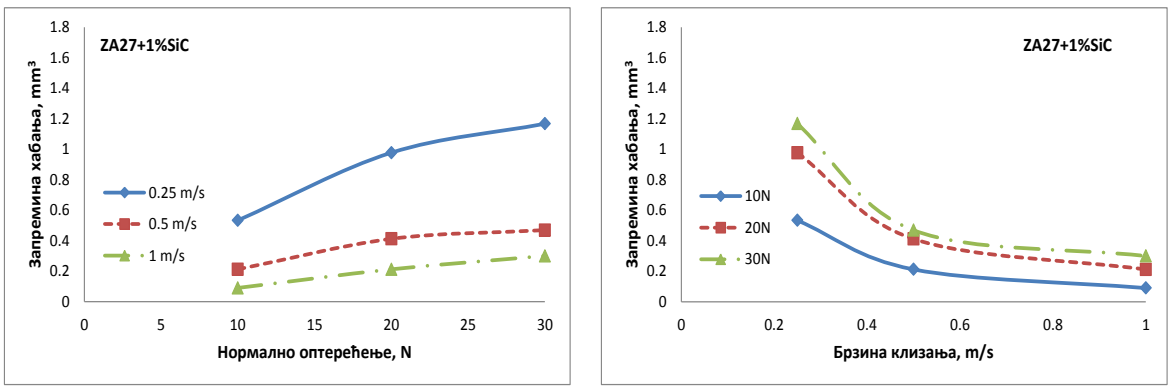
Слика 6.29 – Запремина хабања нанокомпозита ZA-27+1%Al_2O_3



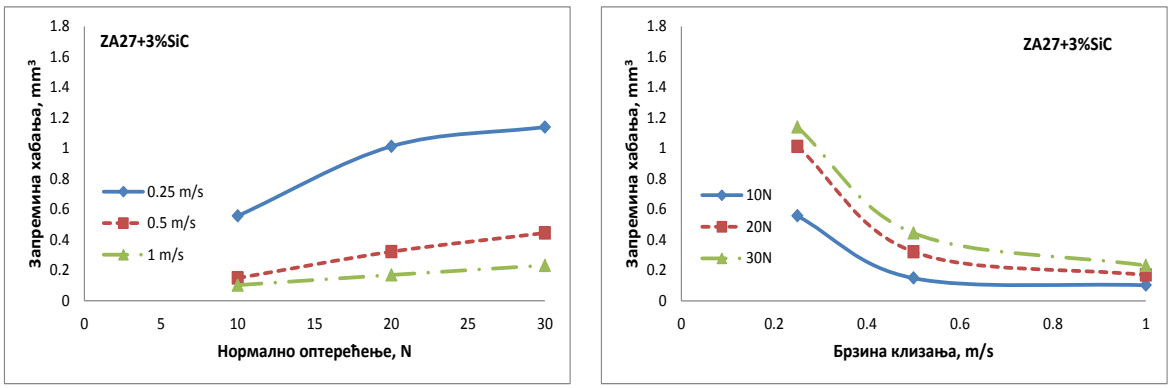
Слика 6.30 – Запремина хабања нанокомпозита ZA-27+3%Al_2O_3



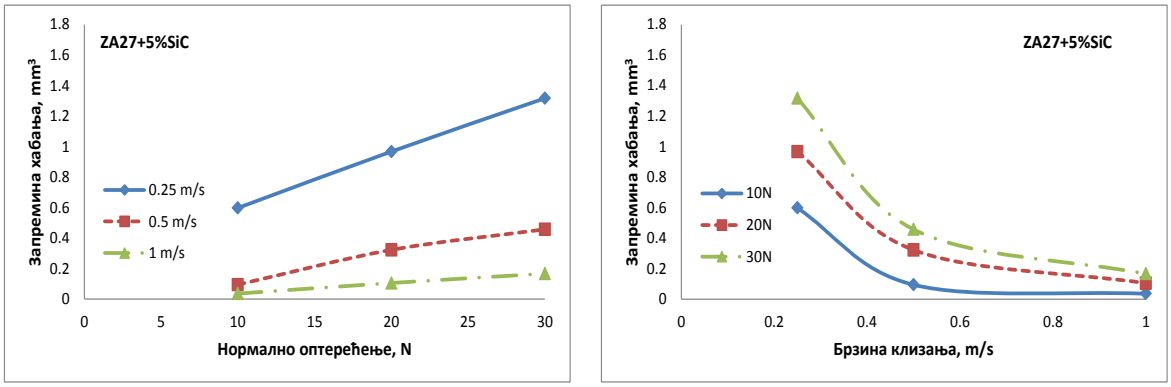
Слика 6.31 – Запремина хабања нанокомпозита ZA-27+5%Al_2O_3



Слика 6.32 – Запремина хабања нанокомпозита ZA-27+1%SiC



Слика 6.33 – Запремина хабања нанокомпозита ZA-27+3%SiC



Слика 6.34 – Запремина хабања нанокомпозита ZA-27+5%SiC

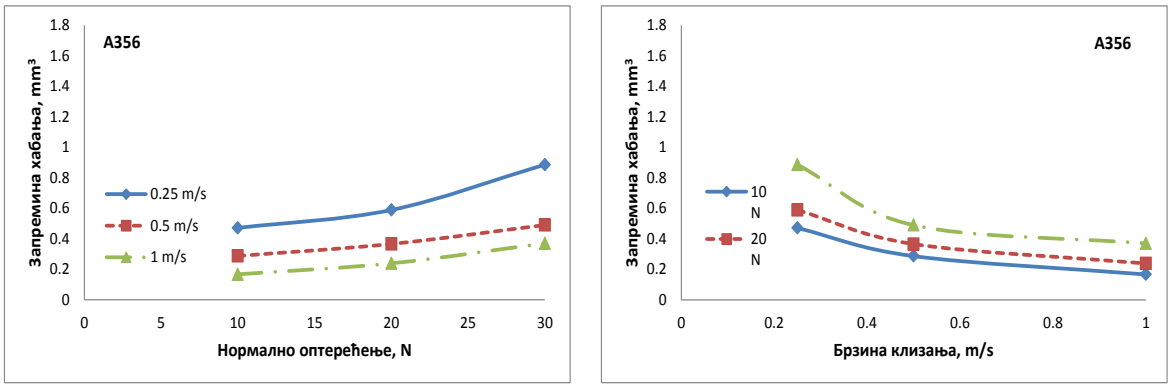
Вредности запремина хабања дате су у зависности од вредности нормалног оптерећења и вредности брзина клизања. Са слика 6.28-6.34, може се запазити да запремина хабања расте са порастом вредности нормалног оптерећења. При већим брзинама клизања тренд раста запремине хабања са порастом оптерећења опада. Са повећањем брзине клизања запремина хабања опада при свим вредностима нормалног оптерећења. Овакав тренд је приметан код свих испитиваних материјала са ZA-27 основом.

Хабање материјала са A356 основом

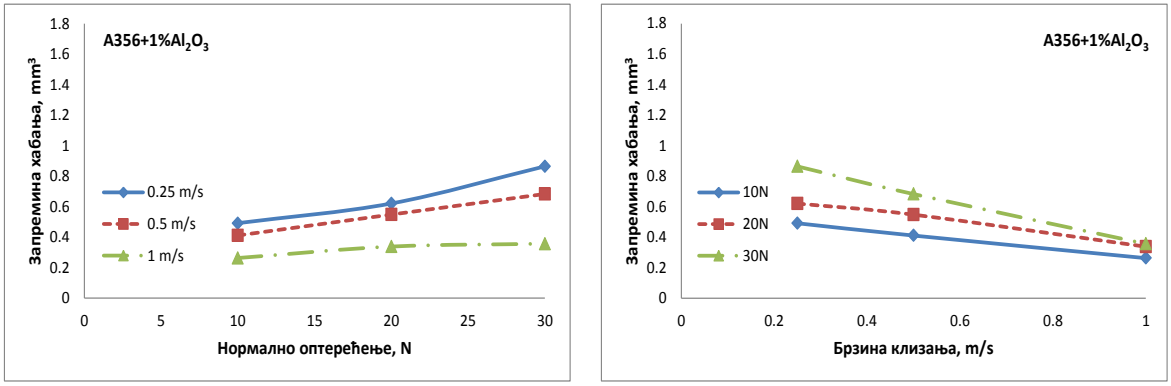
Измерене и осредњене (свако испитивање је поновљено минимум три пута) вредности запремина хабања за материјал основе A356 и нанокомпозите са том основом представљене су у табели 6.20. Криве промене запремина хабања материјала са основом A356 су приказане на сликама 6.35-6.41, такође у зависности од промене нормалног оптерећења и брзина клизања. Са приказаних дијаграма се може запазити да вредност запремине хабања расте са порастом нормалног оптерећења, али да је тренд раста знатно блажи при већим вредностима брзина клизања. Такође, може се запазити да вредност запремине хабања опада са порастом брзине клизања.

Табела 6.20 – Вредности запремина хабања материјала са А356 основом

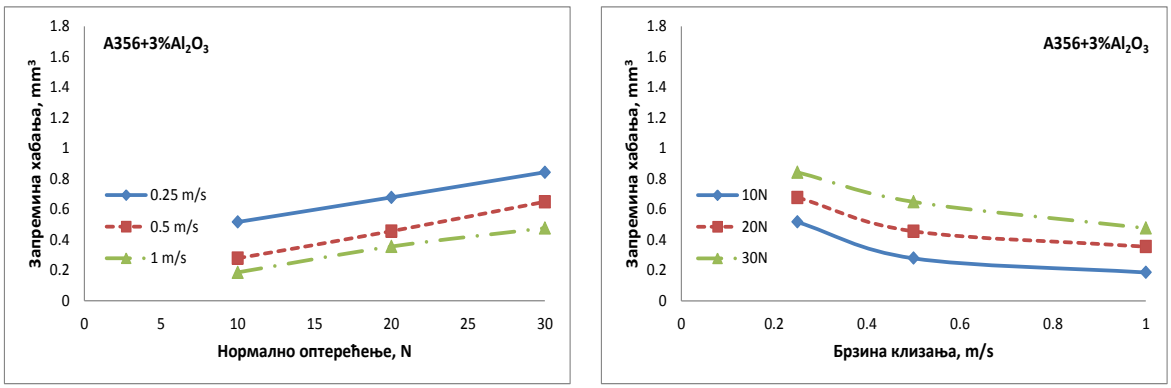
Запремина хабања, mm^3								
F, N	V, m/s	A356	A356+1%Al_2O_3	A356+3%Al_2O_3	A356+5%Al_2O_3	A356+1%SiC	A356+3%SiC	A356+5%SiC
10	0.25	0.472	0.492	0.517	0.334	0.388	0.381	0.298
	0.5	0.288	0.411	0.279	0.252	0.265	0.273	0.233
	1	0.168	0.263	0.187	0.143	0.116	0.153	0.140
20	0.25	0.589	0.621	0.678	0.647	0.540	0.688	0.646
	0.5	0.367	0.548	0.456	0.492	0.348	0.488	0.478
	1	0.239	0.338	0.356	0.391	0.218	0.314	0.230
30	0.25	0.887	0.864	0.843	0.952	0.828	0.809	0.922
	0.5	0.490	0.683	0.649	0.695	0.479	0.659	0.596
	1	0.371	0.357	0.477	0.567	0.414	0.545	0.318



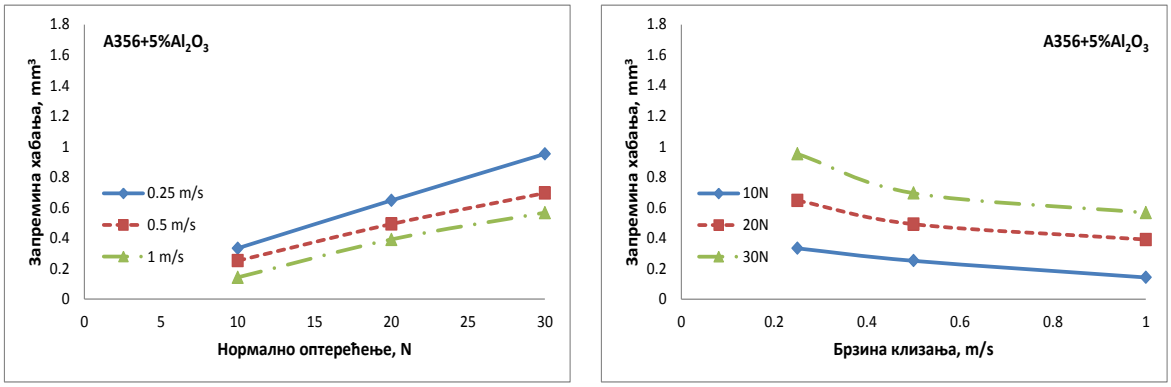
Слика 6.35 – Запремина хабања за материјал основе А356



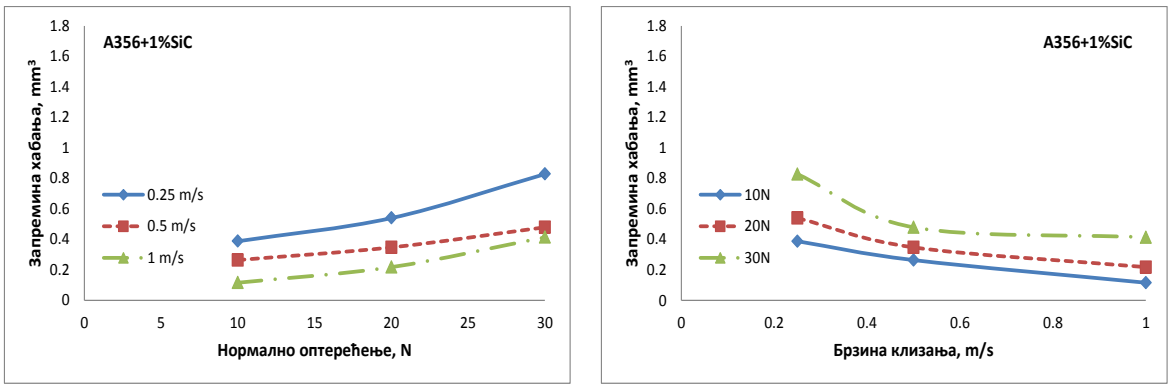
Слика 6.36 – Запремина хабања нанокомпозита А356+1%Al_2O_3



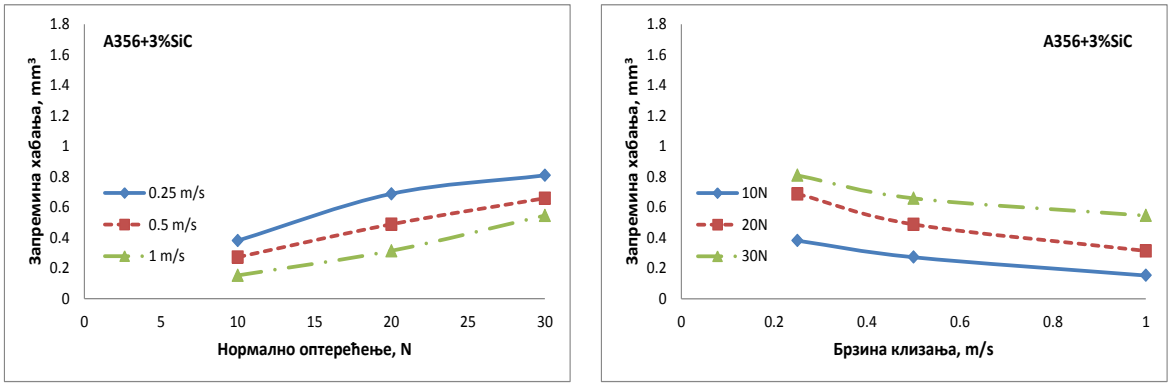
Слика 6.37 – Запремина хабања нанокомпозита A356+3%Al_2O_3



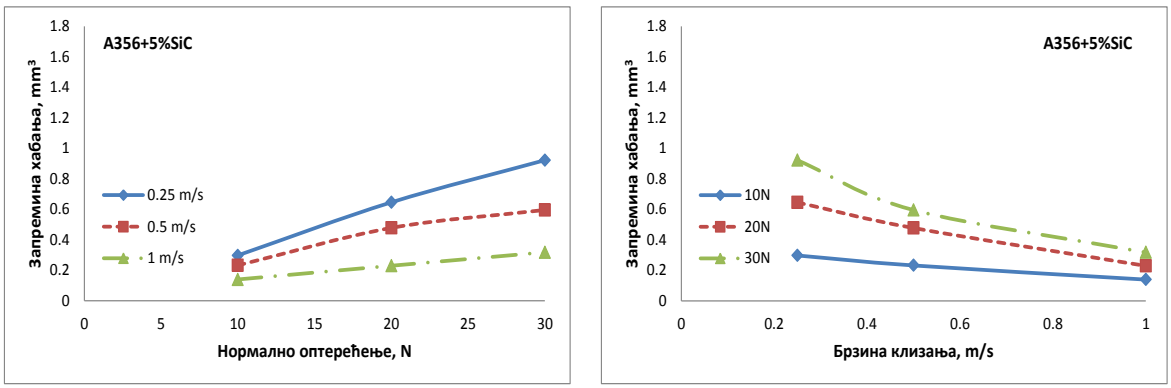
Слика 6.38 – Запремина хабања нанокомпозита A356+5%Al_2O_3



Слика 6.39 – Запремина хабања нанокомпозита A356+1%SiC



Слика 6.40 – Запремина хабања нанокомпозита A356+3%SiC



Слика 6.41 – Запремина хабања нанокомпозита A356+5%SiC

Треба напоменути да постоје разлике у измереним вредностима хабања са и без заустављања уређаја. Разлике у измереним вредностима се налазе у границама од 0 до 5% и та разлика потиче из претходно наведеног да је са сваким заустављањем неопходно очистити продукте хабања са контактне површине како би се прецизно измерила ширина трага хабања.

6.3.3 Коефицијент трења

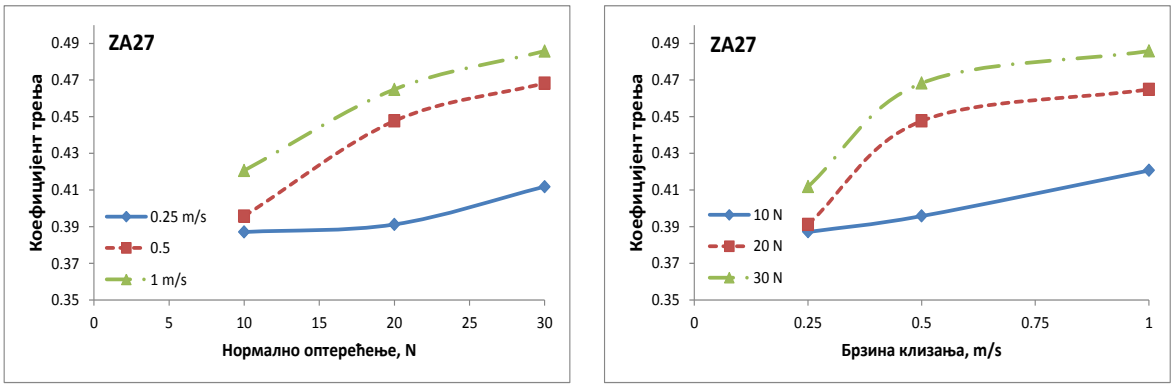
Принцип аквизиције података који се односе на вредности силе трења током клизања два елемента трибомеханичког система представљен је у претходном поглављу. Вредности промене коефицијената трења у зависности од пута клизања дате су у прилогу (слика П3-П16). Линије тренда које се могу видети на сликама приказаним у прилогу, су намењене лакшем уочавању вредности промене коефицијента трења са путем клизања. Вредност коефицијента трења добијена је као аритметичка средина на путу клизања, при чему је приликом осредњавања изузет почетни период остваривања контакта, период уходавања.

Коефицијент трења материјала са ZA-27 основом

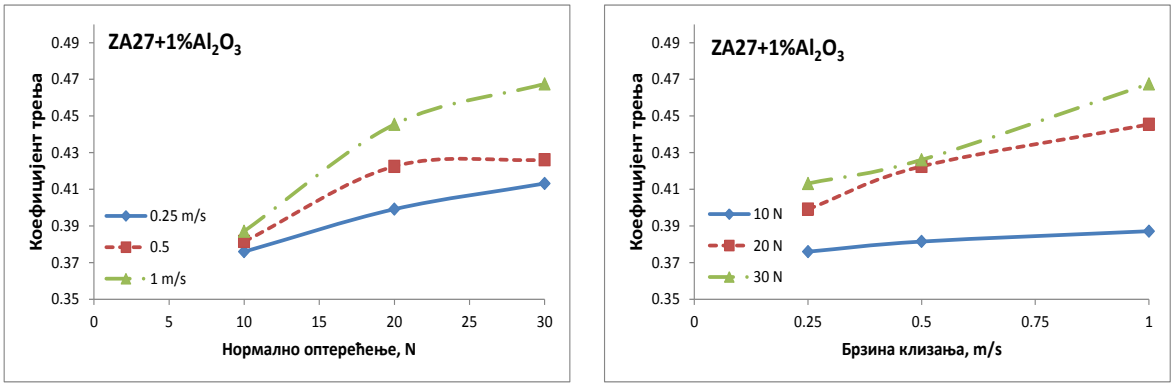
У табели 6.21 дате су осредњене вредности коефицијената трења материјала са ZA-27 основом, док су на сликама 6.42-6.48 те вредности дијаграмски приказане у зависности од нормалног оптерећења и брзина клизања. Анализом вредности приказаних у табели, уочава се да коефицијент трења свих испитиваних материјала и при свим вредностима контактних параметара варира у границама од ~0.37 до ~0,49.

Табела 6.21 – Коефицијент трења материјала са ZA-27 основом

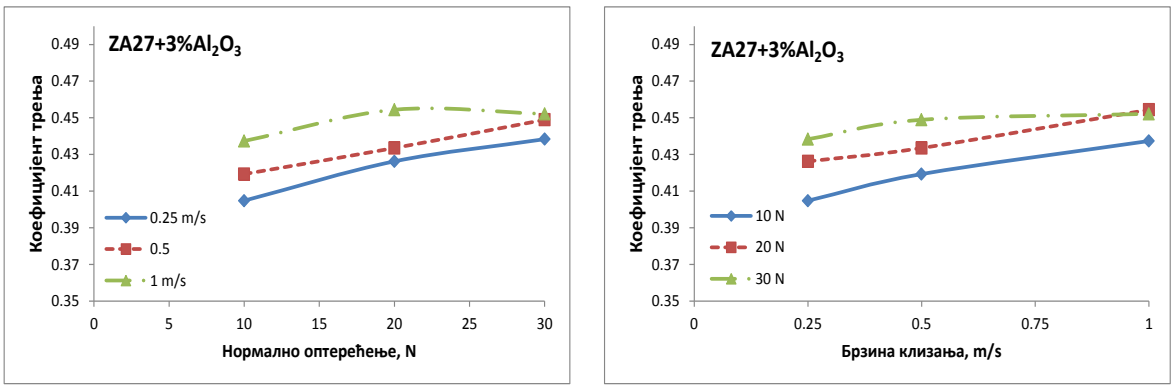
Коефицијент трења								
F, N	V, m/s	ZA-27	ZA-27+1%Al_2O_3	ZA-27+3%Al_2O_3	ZA-27+5%Al_2O_3	ZA-27+1%SiC	ZA-27+3%SiC	ZA-27+5%SiC
10	0.25	0.387	0.376	0.405	0.408	0.396	0.383	0.378
	0.5	0.396	0.382	0.419	0.409	0.410	0.409	0.383
	1	0.421	0.387	0.437	0.412	0.430	0.423	0.392
20	0.25	0.391	0.399	0.426	0.413	0.425	0.412	0.402
	0.5	0.448	0.423	0.434	0.446	0.419	0.431	0.424
	1	0.465	0.445	0.454	0.453	0.454	0.441	0.435
30	0.25	0.412	0.413	0.438	0.454	0.437	0.410	0.420
	0.5	0.468	0.426	0.449	0.458	0.443	0.439	0.419
	1	0.486	0.468	0.452	0.470	0.493	0.443	0.448



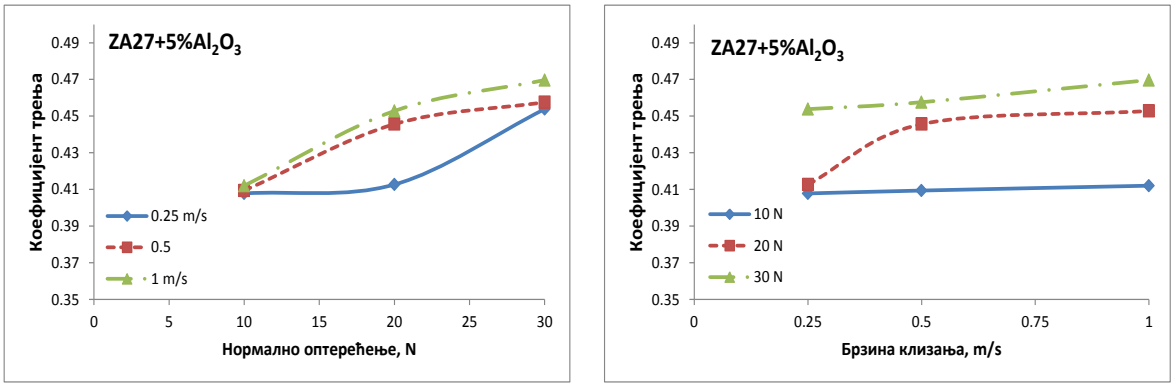
Слика 6.42 – Коефицијент трења за материјал основе ZA-27



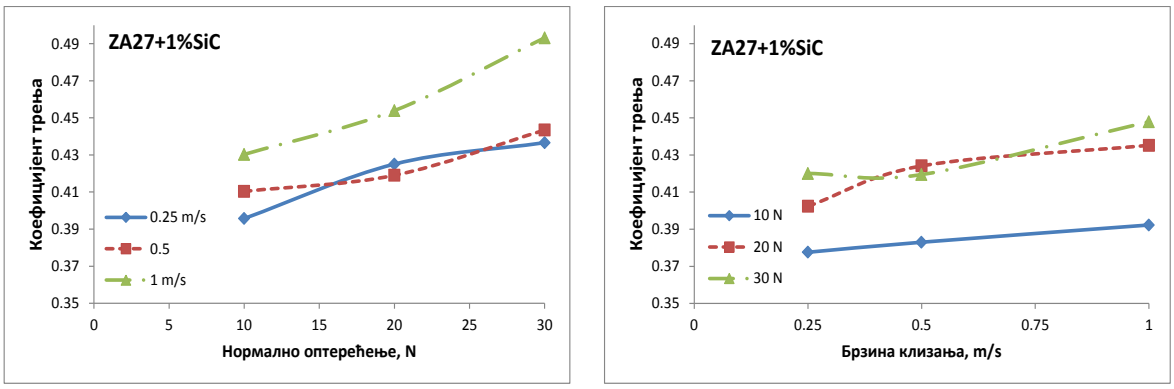
Слика 6.43 – Коефицијент трења нанокомпозита ZA-27+1%Al_2O_3



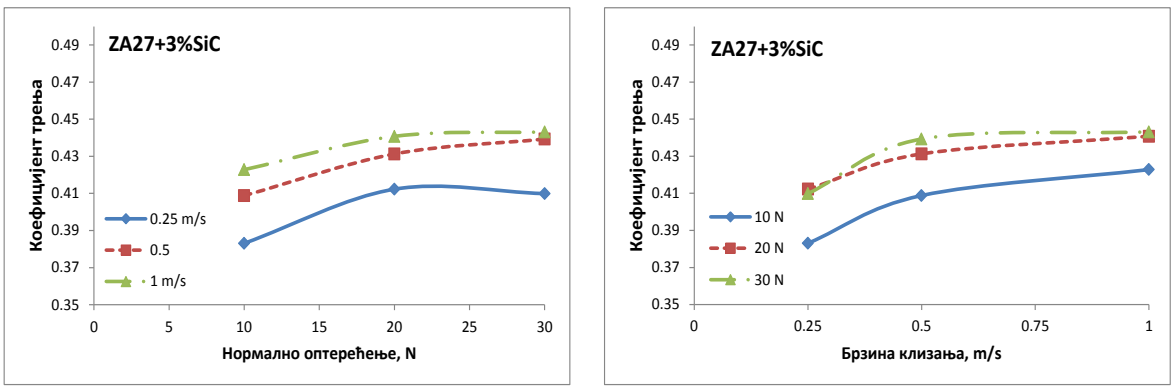
Слика 6.44 – Коефицијент трења нанокомпозита ZA-27+3%Al_2O_3



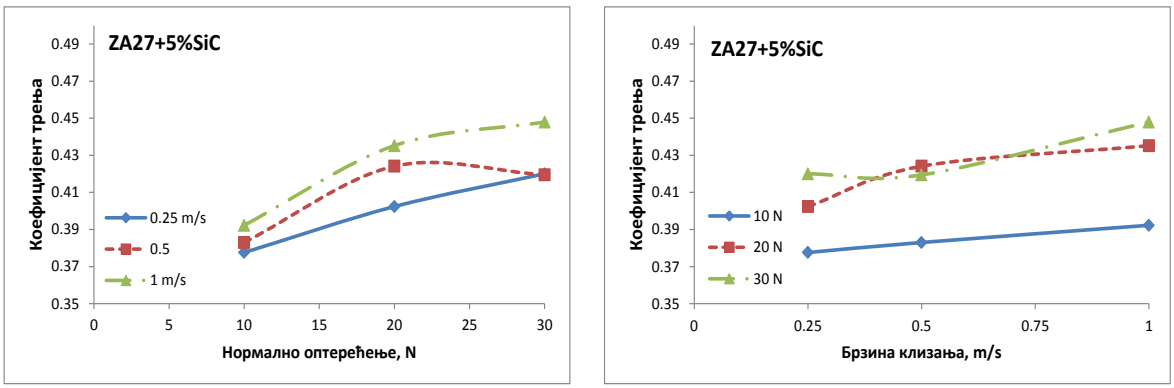
Слика 6.45 – Коефицијент трења нанокомпозита ZA-27+5%Al_2O_3



Слика 6.46 – Коефицијент трења нанокомпозита ZA-27+1%SiC



Слика 6.47 – Коефицијент трења нанокомпозита ZA-27+3%SiC



Слика 6.48 – Коефицијент трења нанокомпозита ZA-27+5%SiC

Са приказаних дијаграма може се запазити да коефицијент трења материјала са ZA-27 основом расте са порастом нормалног оптерећења и брзине клизања. Анализом кривих може се закључити да је тренд пораста коефицијента трења са порастом нормалног оптерећења блажи при најмањој брзини клизања. Такође, при најмањој вредности нормалног оптерећења тренд пораста коефицијента трења је блажи у односу на тренд пораста коефицијента трења при већим вредностима нормалног оптерећења. Може се уочити да криве нанокомпозитних материјала немају исти тренд, било да се ради о зависности коефицијента трења од нормалног оптерећења или од брзине клизања. Може се претпоставити да је овакав резултат последица нехомогености нанокомпозитних материјала, односно другачијих структурних и механичких карактеристика материјала у различитим деловима.

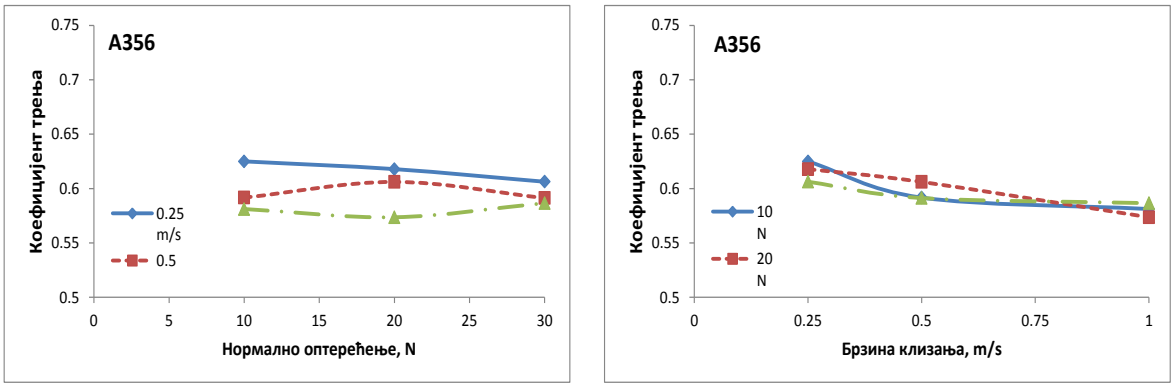
Коефицијент трења материјала са A356 основом

У табели 6.22 дате су вредности аритметичке средине коефицијената трења материјала са A356 основом.

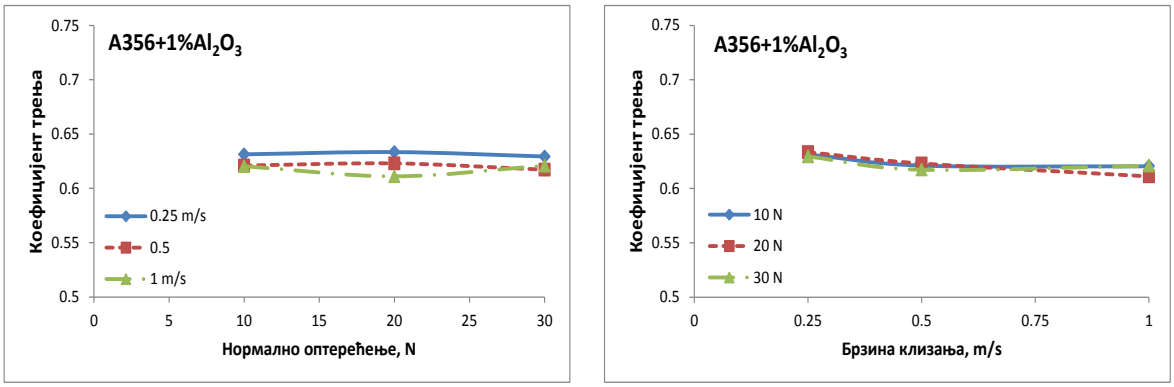
Табела 6.22 – Коефицијент трења материјала са A356 основом

Коефицијент трења								
F, N	V, m/s	A356	A356+1%Al_2O_3	A356+3%Al_2O_3	A356+5%Al_2O_3	A356+1%SiC	A356+3%SiC	A356+5%SiC
10	0.25	0.625	0.631	0.682	0.686	0.649	0.670	0.679
	0.5	0.592	0.621	0.676	0.667	0.637	0.653	0.651
	1	0.581	0.620	0.623	0.652	0.625	0.633	0.644
20	0.25	0.618	0.633	0.668	0.675	0.652	0.671	0.709
	0.5	0.606	0.623	0.659	0.667	0.626	0.642	0.656
	1	0.574	0.611	0.608	0.656	0.607	0.633	0.638
30	0.25	0.606	0.629	0.639	0.656	0.629	0.690	0.729
	0.5	0.591	0.617	0.630	0.653	0.613	0.634	0.671
	1	0.587	0.621	0.591	0.660	0.570	0.608	0.639

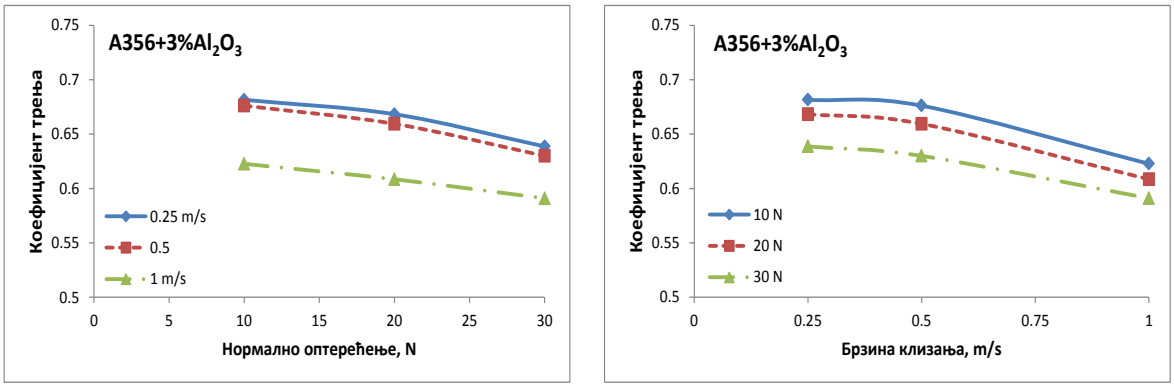
На сликама 6.49-6.55 приказане су средње вредности коефицијента трења у зависности од нормалног оптерећења и брзина клизања. Бројне вредности представљене у табели 6.22 указују на то да вредност коефицијента трења варира у границама од ~0.57 до ~0,72.



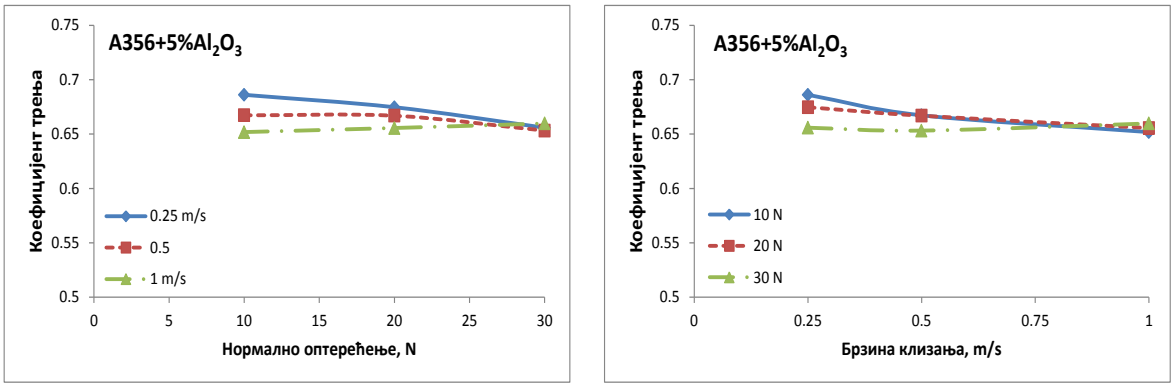
Слика 6.49 – Коефицијент трења за материјал основе A356



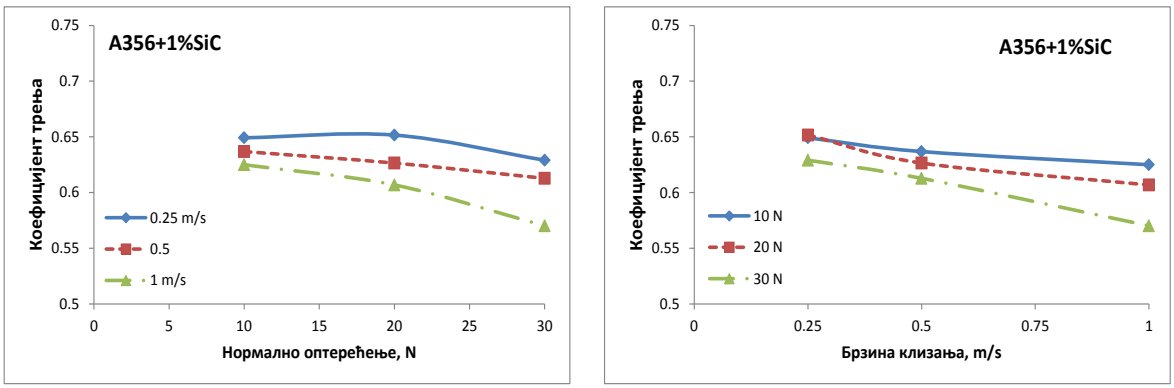
Слика 6.50 – Коефицијент трења нанокомпозита A356+1%Al_2O_3



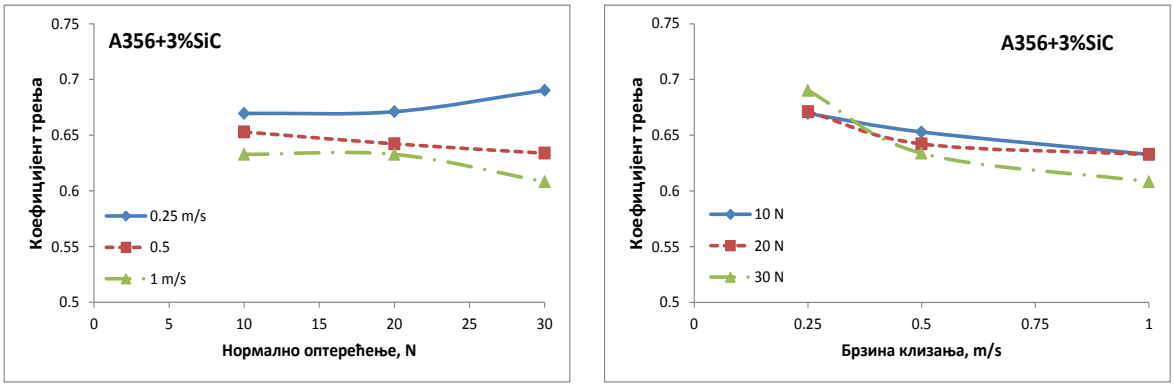
Слика 6.51 – Коефицијент трења нанокомпозита A356+3%Al_2O_3



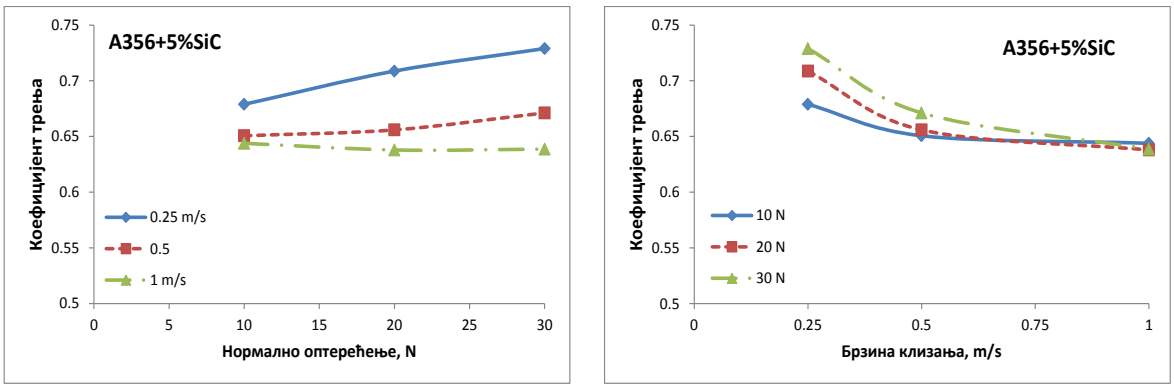
Слика 6.52 – Коефицијент трења нанокомпозита A356+5%Al_2O_3



Слика 6.53 – Коефицијент трења нанокомпозита A356+1%SiC



Слика 6.54 – Коефицијент трења нанокомпозита A356+3%SiC



Слика 6.55 – Коефицијент трења нанокомпозита A356+5%SiC

Са приказаних дијаграма може се запазити да коефицијент трења материјала са A356 основом, углавном, благо опада са порастом нормалног оптерећења и брзине клизања, што је у корелацији са резултатима које је добио Стојановић [187]. Одступања од оваквог тренда се могу запазити код узорака са 3 и 5% масеног удела нано честица SiC при већим брзинама клизања. Анализом кривих може се закључити да је тренд пада коефицијента трења са порастом нормалног оптерећења блажи при највећој брзини клизања. Варијације вредности коефицијента трења и различити трендови кривих су, као у случају нанокомпозита са ZA-27 основом, последица нехомогености материјала.

7

АНАЛИЗА РЕЗУЛТАТА

Резултати испитивања добијених нанокомпозитних материјала, као и материјала основе на којој се нанокомпозити базирају, дати су у оквиру претходног поглавља. Један део резултата представљен је у оквиру поглавља 4, које се односи на добијање нанокомпозитних материјала, а ти резултати се односе на испитивања макро тврдоће „Vickers"-овом методом и оптерећењем од 50 N.

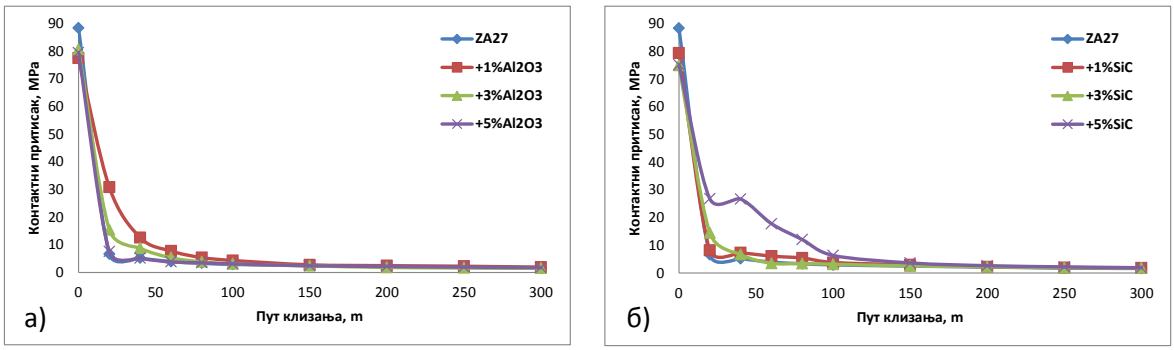
Ово поглавље је посвећено тумачењу добијених резултата, односно покушају да се анализира структурно и триболошко понашање материјала. Такође, анализе резултата су представљене оним редом којим су се вршила испитивања.

7.1 Профилометрија

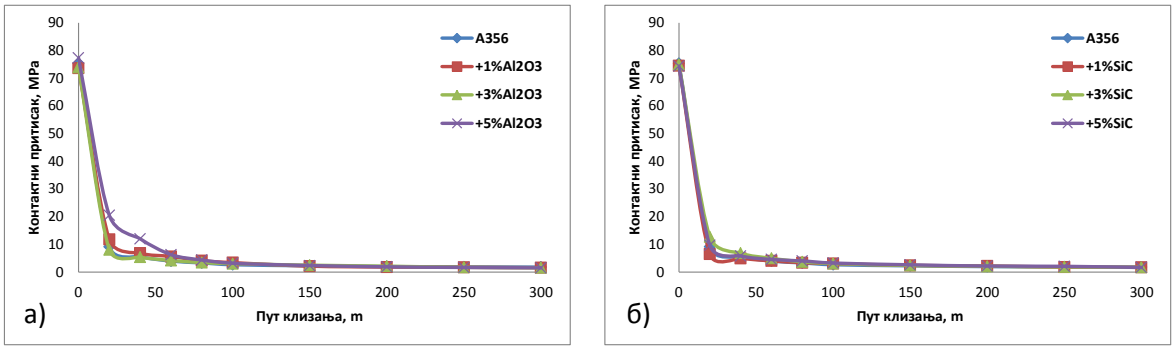
У поглављу резултати испитивања дате су вредности основних параметара храпавости испитиваних материјала. Анализом вредности датих у табели 6.1 може се рећи да готово све површине имају прилично висок квалитет завршне обраде. Овај податак је веома битан због анализе триболошких карактеристика у почетним тренуцима одвијања контакта када микро геометрија контактних површина има веома значајну улогу на триболошке феномене, трење и хабање. Како је раније речено, због геометрије контактних елемената трибометра („block-on-disk"), у почетним тренуцима контакт између челичног диска и блока израђеног од испитиваних материјала, се остварује по линији. Прецизније речено контакт је остварен преко врхова неравнина распоређених у линији. Са почетком кретања долази до еластичних, затим пластичних деформација врхова неравнина [211, 212]. Након тога врхови неравнина тврђег тела продиру у површину мекшег тела и настаје задирање. Како се оптерећење са једног на друго тело преноси само преко малог броја врхова неравнина, веома лако може доћи до стварања фрикционих веза. Фрикционе везе се одупиру смицајним силама све док је јачина насталих микро заварених спојева/веза већа од тих сила. Након тога долази до раскидања микро заварених спојева где делови контактних слојева мекшег тела остају везани за површину тврђег тела. Утицај микро геометрије код овог трибометра (ове контактне геометрије) траје веома кратко на самом почетку остваривања контакта из разлога што се веома брзо формира контактна површина која условљава расподелу оптерећења по новонасталој површини. На основу

измерених вредности модула еластичности за испитиване материјале израчунате су вредности *Hertz*-ових притисака у почетним тренуцима остваривања контакта блока и диска. На основу вредности ширина трага хабања, према којим су конструисане криве хабања (слика 6.14-6.27), израчунате су вредности контактних притисака у одговарајућим тренуцима, односно након одређених вредности пута клизања.

На слици 7.1 и 7.2 дат је пример тих кривих за све испитиване материјале, при вредности контактног оптерећења од 20 N и брзине клизања од 0.5 m/s. Ове вредности су узете као репрезентативне, како би се показала промена контактног притиска у зависности од пута клизања. Криве хабања приказане у претходном поглављу су показале да је процес развоја хабања готово идентичан за све испитиване материјале. Како вредност контактног притиска зависи од промене контактне површине током пређеног пута, може се закључити да ће и промена контактног притиска бити слична за све испитиване материјале у истим условима остваривања контакта. Са датих слика (7.1 и 7.2) се може запазити да у почетној фази клизања контактни притисак нагло опада и већ након 50 m пута клизања достиже устаљену вредност, што наводи на закључак да се веома брзо формира контактна површина, а самим тим утицај микро геометрије контактних елемената ишчезава. Са наставком кретања, хабање испитиваних материјала зависи искључиво од структурних и механичких карактеристика.



Слика 7.1 – Зависност контактног притиска од пута клизања нанокомпозита на бази ZA-27 легуре са: а) Al_2O_3 нано честицама и б) SiC нано честицама

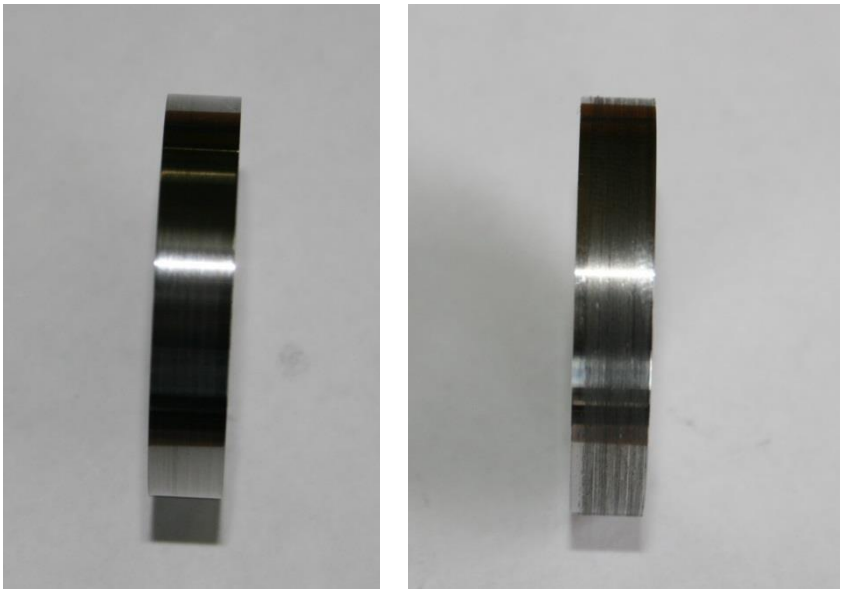


Слика 7.2 – Зависност контактног притиска од пута клизања нанокомпозита на бази A356 легуре са: а) Al_2O_3 нано честицама и б) SiC нано честицама

Са слике 7.1б се може видети да нанокомпозит ојачан са 5% запреминског удела SiC има другачији тренд промене контактног притиска у односу на друге нанокомпозите са ZA-27 основом. Такво понашање је последица мањих

вредности хабања у почетним тренуцима, као последица позитивног утицаја ојачавача, које се огледа или у повећању тврдоће [75, 127, 147, 152, 165, 175, 177, 184] или у бољим везама материјала основе и ојачавача, па као последица тога долази до трансфера оптерећења са материјала основе на ојачавач [213].

У претходном делу који се односи на профилометрију, дат је и приказ профила храпавости пре и после испитивања. Упоређивањем профила и вредности храпавости може се запазити да током испитивања долази до промене микро геометрије контактне површине диска. По завршетку кретања измерена вредност параметра храпавости „R_a“ је више од два пута већа у односу на вредност пре испитивања. Једно од објашњења оваквог резултата је да током контакта са блоком, долази до хабања диска и трансфера материјала на површину диска. Потврда оваквог закључка се може видети на слици 7.3, на којој је представљена фотографија диска пре и после испитивања. На слици диска после испитивања јасно се уочавају налепине испитиваних материјала (основни материјал и/или нанокомпозит), који се на слици 7.3 виде као тамне пруге дуж контактне површине диска.



Слика 7.3 – Фотографија контактних површина диска пре (лево) и после (десно) испитивања

Настала микро геометрија диска се након испитивања уклања поступком приказаним у претходном поглављу, а микро геометрија се доводи на вредност пре испитивања.

7.2 Макро тврдоћа

Резултати мерења макро тврдоће *Vickers*-овом методом, са оптерећењем од 50 N, приказани су у табела 4.2 за материјале са ZA-27 основом и у табели 4.4 за материјале са A356 основом. Ова испитивања имала су за циљ одређивање механичких карактеристика веће запремине материјала, па се самим тим обе вредности могу приписати целокупном материјалу који се испитује.

Вредности тврдоће ZA-27 основе и нанокомпозита са том основом, указују на то да је структура материјала ослабљена додавањем нано честица ојачавача, било да се ради о Al_2O_3 или SiC нано честицама. Последица тога је да вредност тврдоће опада са повећањем запреминског удела нано честица ојачавача. Највећу вредност тврдоће има материјал основе и она износи 122 HV, а док најмању вредност има нанокомпозит са 5% запреминског удела SiC честица. Разлог таквог понашања лежи у чињеници да у случају ливене ZA27 легуре, која се одликује уситњеном дендритном структуром, утискивач је захватио низ дендрита, део интердендритне фазе са присутним интерметалним једињењима (пре свега CuZn4 и CuAl) тако да је тврдоћа већа него тврдоћа саме, чисте *α* фазе која је у највећем делу заступљена код добијених нанокомпозита са ZA27 основом. Разлог даљег пада вредности тврдоће са повећањем удела ојачавача је последица присуства агломерата и ваздушних мехурова.

Израженији пад тврдоће примећен је код нанокомпозита са A356 основом, при чему материјал основе има вредност тврдоће 81 HV, док се вредности тврдоћа за нанокомпозитне материјале налазе у границама између 50 и 60 HV. Треба нагласити да је основна A356 легура, искоришћена за триболошка испитивања, термички обрађена (T6), за разлику од испитиваних нанокомпозита који то нису. T6 термичком обрадом се добија максимална вредност тврдоће A356 легуре. Уколико се погледају вредности тврдоћа ливених A356 легура приказаних у радовима *Mazahery*-а [77] и Sajjadi-а [214](вредност тврдоће ~50 HV) може се закључити да се додавањем нано честица ојачавача постиже побољшање у погледу тврдоће нанокомпозита. Са повећањем удела ојачавача у A356 легури долази до пада вредности макро тврдоће. Узрок оваквих вредности се може тражити у постојању ваздушних мехурова у материјалу, агломератима нано честица и слабим везама између материјала основе и честица ојачавача. Ваздушни мехурови најчешће настају у околини нано честица, било када се оне налазе засебно било да су груписане у кластере.

Уколико узмемо да је вредност тврдоће ливене A356 легуре ~50 HV, односно уколико занемаримо вредности термички обрађене A356 легуре може се рећи да су добијени резултати у делимичној сагласности са резултатима великог броја аутора [75, 91, 127, 147, 152, 165, 175, 177, 184]. Ови аутори су показали да са додавањем нано честица ојачавача долази до побољшања механичких карактеристика материјала, што се првенствено односи на тврдоћу нанокомпозита. Код већине поменутих аутора тврдоћа има линеарну зависност у односу на процентуални удео ојачавача, одакле потиче разлика у односу на измерене вредности тврдоћа A356 легуре, које су приказане у овом раду. Такође, вредности тврдоћа нанокомпозита са ZA-27 основом су у супротности са резултатима наведених аутора, што је, као што је већ речено последица присуства агломерата и ваздушних мехурова.

Повећање вредности тврдоће нанокомпозита није само последица присуства нано честица, равномерно распоређених у материјалу основе, већ и смањења величине кристалног зрна материјала основе [184]. Присуство нано

честица потпомаже стварање „финије“ (величине кристалног зрна изражене у нанометарској скали) кристалне структуре. Присутне честице ојачавача равномерно распоређене у материјалу основе спречавају повећање кристалног зрна материјала током хлађења растопа. Колико је битан распоред честица ојачавача у материјалу основе за настанак „финије“ кристалне структуре представио је *Shen* [147]. Приликом топлог истискивања нанокомпозита долази до појаве динамичке рекристализације. Сам процес топлог истискивања утиче на спречавање груписања честица ојачавача и самим тим рекристализација је ефективнија и честице ојачавача распоређене око граница зрна спречавају њихов раст приликом хлађења. Са повећањем удела ојачавача SiC, поред повећања вредности тврдоће, долази до побољшања и других механичких карактеристика, затезне чврстоће и модула еластичности, као последица смањења величине кристалног зрна и јаких веза између основе и ојачавача, респективно.

Smirnov [176] је у свом раду представио да са додавањем 1% нано честица SiC, материјалу Al_2O_3 основе, долази до благог повећања тврдоће у односу на материјал без ојачавача. Овакав резултат одговара измереним и приказаним вредностима у оквиру овог рада.

7.3 Нано утискивање

Поступак нано утискивања, за разлику од поступка одређивања макро тврдоће, има за циљ одређивање механичких карактеристика танких површинских слојева материјала, односно вредности тврдоће и модула еластичности. Познавање механичких карактеристика површинских слојева има велики значај за разумевање триболошких феномена који се јављају у контактним слојевима материјала. Као што је речено у претходном поглављу, вредности мерења тврдоће и модула еластичности су резултат утискивања правилне тростране дијамантске *Berkovich*-еве пирамиде у површину материјала чије се карактеристике испитују.

7.3.1 Нано утискивање материјала са ZA-27 основом

Из табеле 6.3 и кривих зависности тврдоће (слика 6.7а) од процентуалног удела ојачавача се може видети да тврдоћа расте са порастом процента ојачавача у основној легури. Разлог томе је, свакако, присуство нано честица ојачавача у матрици, које донекле спречавају кретање дислокација, које настају услед продирања утискивача. Упоредо са порастом тврдоће, долази до пада вредности модула еластичности у односу на базну легуру, што је донекле и очекивано уколико се узме у обзир да је вредност модула еластичности Al_2O_3 ојачавача мања у односу на материјал основне легуре и износи 150 GPa [119]. Применом обрасца за вишефазне материјале (3.2), долази се до закључка да се са даљим порастом удела ојачавача у основној легури, може очекивати даљи пад модула еластичности. Вредност пада не би требала да буде значајна,

имајући у виду процентуалне уделе ојачавача у испитиваним композитима. У прилог тој тврдњи иде и податак да је разлика у модулу еластичности основне легуре и ојачавача Al_2O_3 мала, односно износи ~32 GPa.

Применом формуле (3.2) то би значило да, повећање удела ојачавача за 1% изазива смањење вредности модула еластичности за 0.32 GPa или 0.0018% од вредности модула еластичности базне ZA-27 легуре. Када се једначина (3.2) примени на композит ојачан честицама SiC, долази се до закључка да би са повећањем удела ојачавача у основном материјалу дошло до значајнијег повећања модула еластичности, имајући у виду да је модул еластичности SiC честица ~400 GPa, што је знатно веће у односу на основну легуру ZA-27. Тако добијена вредност би била контрадикторна експерименталним вредностима добијеним овим испитивањима.

Једначине (3.1) и (3.2) не узимају у обзир распоред честица ојачавача, могуће постојање агломерата и пора у запремини нано композитног материјала, што свакако има великог утицаја на вредности тврдоће и модула еластичности.

Из табеле 6.3 и слике 6.7а, може се уочити да је тврдоћа α фазе ZA27 легуре у случају ливене ZA27 легуре (само ливена, а не и термички обрађена) најнижа у таблици. Са додатком честица ојачивача (нано честица Al_2O_3 и SiC) тврдоће расту. У случају додатка нано честица Al_2O_3 расту континуирано. Са додатком нано честица SiC добија се нешто мања тврдоћа у односу на одговарајућу у случају нано честица Al_2O_3. Највероватнији разлог је повећани удео кластера нано честица SiC, који су сами по себи мање ојачали основу, односно α фазу.

Поређењем вредности тврдоћа добијених макро и нано утискивањем можемо појаснити добијене резултате. Вредности макро тврдоће добијених нанокомпозита, независно од врсте ојачивача, благо опадају са повећањем удела наночестица, јер је уређај реаговао на агломерате (накупине) који су избегнути применом наноидентера.

Измерене вредности тврдоћа, поступком макро или нано утискивања, у овом тренутку није могуће упоредити са резултатима других аутора, јер још увек не постоје.

Криве утискивања приказане на слици 6.8, показују да је време деловања максималног оптерећења правилно изабрано и да нема раније поменутих неправилности, које могу настати прекратким временом деловања максималне силе утискивања [105]. Може се запазити да нема великих разлика у дијаграмима утискивања који се односе на основну ZA-27 легуру и оних које се односе на композитне материјале. Такође, није могуће уочити три фазе током продирања утискивача, односно током пораста оптерећења [109]. Део криве утискивања који се односи на фазу оптерећења може се поделити на два дела. Први део који се односи на еластичне деформације и нагомилавање дислокација у правцу продирања утискивача завршава са дубином утискивања

од ~400 nm. Након тога на кривим оптерећења нема значајнијих промена, односно крива равномерно расте до максималне вредности силе.

На слици 6.9 дат је приказ отисака утискивања. Слике отисака добијене су применом оптичког микроскопа и AFM-а. Анализом ових приказа могу се уочити трагови пластичних деформација око самих отисака, односно трагови истискивања материјала. Зоне пластичних деформација око ивица отисака утискивања се на сликама оптичког микроскопа виде као светлије зоне [111].

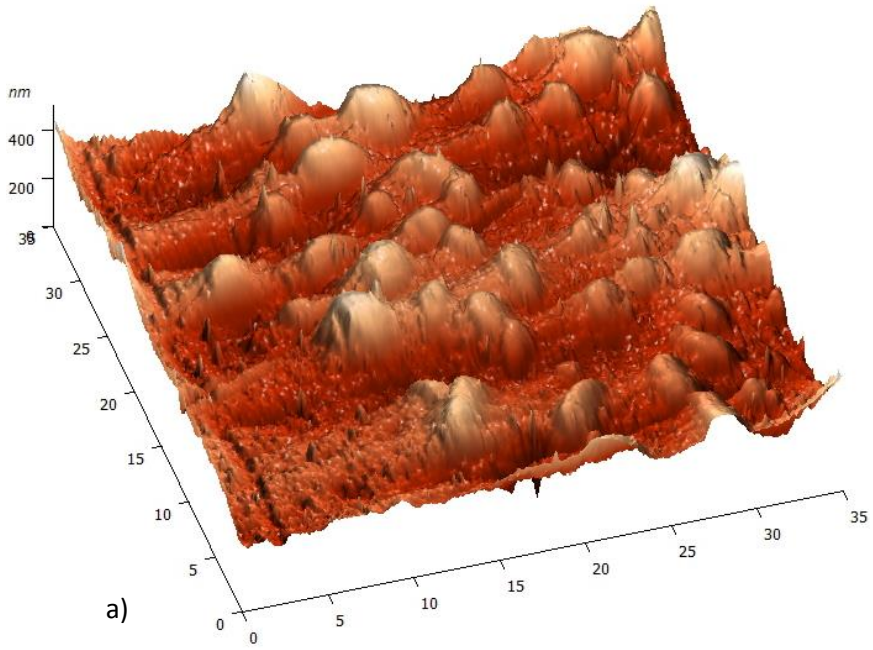
7.3.2 Нано утискивање материјала са A356 основом

Криве на слици 6.10 односе се на вредности тврдоће, модула еластичности, максималне дубине утискивања и контактне дубине за материјале са A356 основом. На основу криве зависности тврдоће од удела ојачавача може се запазити да је тврдоћа термички необрађених нанокомпозита мања у односу на T6 термички обрађену A356 легуру. На основу изнетих тумачења, о вредности макро тврдоће термички необрађене A356 легуре, може се претпоставити да би вредност нано тврдоће термички необрађене A356 легуре била испод 60HV, по аналогији са радовима *Mazahery*-а [77] и Sajjadi-а [214]. Са повећањем удела ојачавача тврдоћа благо расте. Такође, треба запазити да су вредности тврдоћа готово идентичне за нанокомпозите са Al_2O_3 и са SiC честицама, што је у сагласности са вредностима макро тврдоће, приказаним у табели 4.4.

Криве које се односе на модул еластичности (слика 6.10б) указују на то да са променом удела ојачавача нема великих промена у модулу еластичности, без обзира на тип ојачавача.

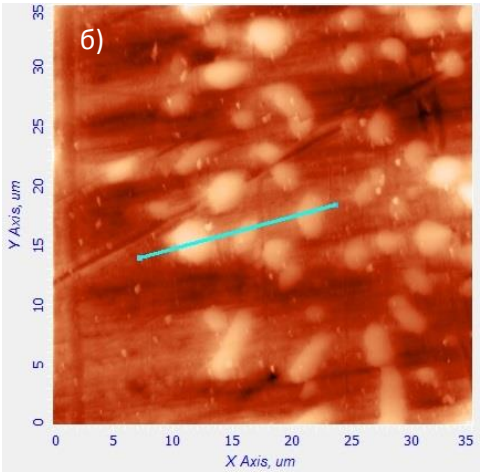
Криве утискивања за материјале са A356 основом представљене су на слици 6.11. Треба нагласити да су представљене криве чије вредности тврдоћа одговарају средњим вредностима представљеним у табели 6.4. Као што је већ речено раније, примећено је постојање еутектичког силицијума у A356 легури, међутим, са слика површина материјала основе и нанкомпозита (слика 4.9-4.15) може се закључити да је приликом мешања нанокомпозита дошло и до промене распореда еутектичког силицијума. Уочљиво је да је распоред еутектичког силицијума у материјалу основе равномернији у односу на композитне материјале, што донекле утиче на добијене резултате. Испитивања на материјалима са основом A356 су конципирана тако да једнак број отисака буде у областима са и без присуства еутектичког силицијума на површини материјала. Ово је истовремено и објашњење за варијацију добијених вредности око средњих вредности представљених у табели 6.4 и слика оптичке микроскопије датих у оквиру слике 6.12. Потврда да еутектички силицијум има утицаја на вредност тврдоће може се видети и на слици 7.5б. Изглед еутектичког силицијума и његов положај на контактној површини приказан је на слици 7.4, на којој је дат AFM приказ површине A356 легуре. На слици се јасно виде глобуле еутектичког силицијума које вире из алуминијумске основе.

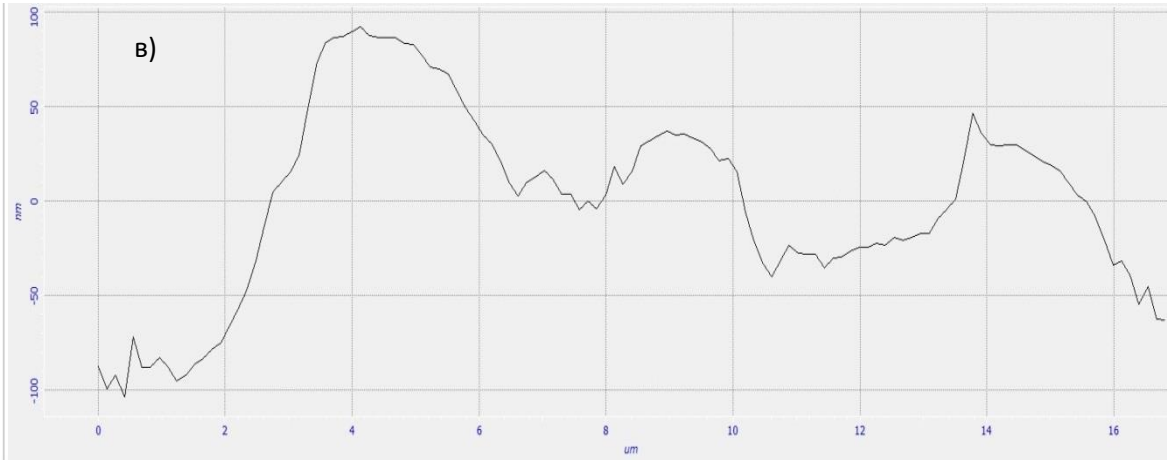
Такође, дат је „3D“ изглед површине и распосреда еутектичког силицијума. На приказаној површини извршено је мерење параметара храпавости и конструкција профила храпавости.



L = 16.811 um
Ra = 37.480 nm
Rq = 47.098 nm
Rp = 99.096 nm
Rv = 97.153 nm
Rmax = 196.249 nm
Rz = 91.843 nm

Легенда: L – референтна дужина, Ra – средње аритметичко одступање профила, Rq – средње квадратно одступање, Rp – највећа висина испупчења, Rv – највећа дубина удубљења, Rmax – максимална висина неравнина, Rz – средња висина неравнина

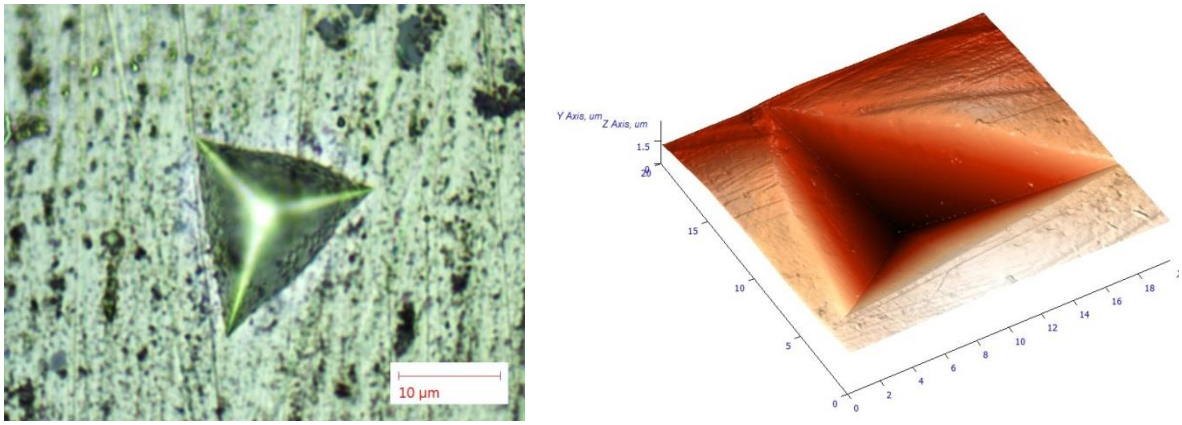




Слика 7.4 – AFM приказ распореда еутектичког силицијума по површини A356 легуре: а) „3D“ приказ, параметри храпавости, б) „2D“ приказ са местом мерења храпавости и в) профил храпавости на месту мерења.

На слици 7.5а су приказани отисци настали током поступка утискивања у областима без еутектичког силицијума и у областима у којима је он присутан. Приказани отисци припадају истој матрици мерења, на узорку са 3% масеног удела нано честица SiC. Са слика се јасно уочава да су отисци утискивања настали у областима у којима нема еутектичког силицијума знатно већи од отисака у областима у којима је присутан еутектички силицијум. Веће отиске прати већа дубина утискивања, самим тим и мања вредност тврдоће.

Присуство еутектичког силицијума отежава продирање утискивача. У случају када утискивач дође у контакт са честицама еутектичког силицијума сила утискивања, односно контактни притисак је концентрисан на малој површини контакта између утискивача и честице еутектичког силицијума. Тај притисак се преко саме честице равномерно распоређује на материјал који је окружује са супротне стране. Може се рећи да тај околни материјал пружа потпору честици еутектичког силицијума и уколико се томе дода и присуство честица ојачавача у том материјалу онда је разлика која настаје у дубини утискивања и тврдоћи сасвим оправдана. У литератури није пронађена потврда оваквог тумачења, али су многи аутори разматрали утицај еутектичког силицијума на механичке карактеристике материјала [215-219].



а)

б)

Слика 7.5 – Утицај еутектичког силицијума на изглед и величину отиска
а) отисак у области без еутектичког силицијума
б) отисак у области еутектичког силицијума

Са слике 7.5б, која се односи на отисак у области присуства честица еутектичког силицијума, може се видети да је продирање утискивача настављено након лома честице силицијума, што наводи на два случаја која се могу јавити приликом утискивања у овим областима. Први се односи на директан контакт утискивача и честице еутектичког силицијума, што је очигледно и био случај на слици 7.5б, где утискивач потискује честицу у правцу његовог кретања све док притисак у зони контакта не достигне вредност која ће изазвати лом честице силицијума. Тада остаци поломљене честице силицијума бивају утиснути у околни материјал од стране бочних страна утискивача. Други случај се односи на утискивање између честица еутектичког силицијума, тада кретање дислокације насталих деформацијом материјала испред самог утискивача бива заустављено наиласком на честице еутектичког силицијума и отуда потиче већи отпор утискивања. Такође, приликом утискивања између честица еутектичког силицијума, бочно кретање дислокација ће бити ограничено честицама еутектичког силицијума само у случају уколико су оне веома близу места утискивања. Слично тумачење, представљено је у радовима *Праманик*-а [107] и *Ouyang*-а [108], који су у својим радовима представили утицај места утискивања на вредност тврдоће композита.

Радови *Hosseini*–а [167] и *Sameezadeh*–а [183] су показали да тврдоћа нанокомпозита расте са повећањем удела ојачавача у композиту, до вредности од 3%, а затим долази до пада вредности тврдоће даљим повећањем удела ојачавача до вредности од 5%. Оба аутора се слажу са тумачењем *Kang*-а и *Chan*-а [7] који су показали да уколико вредност удела ојачавача пређе одређени ниво, ефекат унапређења механичких карактеристика нестаје. Овакво понашање је резултат нагомилавања нано честица на границама зрна и самим тим спречавају уситњавање кристалног зрна материјала основе. Такође могућа је појава агломерата. Крупније кристално зрно материјала основе и настали агломерати нано честица ојачавача су узрочници кртих и слабих места на границама зрна. У зависности од величине зрна након додавања одређене вредности удела ојачавача, честице могу веома лако градити кластере и у том случају растојање између честица ојачавача постаје веће него што је очекивано и самим тим ефекти *Orowan*-овог ојачања се губе.

Ezatpour [153] је на основу добијених резултата закључио да тврдоћа, вредност напона на граници течења и затезна чврстоћа, код ливених композита, опадају уколико је проценат удела ојачавача већи од 1%. Разлог таквог понашања је агломерација наночестица ојачавача и пад густине, односно повећање порозности. У његовом случају 1% масеног удела ојачавача представља граничну вредност, након које, даљим повећањем удела ојачавача нестају позитивни ефекти ојачавача на механичке карактеристике композита.

Велики број аутора је показао да нано честице ојачавача имају позитиван утицај на механичке карактеристике, што је делимично случај са испитивањима представљеним у овом раду. Побољшање механичких карактеристика је последица:

- значајног смањења кристалног зрна основе [173, 220],
- присуства равномерно распоређених честица ојачавача [221],
- ојачање потиче од повећања густине дислокација основе услед различитих коефицијената термичког ширења основе и честица ојачавача [171, 222],
- равномерна расподела оптерећења са материјала основе на честице ојачавача [223],
- *Orowan*-овог механизам ојачања [213].

Унапређење притисне чврстоће нанокомпозита, *Akbarpour* [173] објашњава смањењем кристалног зрна материјала основе, ефектом преноса оптерећења са материјала основе на ојачавач и повећаном густином дислокација. Повећана густина дислокација настаје као последица заосталих притисних напона услед разлике у коефицијентима термичког ширења између материјала основе и ојачавача. Са повећањем удела ојачавача долази до већег уситњавања кристалног зрна материјала основе и њихова величина се приближава величини честице ојачавача. Са микроструктурног аспекта то значи следеће, због мале величине кристалног зрна честице ојачавача ће бити на углавном на границама кристалних зрна основе, а не и у самим зрнима. Разлика у коефицијентима термичког ширења материјала основе и материјала ојачавача, води ка генерисању дислокација у материјалу основе, што доводи до повећања густине дислокација [171]. Већа густина дислокација у композиту води ка већим унутрашњим напонима, а самим тим и већој отпорности ка спољним оптерећењима, односно бољим механичким карактеристикама. Напредније механичке карактеристике, са друге стране, резултују бољем триболошком понашању материјала. Уколико се узму у обзир вредности коефицијената термичког ширења испитиваних материјала у оквиру ове докторске дисертације, може се рећи да додавање нано честицама ојачавача Al_2O_3 и SiC у ZA-27 и A356 легуру представља погодну комбинацију за добијање наноструктурног композита. Велике разлике у коефицијентима термичког ширења су предуслов за настанак дислокација око честица ојачавача, које резултују унапређењем механичких карактеристика композита. Вредности коефицијената термичког ширења комерцијалних испитиваних материјала су следеће: ZA-27(23.3 – 26.0 μm/°C), A356 (21.5 – 23.5 μm/°C), Al_2O_3 (8.1 μm/°C) и SiC (4 μm/°C) [224].

На основу резултата и литературног прегледа може се закључити да би присуство честица требало да ограничи кретање дислокација насталих услед деловања спољашњег оптерећења, или би пак дошло до згушњавања, већ присутне дислокације насталих услед термичких разлика материјала основе и ојачавача, под дејством спољашњег оптерећења. Међутим, присуство ваздушних мехурова има способност да анулира позитивне ефекте присуства ојачавача, јер ће се материјал под дејством спољашњег оптерећења кретати ка зонама најмањих унутрашњег напона, односно ка местима на којима се налазе ваздушни мехурови. Честице ојачавача у том случају неће имати способност да ограниче кретање дислокација, већ ће се заједно са њима кретати ка зонама

нижих вредности унутрашњих напона. Из тог разлога се може закључити да је потребно унапредити старе или развити нове поступке добијања нанокомпозита.

Такође, на основу поређења вредности тврдоћа добијених поступком макро и нано утискивања, може се рећи да су резултати измерених нанотврдоћа реалнији. Применом наноидентера омогућено је мерење тврдоће појединачних фаза. Наиме, у измерене вредности нису укључене могућности утицаја укључака, граница зрна, интерметалних једињења по ободу и између зрна, а у случају нанокомпозита, утицај честица и агломерата. Применом ове технике могуће је добити јасну слику ојачања које је настало као последица додатака ојачивача, односно услед повећања густине дислокација у материјалу. Овакав закључак је у сагласности са радом Suresh-a [232]. Међутим, за триболошка испитивања на макро трибометру значајнији су резултати макро тврдоће, јер је њима захваћена већа запремина материјала.

7.4 Хабање нанокомпозита са основама ZA-27 и A356

У претходном поглављу су у оквиру хабања представљене криве хабања (слика 6.14 – 6.27) и вредности запремина хабања (слика 6.28 – 6.41) испитиваних материјала. Са приказаних кривих хабања може се видети да хабање свих испитиваних материјала прогресивно расте са путем клизања. Код свих испитиваних материјала период уходавања веома кратко траје (у већини случајева 10m – 40 m) и веома брзо долази до формирања контактне површине, која у наставку остваривања контакта прогресивно расте. Потврда претходне тврдње представљена је на сликама 7.1 и 7.2. Такође, са приказаних дијаграма није могуће уочити фазу устаљеног хабања из већ наведеног разлога,да хабање прогресивно расте са путем клизања. Тренд раста хабања са пређеним путем није могуће дефинисати ни за један од испитиваних материјала. Разлог оваквих резултата може се тражити у нехомогености материјала, односно неравномерном распореду нано честица ојачавача, а самим тим и различитим вредностима тврдоћа у појединим деловима контактне површине. Оно што се може видети са кривих хабања је да су веће вредности хабања у случајевима већих контактних оптерећења, код свих испитиваних материјала.

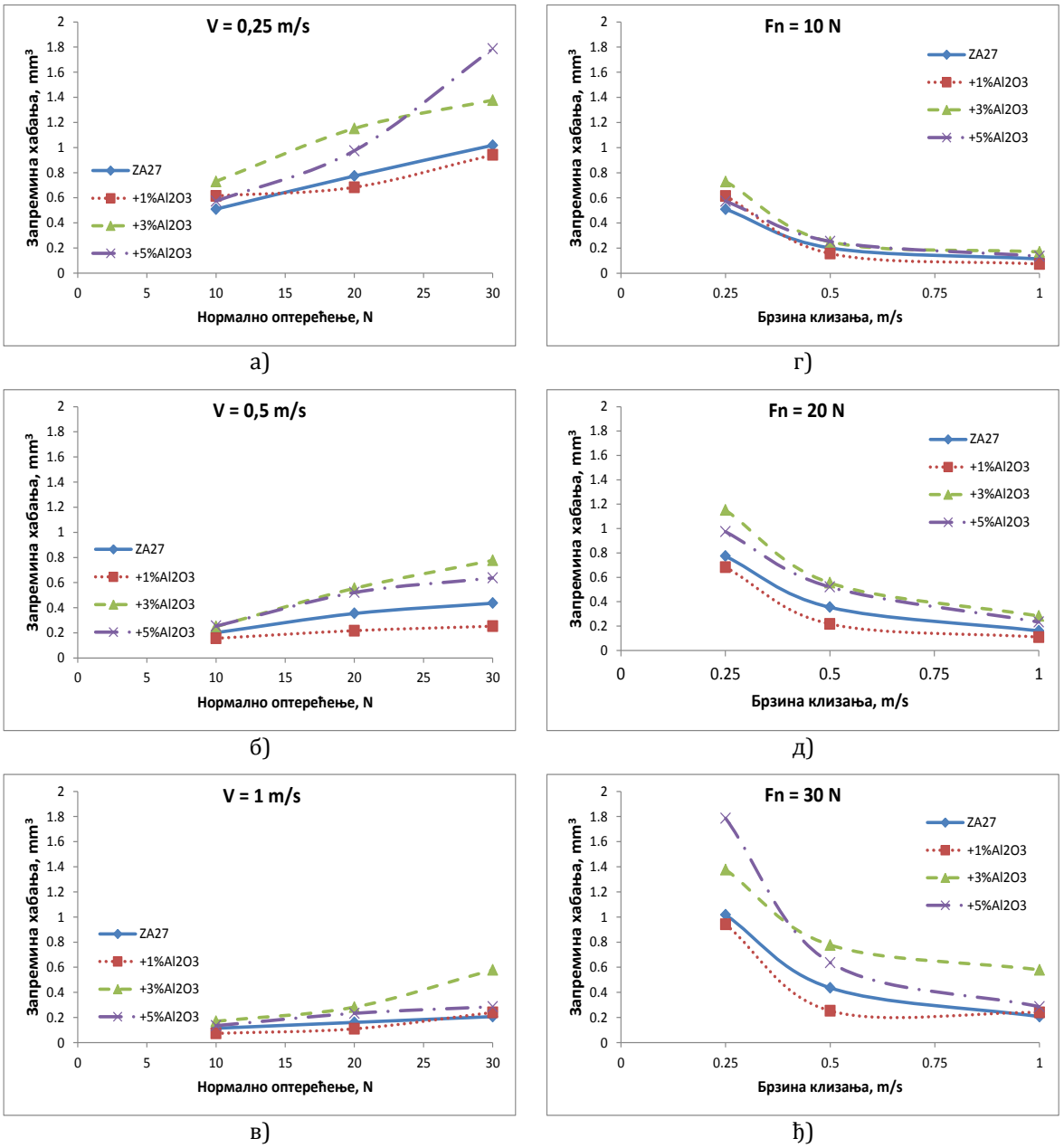
Упоредни приказ вредности хабања материјала основе и одговарајућих нанокомпозита у зависности од нормалног оптерећења и брзина клизања дат је на сликама 7.6 и 7.7 за нанокомпозите са ZA-27 основом и на сликама 7.8 и 7.9 за нанокомпозите са A356 основом.

7.4.1 Хабање материјала са ZA-27 основом

На бази основне ZA-27 легуре добијени су композити ојачани нано честицама Al_2O_3 и SiC, у запреминским уделим 1, 3 и 5%. На слици 7.6 дат је приказ зависности запремине хабања од нормалног оптерећења (7.6 а-в) и брзине клизања (слика 7.6 г-ђ), материјала основе и нанокомпозита са

додатком нано честица Al_2O_3. Са приказаних кривих се јасно види да запремина хабања расте са повећањем вредности нормалног оптерећења, као и да при најмањој вредности нормалног оптерећења од 10 N, за све брзине клизања, вредности запремина хабања испитиваних материјала међусобно одступају у малим границама.

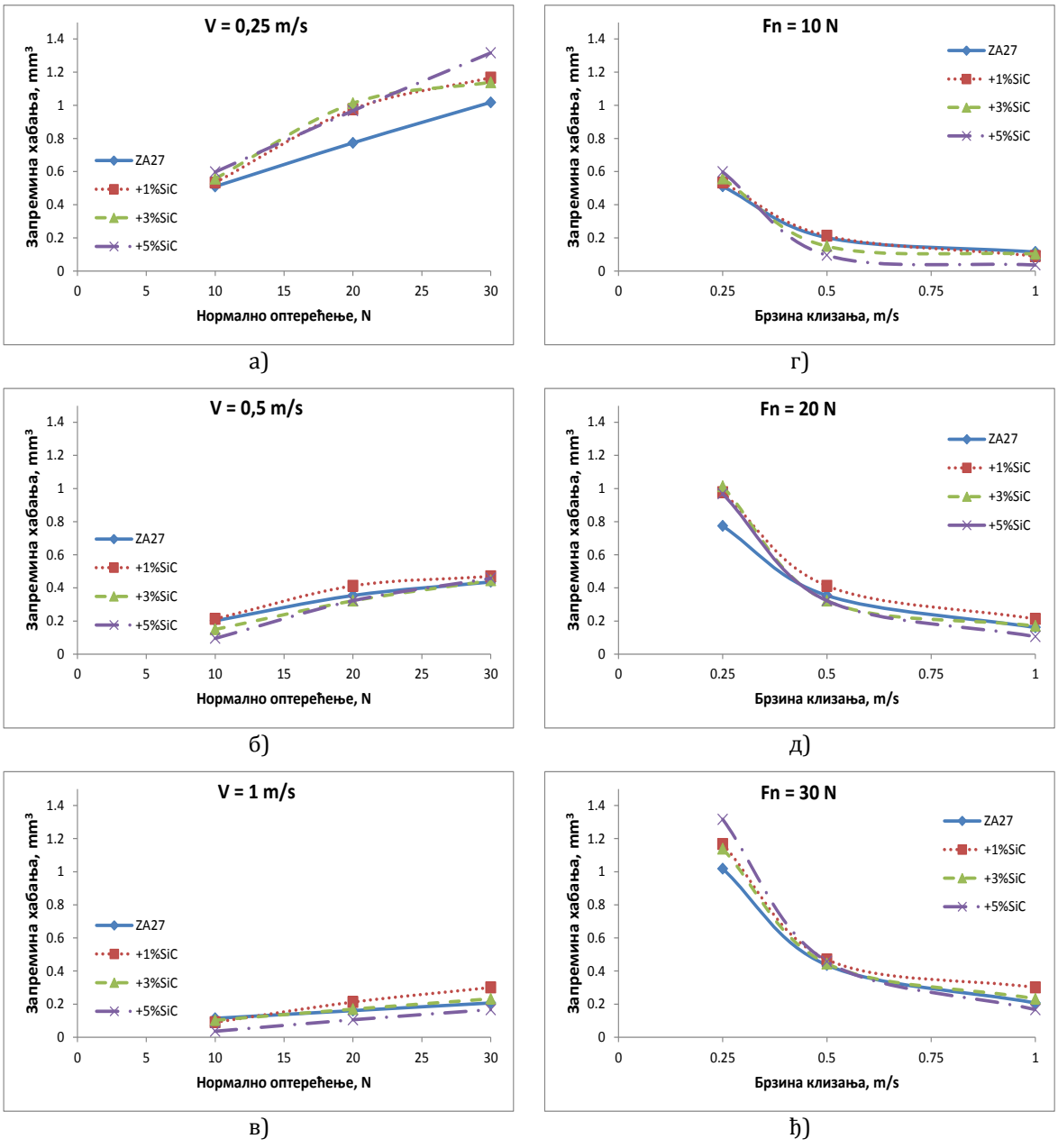
Са порастом брзине клизања долази до пада вредности запремине хабања, с'тим што се може запазити да је тренд пада вредности запремине хабања већи у делу дијаграма који се односи на повећање брзине клизања са 0.25 на 0.5 m/s, у односу на део криве који се односи на повећање брзине клизања са 0.5 на 1 m/s.



Слика 7.6 – Запремине хабања материјала основе ZA-27 и нанокомпозита ојачаних нано честицама Al_2O_3, у зависности од нормалног оптерећења и брзина клизања.

Као што је поменуто при најмањој вредности нормалног оптерећења мала су одступања у вредностима запремина хабања, што се може видети и са слике 7.6г, на којој се криве запремина хабања испитиваних материјала готово

преклапају. Сличан феномен се може запазити и када су у питању криве запремина хабања при максималној вредности брзина клизања (слика 7.6в). Са повећањем вредности нормалног оптерећења долази до већег одступања у вредностима запремина хабања (слике 7.6 г-ђ). Пажљивијом анализом кривих хабања може се запазити да најмању вредност хабања за све вредности контактних параметара испољава нанокомпозит ојачан са 1% Al_2O_3. Међутим, унапређење отпорности на хабање није драстично, јер су вредности хабања основне легуре и нанокомпозита са 1%Al_2O_3 приближно једнаке. Овакво понашање је у складу са резултатима испитивања макро тврдоће, на основу којих до благог пада тврдоће у односу на основну легуру (са 122 на 114HV) долази само код композита са 1%Al_2O_3 и такође у складу мерењима нано утискивања где је забележен благи раст тврдоће у површинском слоју.



Слика 7.7 – Запремине хабања материјала основе ZA-27 и нанокомпозита ојачаних нано честицама SiC, у зависности од нормалног оптерећења и брзина клизања.

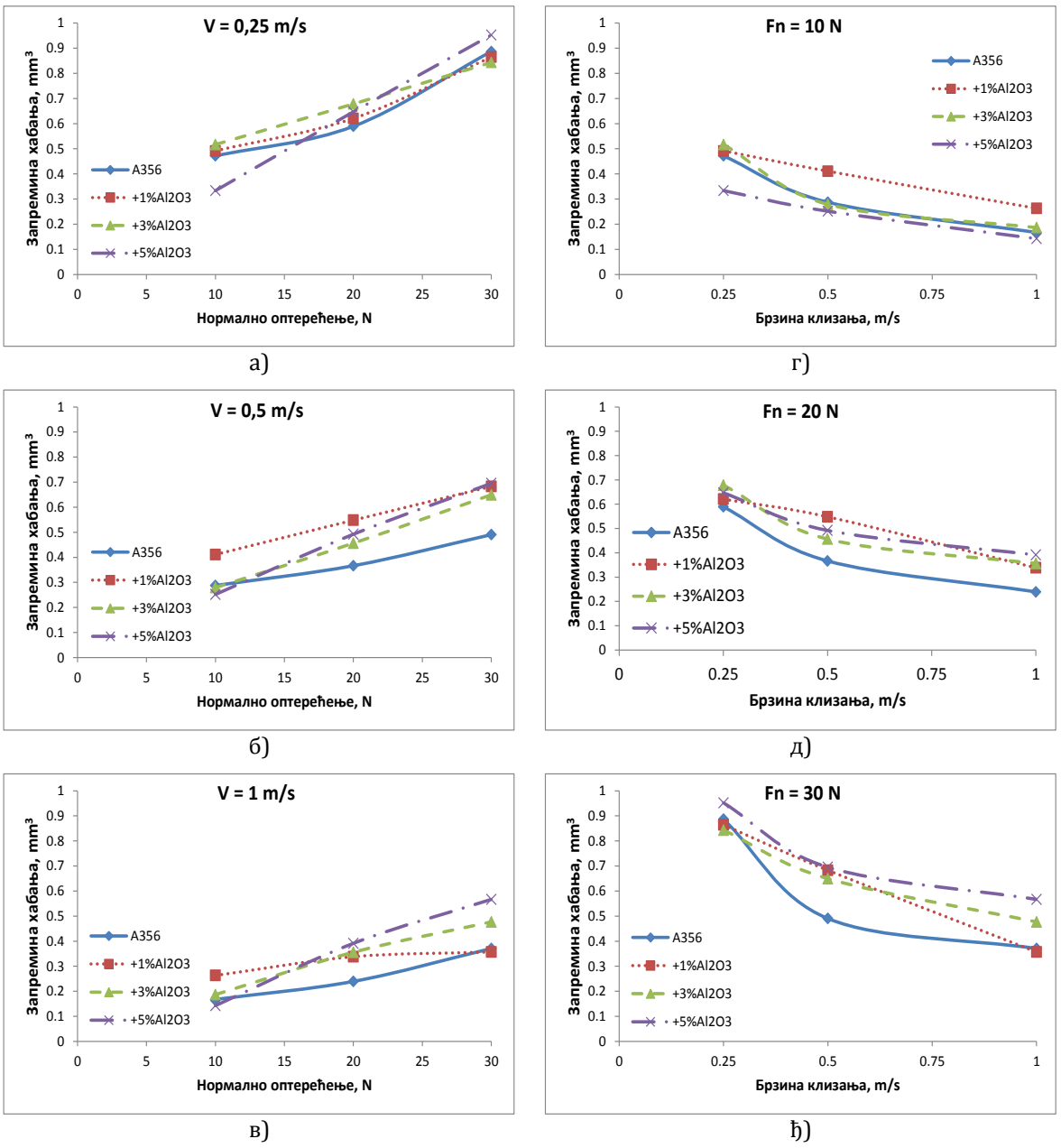
Имајући у виду вредности тврдоћа и чињеницу да хабање расте са порастом оптерећења намеће се логично објашњење. Пошто површински слојеви нанокомпозита имају сличне механичке карактеристике, онда је јасно зашто су вредности хабања свих испитиваних материјала веома блиске при најмањој вредности оптерећења. Такође, донекле је слично и за случај највеће брзине клизања. У тим случајевима може се рећи да се, током целог пута клизања, хабање одвија у танким површинским слојевима испитиваних материјала.

На слици 7.7 представљена је зависност запремине хабања од нормалног оптерећења и брзине клизања, материјала основе ZA-27 и нанокомпозита ојачаних честицама SiC. Са кривих (слика 7.7а-в) се уочава да запремина хабања расте са порастом вредности нормалног оптерећења, а да опада са порастом брзине клизања (слика 7.7 г-ђ). Тренд пада вредности запремине хабања са порастом брзине клизања је израженији у делу дијаграма који се односи на промену брзине са 0.25 на 0.5 m/s, него у делу промене са 0.5 на 1 m/s. Најмање вредности хабања су измерене при најмањој вредности нормалног оптерећења 10 N, и при већим брзинама клизања 0.5 и 1 m/s. Код ове групе испитиваних материјала веома је тешко одредити који од материјала има најмању вредност запремине хабања, али се при највећој брзини клизања издваја материјал са 5% SiC. Такође, може се запазити да су вредности запремина хабања свих испитиваних нанокомпозита ојачани нано честицама SiC прилично блиске једна другој за све вредности нормалног оптерећења и брзина клизања. Већа разлика у измереним вредностима може се запазити при најмањој брзини клизања, и то део кривих који припада већим вредностима нормалног оптерећења.

Имајући у виду мале разлике у механичким карактеристикама нанокомпозита на бази ZA-27 легуре, могло се очекивати да ће и разлике у вредностима запремина хабања бити мале. Сличан закључак као код нанокомпозита ојачаних нано честицама Al_2O_3 може се извести и код нанокомпозита ојачаних нано честицама SiC, односно да се хабање током целог пута клизања за вредност нормалног оптерећења од 10 N и брзинама клизања од 0.5 и 1 m/s одвија у танком површинском слоју у коме је приликом нано утискивања забележен благи раст вредности тврдоћа са порастом запреминског удела ојачавача.

7.4.2 Хабање материјала са A356 основом

Слика 7.8 приказује зависност запремине хабања од вредности нормалног оптерећења и брзине клизања, материјала основне комерцијалне термички обрађене A356 легуре и композита на бази те легуре ојачаних нано честицама Al_2O_3, у масеним уделима од 1, 3 и 5%. Треба напоменути да нанокомпозити нису термички обрађивани.

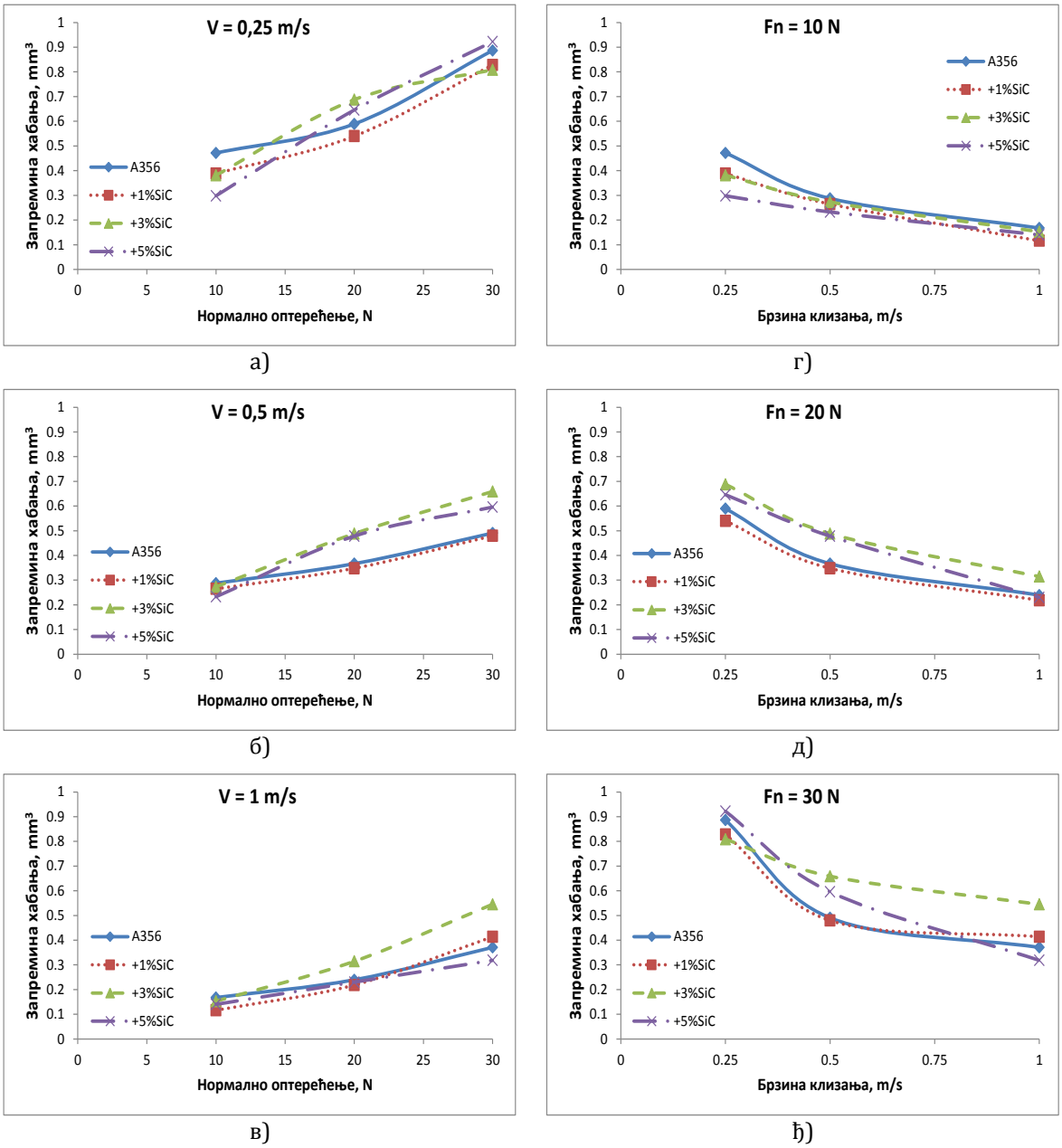


Слика 7.8 – Запремине хабања материјала основе А356 и нанокомпозита ојачаних нано честицама Al_2O_3, у зависности од нормалног оптерећења и брзина клизања.

Са слика 7.8а-в, јасно се уочава да запремина хабања расте са повећањем вредности нормалног оптерећења и исто тако тренд раста је мало израженији при мањим брзинама клизања. Са слика 7.8г-ђ се уочава да вредност запремине хабања испитиваних материјала опада са повећањем брзине клизања и да је тај тренд мало израженији са порастом вредности нормалног оптерећења. Најмања вредност хабања, код ових материјала, се уочава при најмањој вредности нормалног оптерећења и највећој брзини клизања, односно у тим условима остваривања контакта материјали испољавају највећу отпорност на хабање.

Вредности запремина хабања свих испитиваних материјала, за истоветне контактне услове, варирају у веома малом опсегу, такође криве немају доследан тренд са променом контактних параметара, већ се криве испитиваних материјала међусобно преплићу. Такво понашање је могућа комбинација последица нехомогености материјала, неједнаког распореда честица ојачавача

у материјалу основе, постојања агломерата и ваздушних мехурова, као и различите јачине веза између материјала основе и ојачавача.



Слика 7.9 – Запремине хабања материјала основе А356 и нанокомпозита ојачаних нано честицама SiC, у зависности од нормалног оптерећења и брзина клизања.

На основу знатно мањих вредности макро и нано тврдоће нанокомпозита на бази А356 легуре у односу на термички обрађену комерцијалну А356 легуру могло се очекивати да ће разлике у вредности хабања бити израженије. На основу већих, измерених вредности, тврдоћа комерцијалне термички обрађене А356 легуре очекиване су знатно мање вредности хабања у односу на нанокомпозите на бази А356 легуре. Стога се може претпоставити да су нано честице ојачавача те које спречавају изражену деградацију нанокомпозита услед хабања.

На слици 7.9 дат је приказ зависности запремине хабања, материјала основе А365 и нанокомпозита на бази А356 основе ојачаних честицама SiC. Као и у претходним случајевима испитиваних нанокомпозита вредност запремине

хабања испитиваних материјала расте са повећањем вредности нормалног оптерећења, док са повећањем брзине клизања опада. Израженије повећање запремине хабања се уочава при брзини клизања од 0.25 m/s, док је најмање изражено у случају када брзина клизања износи 1 m/s. Када је у питању тренд пада вредности запремине хабања и зависности од брзине клизања, може се закључити да је готово линеаран и да не постоје различите фазе, као што је случај код нанокомпозита на бази ZA-27 легуре. Тај тренд је, готово, истоветан за све вредности контактних оптерећења. Најмању вредност запремине хабања материјали испољавају у условима најмањег оптерећења и највеће брзине клизања.

Да вредност хабања опада са повећањем брзине клизања и расте са пређеним путем, запазили су *Srinivasan* [149] и *Gul* [150]. Узрок таквог понашања се може потражити у израженој оксидацији услед повишених температура у зони контакта. Наведени аутори су показали да на тај начин настаје приметан оксидни слој који штити контактне површине од директног контакта метал по металу. Такође, са повећањем брзине клизања микро неравнине продиру у површину диска и долази до промене микро геометрије челичног диска. Са даљим повећањем брзине избраздана површина диска ће реаговати са кисеоником из ваздуха и формирати слој оксида Fe_3O_4. Честице Fe, Fe_3O_4, честице ојачавача и настали оксидни слој формирају нови слој деформационо ојачане површине пина и каљене површине челичног диска. Овај слој се назива механички мешани слој (Mechanical Mixed Layer – MML) и његово постојање утиче на смањење степена хабања. Аналогно приказаном тумачењу се може закључити да је смањење вредности хабања са повећањем брзине клизања последица настанка MML слоја, што ће касније додатно потврдити EDS анализа добијених трагова хабања.

Chen и *Alpas* [233] су запазили да танки слој веома финих честица покрива контактну површину. Њихово присуство је потврда да је дошло до формирања слоја оксида током процеса клизања челика по површини нанокомпозита у условима великих оптерећења и брзина клизања. Овај феномен се назива оксидација и настаје као последица повишених температура у зони контакта током процеса клизања. Са даљим наставком процеса клизања између неравнина профила храпавости нанокомпозита се накупљају фине честице продуката хабања и услед деловања нормалног оптерећења долази до повећања њихове компактности и тако настаје заштитни оксидни слој. Настали слој оксида спречава директан контакт две површине и на тај начин утиче на смањење интензитета хабања [234, 235]. Постојање компактног трибо слоја на контактним површинама нанокомпозита, који спречава директан контакт два тела трибомеханичког система и самим тим доводи до мањег хабања, запазио је и *Abdollahi* [127].

Анализирајући вредности хабања јасно је да повећање масеног удела ојачавача, без обзира о којим честицама ојачавача се ради, нема великог утицаја. Измерене вредности тврдоћа нанокомпозита су веома блиске, без обзира на врсту ојачавача, Al_2O_3 или SiC. Ако, имајући у виду вредности тврдоћа

нанокомпозита и основне A356 легуре, применимо *Archard*-ову [225] једначину на основу које се изражава хабање:

$$Q = k\frac{W}{H} \tag{7.1}$$

(где је: Q запремина хабања по јединици пређеног пута, W вредност нормалног оптерећења, H тврдоћа површине материјала и k коефицијент хабања) долазимо до закључка да би хабање нанокомпозита требало да буде изразито веће у односу на материјал основе. На основу кривих запремина хабања (слика 7.8 и 7.9) може се видети да то није случај, што наводи на закључак да тврдоћа није једини фактор који утиче на отпорност на хабање. У прилог томе иде и чињеница да је унапређење отпорности последица присуства малих честица ојачавача и смањења величине кристалног зрна материјала основе [81, 230, 231].

Повећање отпорности на хабање је последица присуства честица ојачавача, које ограничавају течење материјала под дејством оптерећења и током процеса клизања [226, 231]. На тај начин тврде честице ојачавача преузимају нормални притисак [72] који делује на површину и као последица тога долази до смањења хабања. До сличних закључака се може доћи и у случају приказаних резултата у оквиру овог рада, посебно у случају нанокомпозита на бази A356 легуре. На местима где се не налазе агломерати и гасни мехурови честице ојачавача штите материјал од убрзане деградације услед хабања. На местима присуства ових структурних несавршености процес хабања је убрзан. Из тих разлога је у неким случајевима хабање основног материјала једнако или мање у односу на хабање нанокомпозита.

Umanath [146] тврди да на хабање највећи утицај имају четири, по њему, основна фактора који утичи на вредности хабања композита, а то су: (i) процентуални удео ојачавача, (ii) вредност нормалног оптерећења, (iii) брзина клизања и (iv) тврдоћа материјала контра тела.

Велики број аутора је у својим радовима представио унапређење механичких и триболошких карактеристика материјала путем додавања честица ојачавача. Много мањи број радова се односи на додавање нано честица. Са додавањем нано честица, које су по својој природи специфичне и другачије од микро честица, феномен агломерације постаје актуелан. Многи од аутора су уочили постојање агломерата [75, 86, 87, 94, 95, 167, 168, 182], док многи индиректно помињу могућност постојања агломерата или кластера у случају негативне промене механичких и/или триболошких карактеристика материјала.

Qutub [182] је запазио да је хабање нанокомпозита са 1% нано угљеничних влакана веће од вредности хабања материјала основе при вредностима нормалног оптерећења већим од 15 N. Узрок оваквог понашања аутор види у присуству пора, које се понашају као центри зачетка пукотина, као и присуству агломерата који условљавају под површинско одвајање материјала. Такође, један од разлога оваквог понашања су слабе везе између ојачавача и материјала

основе. Слично понашање нанокомпозита са додатком 15% Ni_3Al алуминијумској Al6061 легури запазио је *Wang* [227] и дошао до закључка да композит до вредности нормалног оптерећења од 91 N показује ниже вредности хабања у односу на основну легуру, док је са даљим повећањем нормалног оптерећења, до вредности од 140 N, обрнуто. *Korkut* [228] је сличну појаву приметио код Al2024/SiFe/Al_2O_3 композита, добијеног металургијом праха. Његови резултати указују на прелаз од благог ка веома израженом хабању композита и већим вредностима хабања у односу на основну легуру, са порастом оптерећења.

A356 легура ојачана продуктима сагоревања („fly ash“ продукти процеса сагоревања, најчешће приликом сагоревања угља) испољава бољу отпорност на хабање у односу на основну легуру само при малим вредностима нормалног оптерећења [229]. Такође, минимални напредак у погледу отпорности на хабање композита са алуминијумском основом ојачаном угљеничним нано влакнима је уочен од стране *Zhou*-а [179]. Аутор је измерио смањење степена хабања са 0.0135 mg/m, колико је имао материјал основе, на 0.01 mg/m колико је имао композит ојачан са 20% запреминског удела. Благо смањење вредности хабања са додатком 1% масеног удела угљеничних нано влакана уочио је *Kim* [180].

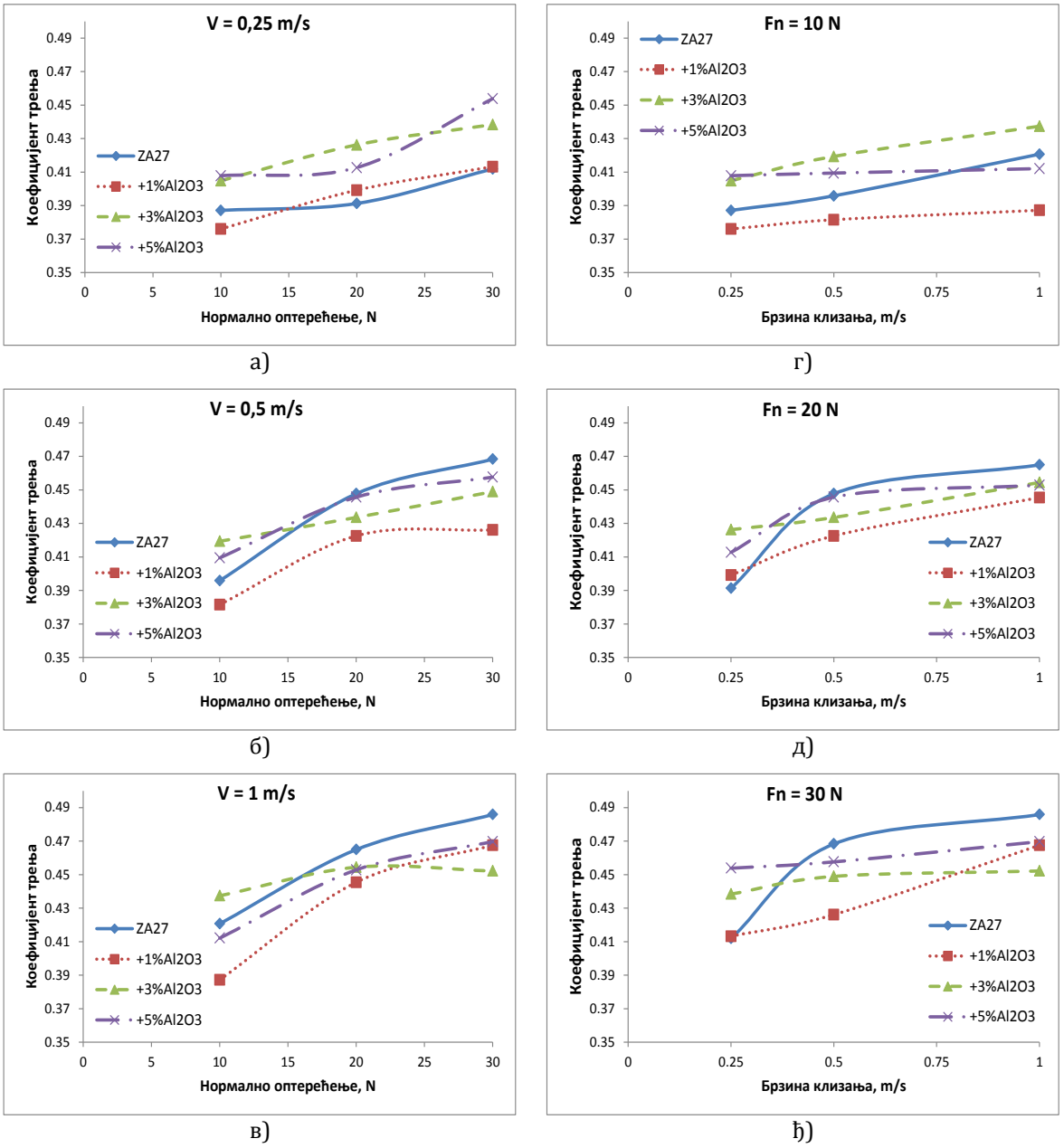
7.5 Трење нанокомпозита са основама ZA-27 и A356

Резултати испитивања фрикционих карактеристика материјала дати су у оквиру претходног поглавља, а док се вредности коефицијента трења у зависности од пута клизања налазе у прилогу. Коефицијенти трења материјала са ZA-27 основом дати су у табели 6.21 и на сликама 6.42-6.48, а коефицијенти трења материјала са A356 основом дати су у табели 6.22 и на сликама 6.49-6.55.

7.5.1 Коефицијент трења материјала са ZA-27 основом

На слици 7.10 представљена је зависност коефицијента трења од вредности нормалног оптерећења и брзина клизања, нанокомпозита са ZA-27, ојачаних нано честица Al_2O_3, у запреминским уделима од 1, 3 и 5%. У циљу поређења дате су и вредности коефицијента трења базне ZA-27 легуре. Са дијаграмског приказа се уочава да коефицијент трења расте са повећањем вредности нормалног оптерећења и да је тренд пораста израженији при већим брзинама клизања, 0.5 и 1 m/s. Такође, уочава се да коефицијент трења благо расте са порастом брзине клизања и да је тренд раста, готово, истоветан за све вредности нормалног оптерећења. У већини случајева најмању вредност коефицијента трења, у контакту са челичним диском испољава, нанокомпозит са 1% Al_2O_3 нано честица. Линије кривих се међусобно укрштају, односно не постоји јасна разлика у вредностима коефицијента трења нанокомпозита са различитим запреминским уделима нано честица ојачавача. Овакав резултат указује на структурну и механичку неједнакост материјала, за коју се може рећи

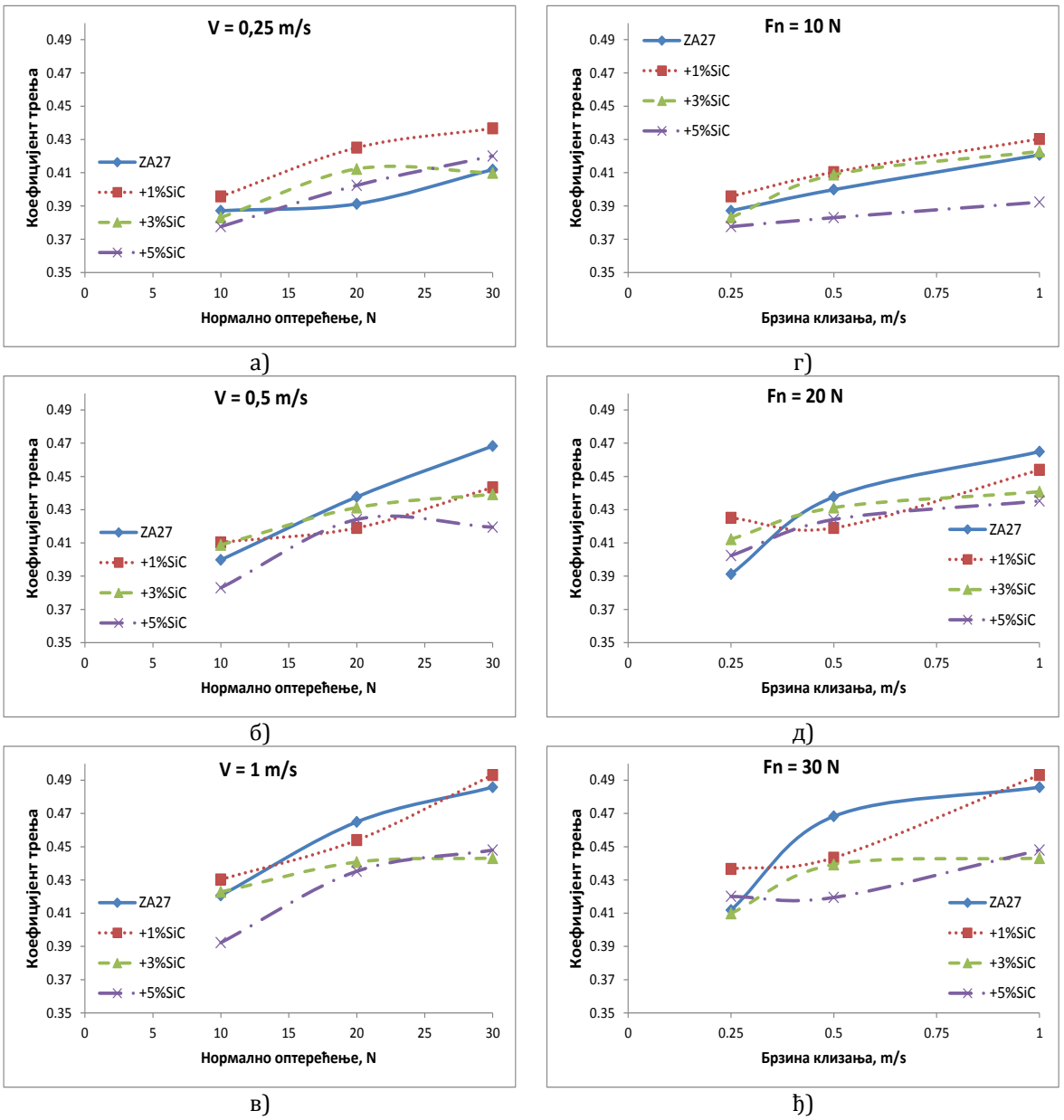
да потиче од постојања заробљених мехурића ваздуха у запремини материјала и/или постојања агломерата нано честица. Постојање агломерата честица се посебно очекује при већим вредностима запреминског удела ојачавача. Може се запазити да вредности коефицијента трења свих испитиваних материјала, при свим испитним вредностима контактних параметара, варирају у малом опсегу вредности од 0.1.



Слика 7.10 – Коефицијент трења материјала основе ZA-27 и нанокомпозита ојачаних нано честицама Al_2O_3, у зависности од нормалног оптерећења и брзина клизања.

Зависност коефицијента трења од вредности нормалног оптерећења и брзине клизања, нанокомпозита са ZA-27 основом, ојачаних честицама SiC, приказана је на слици 7.11. Као и у случају нанокомпозита ојачаних честицама Al_2O_3, и код ових нанокомпозита коефицијент трења расте порастом вредности нормалног оптерећења (слика 7.11а-в) и брзине клизања (слика 7.11г-ђ). Тренд промене коефицијента трења са променом нормалног оптерећења је уједначен при свим вредностима брзина клизања и за све испитиване материјале. Слично

се може закључити и када је у питању зависност од брзине клизања. Такође, као и у претходном случају све вредности коефицијената трења, свих испитиваних материјала су веома блиске и варирају у малом опсегу вредности од 0.1.



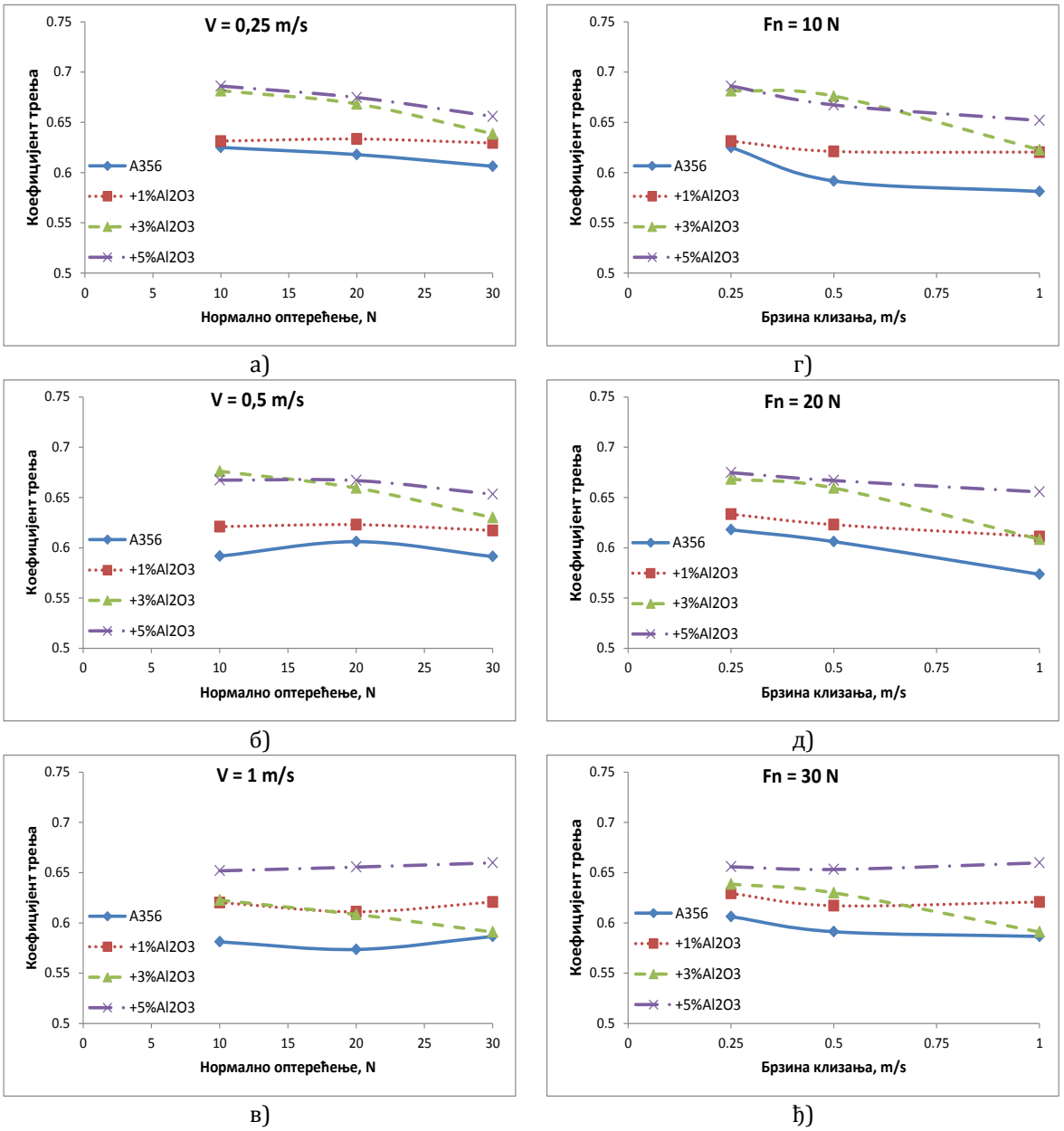
Слика 7.11 – Коефицијент трења материјала основе ZA-27 и нанокомпозита ојачаних нано честицама SiC, у зависности од нормалног оптерећења и брзина клизања.

Поредећи слике 7.10 и 7.11 може се запазити да је тренд раста коефицијента трења са порастом вредности нормалног оптерећења истоветан и за нанокомпозите ојачане са нано честицама Al_2O_3 и SiC. Са повећањем масеног удела нано честица SiC не долази до јасног раслојавања у погледу вредности коефицијента трења, што онемогућава доношење закључка који нанокомпозит поседује најбоље фрикционе карактеристике. Међутим, уочава се да при малим оптерећењима, као и великим брзинама клизања најбоље фрикционе карактеристике има композит ZA-27+5%SiC, а и генерално се може рећи да овај нано композит има најбоље фрикционе карактеристике. Пораст вредности коефицијента трења са порастом нормалног оптерећења код композита на бази ZA-27 легуре, са додатком 10% микро честица SiC је

представио *Милорадовић* [188]. Понашање коефицијента трења са променом брзине је у супротности са резултатима поменутог аутора. Узрок таквог понашања се може тражити у различитим величинама честица ојачавача.

7.5.2 Коефицијент трења материјала са А356 основом

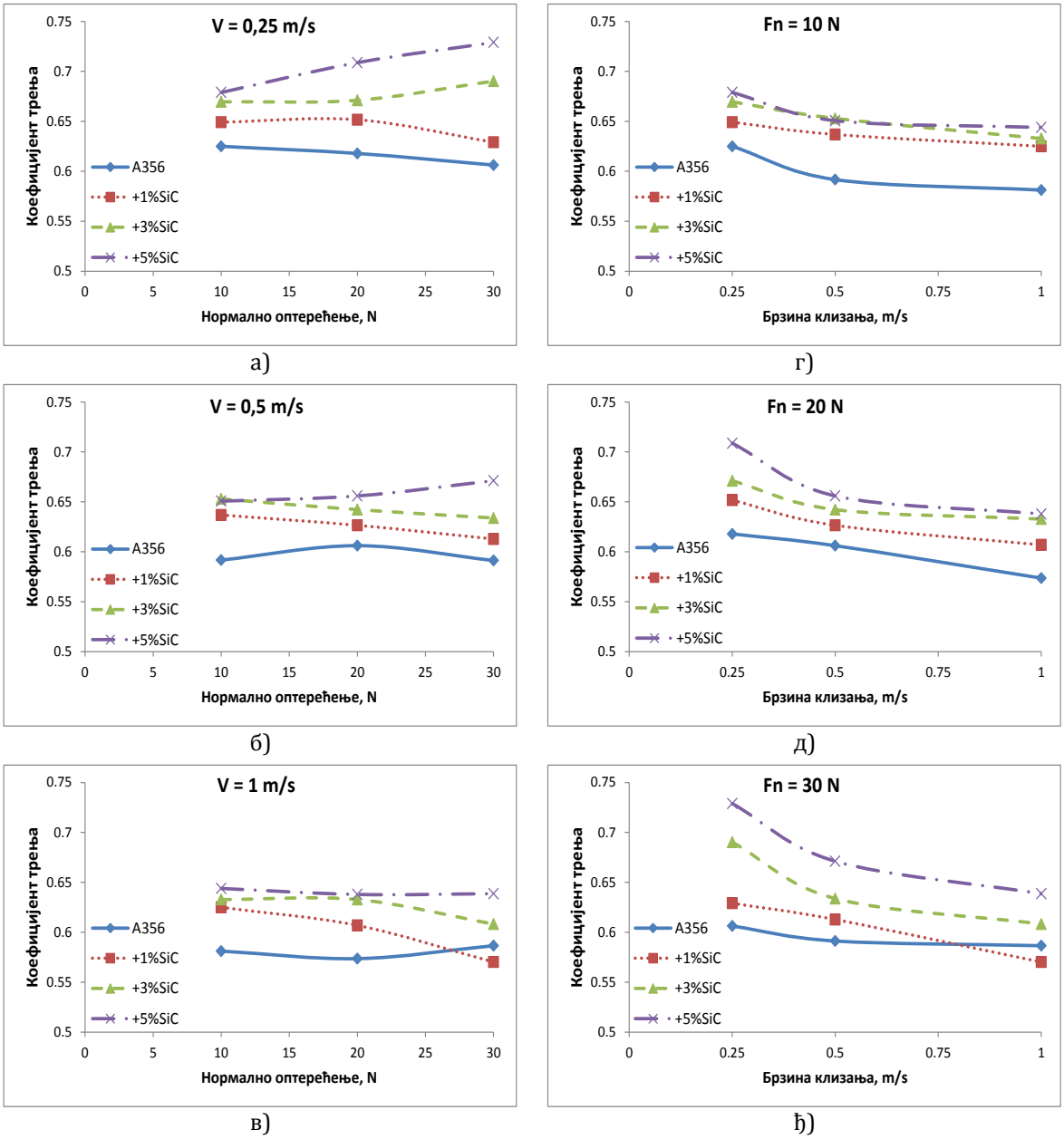
Криве коефицијената трења нанокомпозита са А356 основом дате су на сликама 7.12 и 7.13. На слици 7.12 дат је приказ коефицијента трења нанокомпозита са А356 основом ојачаном честицама Al_2O_3, у зависности од нормалног оптерећења и брзине клизања.



Слика 7.12 – Коефицијент трења материјала основе А356 и нанокомпозита ојачаних нано честицама Al_2O_3, у зависности од нормалног оптерећења и брзина клизања.

Са променом нормалног оптерећења нису измерене веће промене у коефицијенту трења свих испитиваних материјала, чак се могу запазити случајеви када коефицијент трења благо опада са порастом нормалног оптерећења. Са порастом брзине клизања може се тврдити да коефицијент

трења за све испитиване материјале и за све вредности нормалног оптерећења благо опада. Свеобухватном анализом приказаних дијаграма (слика 712а-ђ) може се уочити да најмању вредност коефицијента трења у контакту са челичним диском испољава материјал основе. На основу тога се може рећи да са додавањем нано честица Al_2O_3 расте коефицијент трења, као и са повећањем масеног удела, уколико се изузму извесна одступања која су, вероватно, последица нехомогеног распореда честица у материјалу основе. Генерално може се тврдити да промена нормалног оптерећења и брзине клизања нема значајног утицаја на промену фрикционих карактеристика ових нанокомпозита.



Слика 7.13 – Коефицијент трења материјала основе А356 и нанокомпозита ојачаних нано честицама SiC, у зависности од нормалног оптерећења и брзина клизања.

На слици 7.13 представљена је зависност коефицијента трења нанокомпозита ојачаних честицама SiC од нормалног оптерећења и брзине клизања. Слично претходном примеру, уочава се да коефицијент трења

стагнира или благо опада са порастом нормалног оптерећења и порастом брзине клизања. Сличан тренд представљен је у раду *Стојановића* [187] за А356 легуру и композит ојачан са 10% микро честица SiC. Јасно је уочљиво да коефицијент трења расте са порастом масеног удела ојачавача у материјалу основе, односно може се видети да најмању вредност коефицијента трења у контакту са челичним диском испољава материјал основе, а највећу нанокомпозит са 5% масеног удела честица SiC. Овакво понашање је изузетно корисно, пошто А356 легура велику примену налази у аутомобилској индустрији, у изради кочионих дискова. Такође, приметно је да код нанокомпозита са 5%SiC коефицијент трења расте при мањим брзинама клизања 0.25 и 0.5 m/s, док при брзини од 1 m/s, готово, да нема промене са повећањем нормалног оптерећења. Поредећи са фрикционим понашањем материјала основе може се рећи да је при мањим брзинама дошло до утицаја SiC ојачавача на коефицијент трења, док при мањим вредностима масеног удела ојачавача честице ојачавача готово да немају утицај на вредности коефицијента трења, осим у случају нанокомпозита са 3%SiC при брзини клизања од 0.25 m/s.

Са слика 7.12 и 7.13 запажа се да нанокомпозити ојачани честицама Al_2O_3 и SiC, у контакту са челичним диском, испољавају приближно једнаке вредности коефицијента трења које варирају у веома малом опсегу од 0.1. Зависност коефицијента трења од пута клизања представљена је у прилогу. Са дијаграма датих у прилогу (Слика П3-16), може се уочити да коефицијент трења свих испитиваних материјала расте са путем клизања, што је последица промене величине реалне површине контакта. Selvam [148] је показао да коефицијент трења испитиваног нанокомпозита са магнезијумском основом ојачаног са 0.5% честица ZnO, остаје константан дуж целог пута клизања од 1600 m и индиферентан је на промену брзине клизања. У овом случају треба нагласити да су испитивања обављена на „pin-on-disk" трибометру и да отуда потиче равномерност коефицијента трења дуж целог пута клизања. Да вредност коефицијента трења благо опада са порастом брзине и нормалног оптерећења показано је и у неким ранијим испитивањима [236, 237].

Са дијаграма зависности коефицијента трења од пута клизања (слика П3-16) свих испитиваних материјала уочава се да коефицијент трења у почетној фази нагло расте, што прати и пораст степена хабања (што се може уочити са кривих хабања), што је по Tang-у [129] последица брзе промене механизма хабања, од доминантног абразивног до комбинације абразивног, адхезивног и заморног хабања.

Присуство нано честица у материјалу основе резултује смањењем вредности коефицијента трења, као последица повећања тврдоће, што утиче на смањење реалне површине контакта, а самим тим и вредности трења [168, 238, 239]. Овакав закључак је у супротности са резултатима *Farvizi*-а [177] који је показао да повећање удела Al_2O_3 ојачавача резултује повећањем вредности коефицијента трења. Коефицијент трења опада са повећањем брзине клизања код нанокомпозита са додатком угљеничних нано влакана [181].

Al Qutub [182] је закључио да су већа варирања коефицијента трења, нанокомпозита са додатком угљеничних нано влакана, која настају при

средњим оптерећењима (15 N) су последица микро одвајања материјала и деламинације. При оптерећењу од 25 N коефицијент трења композита је већи о односу на материјал основе, уз велике осцилације током времена. Тумачење оваквог понашања композита при већим оптерећењима аутор види у стварању микро заварених спојева, који узрокују велике варијације у вредностима коефицијента трења и настанак под површинских пукотина и које су разлог веома изражене деламинације.

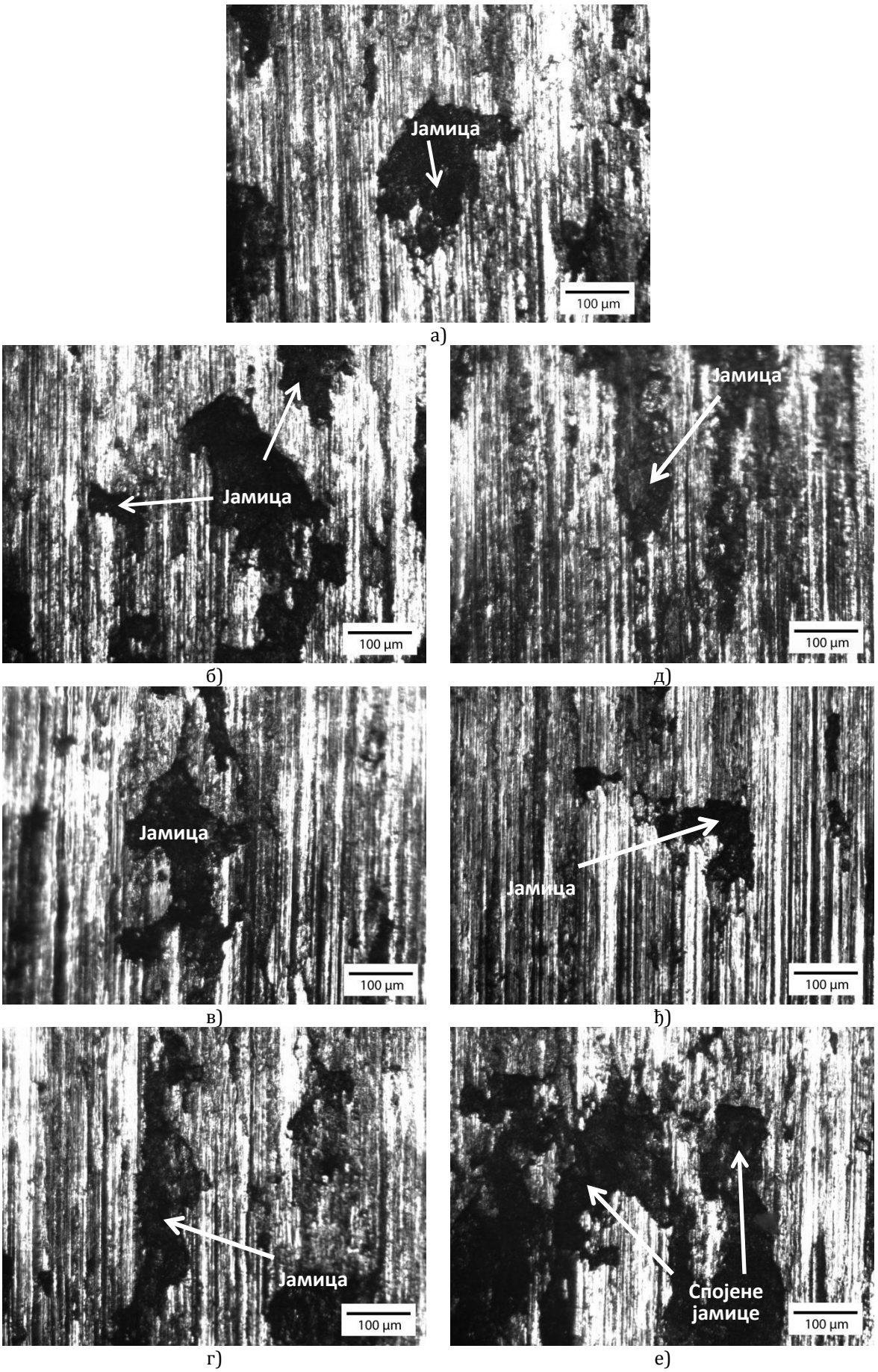
7.6 Анализа механизама хабања на основу оптичких и SEM снимака

Анализа трагова хабања испитиваних основних легура и нанокомпозита извршена је применом оптичке и скенирајуће електронске микроскопије. На сликама 7.14 и 7.15 представљени су трагови хабања основних легура и нанокомпозита насталих при нормалном оптерећењу од 20 N и брзини клизања од 0.5 m/s. Увећање оптичког микроскопа на овим сликама трагова хабања износи 10×.

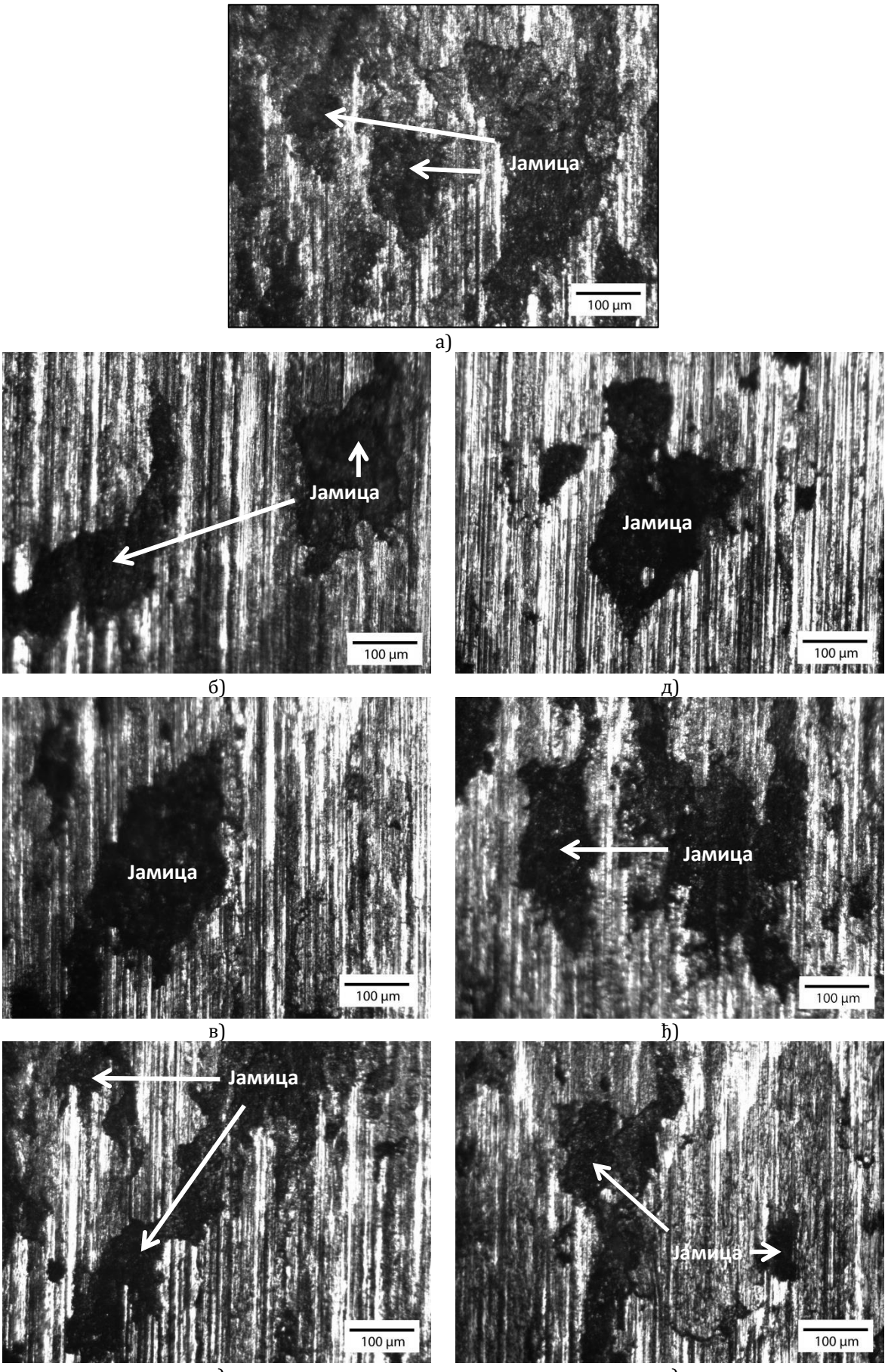
Анализирајући трагове хабања приказане на сликама може се запазити да су трагови хабања по структури идентични, односно код свих материјала у трагу хабања су присутне јамице окружене паралелним браздама у правцу клизања. Величине тих јамица су различите што зависи од компактности тих површинских слојева. Уколико је компактност површинског слоја мања јамице ће бити веће и обрнуто. Јамице настају као последица адхезије између челичног диска и насталог трибо слоја. Том приликом долази до стварања микро заварених спојева, чије раскидање настаје услед деловања смицајних сила приликом кретања елемената у контакту. Приликом раскидања долази до одвајања делова материјала са контактних површина мекшег материјала, остављајући на површини јамице. Јамице већих димензија су последица спајања мањих јамица у једну или већег ширења подповршинских пукотина.

Smirnov [176] је код материјала основе приметио уклањање материјала са контактних површина, које настаје као последица настанка пукотина дуж границе зрна. Том приликом се стварају видљива оштећења у виду плићих и дубљих кратера, а док је код нанокомпозита изражена блага абразија. Постојање јамица у трагу хабања при већим уделима ојачавача запазио је и *Hosseini* [168].

Паралелне бразде, оријентисане у правцу кретања, окружују јамице и последица су абразивног хабања. Код абразивног хабања врхови неравнина тврђег тела продиру у површину мекшег тела и услед постојања релативног кретања врше браздање контактне површине. Такође, уочене бразде могу бити резултат кретања продуката хабања, „трећег тела“ у зони контакта. Ту се углавном ради о тврдим једињењима као што су оксиди, карбиди итд., насталим као резултат трибохемијског деловања околине или честица ојачавача које су услед деловања смицајних сила постале продукти хабања.



Слика 7.14 – Приказ трагова хабања са оптичког микроскопа: а) ZA-27, б) ZA-27+1% Al_2O_3, в) ZA-27+3% Al_2O_3, г) ZA-27+5% Al_2O_3, д) ZA-27+1%SiC, ђ) ZA-27+1%SiC, е) ZA-27+1%SiC, (v=0.5 m/s; F=20 N).



Слика 7.15 – Приказ трагова хабања са оптичког микроскопа: а) А356, б) А356+1% Al_2O_3, в) А356+3% Al_2O_3, г) А356+5% Al_2O_3, д) А356+1%SiC, ђ) А356+1%SiC, е) А356+1%SiC, (v=0.5 m/s; F=20 N).

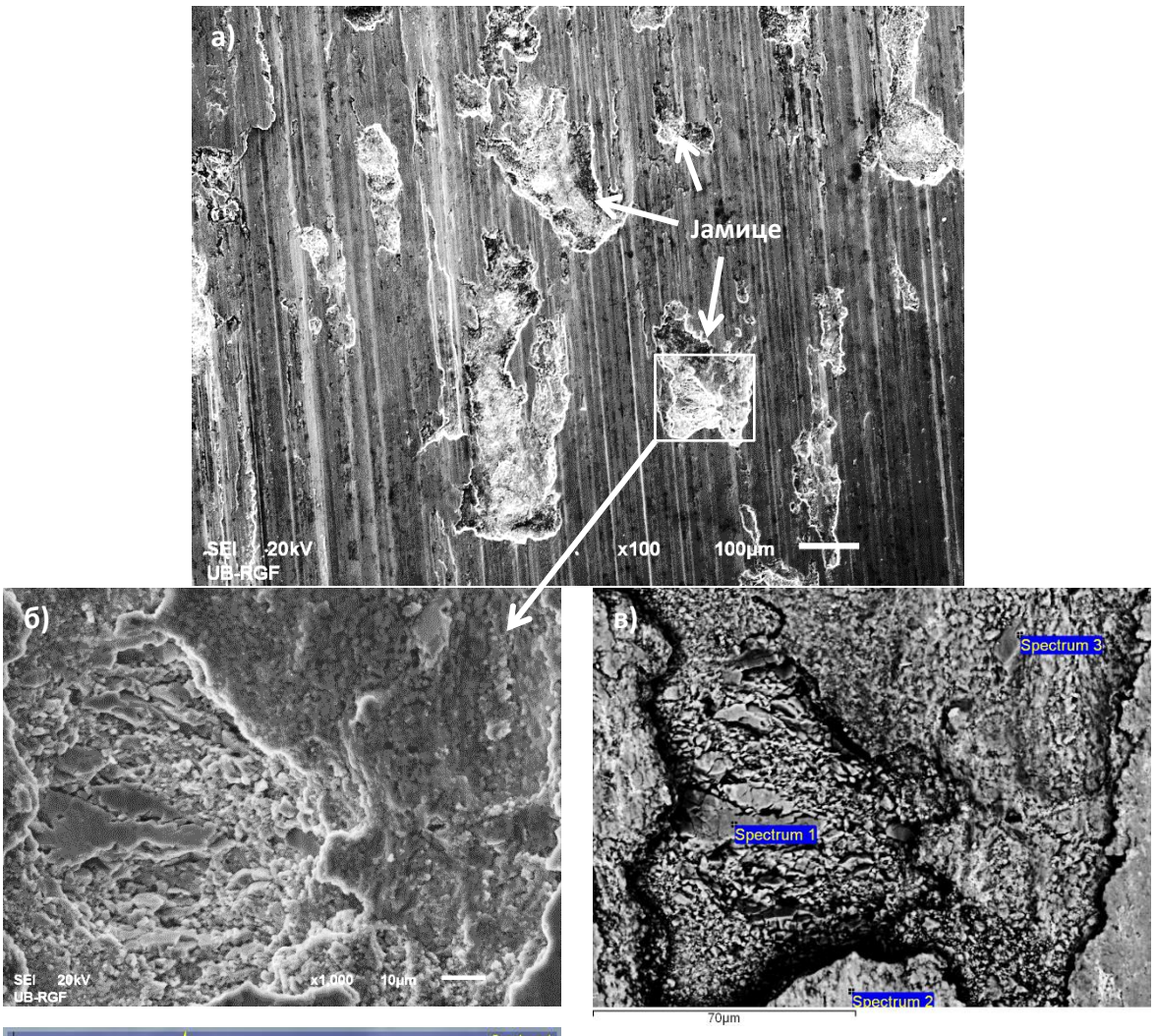
Дубље бразде су праћене благим истискивањем материјала са обе стране и тако настале бразде указују на абразивно резање при малим брзинама клизања, односно са порастом брзине долази до загревања услед трења и повећања температуре контактних површина. Стога се може закључити да при већим брзинама клизања повећана пластична деформација материјала основе прелази из резања у браздање, а затим у формирање клинова. Код браздања материјал се истискује са обе стране без његовог уклањања, док код формирања клинова, танки клинасти фрагменти настају само током почетне фазе овог процеса [151]. Ово доводи до настанка плитких огреботина и смањује степен хабања са повећањем брзине клизања. Присуство нано честица ојачавача у површинским слојевима спречава течење и истискивање материјала, услед повећане тврдоће површинског слоја и као резултат тога се јављају уске бразде у траговима хабања [226, 231]. Suh [240] је доказао да је браздање, настало као последица кретања продуката хабања у зони контакта, део последње фазе процеса деламинације. *Tavoosi* [165] је закључио да је доминантни механизам хабања код нанокомпозита, са малим уделом Al_2O_3 честица, абразија, а деламинација код нанокомпозита са великим уделом Al_2O_3 честица.

Хабање у виду јамица и одношења материјала са контактних слојева је последица адхезије и замора материјала у површинским слојевима. Уколико микроструктура материјала садржи тврде честице, у зонама тих честица може се јавити појава настанка иницијалних пукотина, као последица деловања смицајних сила услед клизања и контакта са другим телом [241].

Бабић [38] јамице у траговима хабања назива одвајањем крхких фаза, које се јављају на местима груписања честица графита код композита на бази ZA-27 легуре са додатком микро честица графита. Такође, аутор разликује две зоне у траговима хабања. Прва је слој графита који покрива контактну површину и спречава директан контакт два метала (челичног диска и композита на бази ZA-27 легуре) и зона у којој се јављају крте пукотине или јамице.

Редови бразди и деламинација су знаци пластичне деформације. У исто време диск је прекривен слојем трансферованог материјала, чија дебљина расте са порастом брзине клизања. Ови знаци указују на закључак да је присутно адхезивно хабање, чији се интензитет повећава са повећањем брзине клизања [149].

Абразија настаје у условима умереног хабања, док се деламинација јавља у прелазним фазама, а при већим вредностима оптерећења до изражаја долази настанак оксидних слојева [242].



O – 2.04
Al – 0.37
Cr – 3.34
Mn – 1.40
Fe – 75.89
Ni – 1.38
Zn – 15.58
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

O – 14.35
Al – 23.08
Fe – 10.27
Cu – 2.19
Zn – 50.11
Total 100.00Вредности су изражене у масеним процентима

O – 30.68
Al – 8.63
Cr – 0.79
Fe – 34.62
Ni – 0.65
Cu – 1.09
Zn – 23.54
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

Слика 7.16 – SEM и EDS анализа: а) јамице у трагу хабања нанокомпозита ZA-27+1%Al_2O_3, б) увећан приказ јамице са слике (а) и в) EDS анализа.

Слично тумачење се може применити и на резултатима приказаним у овом раду. Приликом мерења ширина трага хабања у делу испитивања који се односи на криве хабања, у почетним фазама уочавају се само паралелне бразде, док касније долази до појаве малих јамица, чије димензије расту са путем клизања. У наредним мерењима ширине трага хабања могло се запазити да се димензије већ уочених јамица мењају и да долази до настанка нових јамица. Такође, при каснијим заустављањима се уочава потпуно нови распоред јамица, односно дошло је до ишчезавања старих јамица са развојем процеса хабања.

Да долази до промене микрогеометрије контактне површине диска показује профил храпавости диска након испитивања (слика 6.6), као и фотографски приказ површине диска (слика 7.3) пре и после испитивања. Разлог промене микрогеометрије контактне површине диска може бити хабање диска или трансфер материјала са испитиваних материјала на контактну површину диска. Трансфер материјала са испитиваних блокова ка челичном диску је реалан, посебно ако се има у виду склоност алуминијума да се „лепи" за челик, при повишеним контактним притисцима и повишеним температурама. Међутим, трансфер материјала се не креће само ка челичном диску, већ постоји извесна количина материјала са челичног диска, која остаје на површини нанокомпозита и материјала основе, што потврђује EDS анализа трагова хабања испитиваних материјала. О трансферу материјала на челични диск можемо говорити само на основу слика 6.6 и 7.3, међутим тамно црвенкаста, браон боја контактне површине челичног диска указује на присуство гвожђе оксида.

Како је у траговима хабања свих испитиваних материјала примећено присуство гвожђа тако се може рећи да деламинационо хабање није доминантан механизам хабања. Такође, на свим површинама, поред гвожђа, потврђено је присуство кисеоника у великом проценту (слика 7.16), према томе може се рећи да на контактним површинама долази до формирања оксидног слоја. Са повећањем брзине клизања долази до повећања дебљине оксидног слоја који штити контактну површину. Са даљим повећањем брзине клизања долази до продирања микронеравнина испитиваних материјала у површину контра тела, док у случају композита долази до уситњавања продуката хабања, што за резултат даје „three body" абразију [149]. Са даљим повећањем брзине избраздана површина диска ће реаговати са кисеоником из ваздуха и формирати слој оксида Fe_3O_4. Честице Fe, Fe_3O_4, честице ојачавача и настали оксидни слој формирају нови слој деформационо ојачане површине блока и каљене површине челичног диска. Овај слој се назива механички мешани слој MML (Mechanical Mixed Layer – MML) и његово постојање утиче на смањење степена хабања [149, 166, 188].

У циљу бољег разумевања резултата добијених EDS анализом, треба нагласити да је примарни сноп електрона скенирајућег електронског микроскопа (описаног у поглављу 5) фокусиран у пречнику од 1 μm, док је реална површина снопа пречника 5 μm, услед расипања електронског снопа. Имајући то у виду, информације које се добијају као резултат EDS анализе су

првенствено подаци о хемијским конституентима добијени скенирањем површине пречника 1 μm и један мали део који припада ширем кругу, односно снопу расутих електрона.

На основу EDS спектрума 1 слике 7.16 може се закључити присуство фрагмента челичног диска, величине неколико десетина микрометара, у трагу хабања. Остали спектруми такође потврђују присуство гвожђа и кисеоника, који представљају јасан доказ да је дошло до формирања MML слоја на контактној површини нанокомпозита. Јамице у трагу хабања су последице одвајања делова тог слоја, односно услед деловања смицајних, тангенцијалних сила долази до настанка и развитка пукотина у MML слоју. Иницијалне пукотина могу настати на више начина и јављају се на местима где су површински слојеви структурно најслабији.

Узимајући ово у обзир, током хабања долази до деформационог ојачања, као резултат нагомилавања дислокација око хетерогености у под површинском слоју, односно око честица ојачавача. Нагомилавање дислокација може узроковати настанак и развијање пукотина испод контактне површине [168, 182], што касније доводи до уклањања материјала са контактних површина у виду пахуља.

Постојање агломерата код нанокомпозита негативно утиче на механичке и триболошке карактеристике материјала [75, 86, 87, 94, 182]. Такође, до настанка иницијалних пукотина може доћи услед постојања агломерата нано честица у површинском слоју материјала или у самом MML слоју. Доказ о постојању агломерата код испитиваних нанокомпозита дат је на слици 7.17, где је EDS анализом у неколико тачака измерено присуство великог процента Si код нанокомпозита бази ZA-27 легуре ојачаног са 3%SiC. Како су првобитне нано честице величине 50 nm, а величине места на којима су вршена испитивања варирају од једног до пар микрометара, јасно је да је реч о постојању агломерата. Поред ових поља у трагу хабања су распоређена слична поља, различитих величина и облика. Такође на истој слици се може уочити неколико површинских пукотина, величине неколико микрометара. Спајање тих пукотина условиће настанак јамица, као што се може видети на претходним сликама трагова хабања нанокомпозита. EDS анализа извршена је на још једном месту у трагу хабања истог нанокомпозита (слика П18), на сличним местима као на слици 7.17. У првом случају измерена је велика вредност Si, што потврђује претходну претпоставку, док је у другом случају измерено потпуно одсуство Si, што наводи на закључак да је дошло до испадања агломерата честица SiC из материјала или да се ради о постојању гасних мехурова унутар запремине нанокомпозита.

Велики број аутора је потврдио да се порозност јавља са додавањем нано честица основном материјалу, и да степен порозности расте са повећањем њиховог удела [75, 77, 78, 92, 94-96, 153, 155, 167]. Овај ефекат је објашњен тиме да се нано честице понашају као центри око којих се ваздушни мехурови (поре) стварају (случај када је порозност везана за појединачне честице), као и

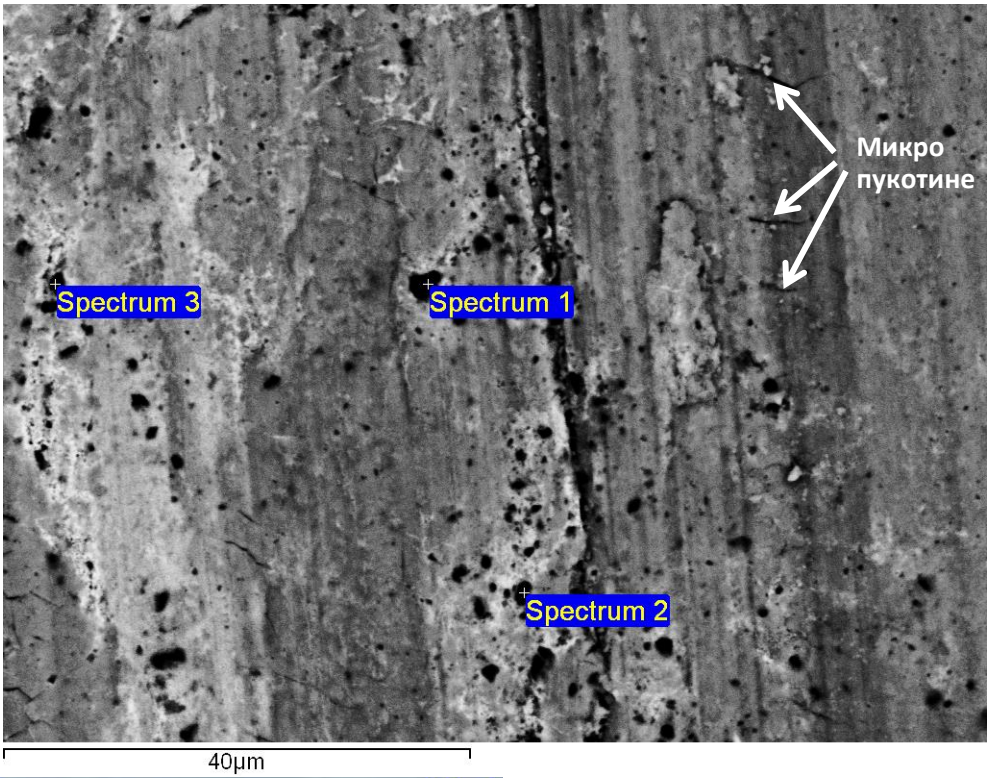
отежаним течењем метала услед груписања честица (случај када је порозност везана за груписане честице) [77]. Са оваквим тумачењем се слаже и Ansary Yar [96] који каже да је порозност последица лоше квашљивости и стварања агломерата нано честица, као великих разлика у коефицијентима термичког ширења материјала основе и ојачавача, услед чега настају порозност и дислокације око честица ојачавача. Постојање гасних мехурова у површинском и подповршинском слоју су места од којих веома лако, под дејством тангенцијалних сила, може доћи до стварања иницијалних пукотина. Такође порозност настаје због природе нано честица, односно повећане специфичне површине, која је разлог већој вредности трења између честица [157], што негативно утиче на способност компресовања и синтеровања. Као последица тога настају поре и смањена густина композита, што је посебно изражено при већим уделима честица ојачавача [87].

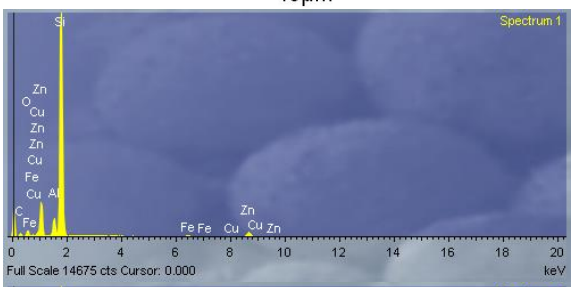
На слици П17 (датој у прилогу) може се видети процес настанка продуката хабања и морфологија трага хабања око јамица, који карактерише браздање са истискивањем материјала са обе стране бразда. Такође, EDS анализом је потврђено присуство гвожђа у свим испитиваним тачкама трага. На основу тога се може јасно закључити да су околни делови трага хабања (око јамица) последица абразивног хабања.

Qutub [182] тврди да се при малим оптерећењима код материјала основе поред абразије назире и деламинација, која са порастом оптерећења постаје израженија, а при највећем оптерећењу, на тесту, долази до појаве под површинских пукотина и кратера у траговима хабања. Код нанокомпозита при малим оптерећењима нема трагова деламинације, услед повећане тврдоће нанокомпозита. Са повећањем оптерећења долази до делимичног одвајања делова материјала, као делова насталог триболошког слоја на контактним површинама, где се уочавају површински ломови и дубоке јамице. Иницијалне пукотине настале при малим оптерећењима расту и шире се при већим оптерећењима узрокујући изражену деламинацију и већи степен хабања композита у односу на материјал основе. Такође, слабе везе између ојачавача и материјала основе су још један од разлога за настанак пукотина и њихово ширење са повећањем оптерећења.

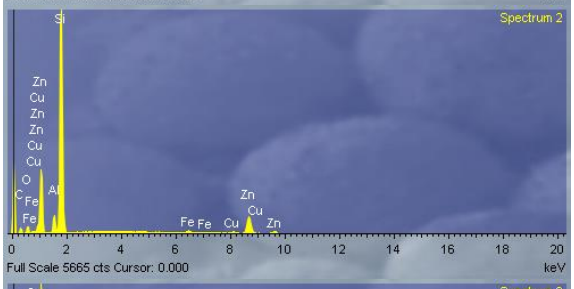
На слици 7.18 приказана је EDS анализа трага хабања нанокомпозита на бази A356 легуре ојачаног са 5% масеног удела честица Al_2O_3. У траговима хабања свих материјала са A356 основом примећено је, као и код свих материјала са ZA-27 основом, постојање MML-а. Такође, код нанокомпозита са A356 основом примећена су накупљања продуката гвожђа у траговима хабања. На EDS снимцима ти продукти гвожђа су беле боје и лако се разликују од остатка материјала, што се може видети на слици 7.18. Спектрум 1 представља накупљање продуката гвожђа што говори и вредност од 92.53% масеног удела гвожђа на том месту. Као потврду постојања MML-а могу се узети резултати осталих спектрума, у којима се могу уочити велики проценти кисеоника и гвожђа. Са слике се може запазити да настали MML није компактан и да је испресецан микро пукотинама (слика 7.17), чије ће спајање током клизног

контакта са челичним диском изазвати одвајање већих делова MML и на тај начин допринети већим вредностима хабања.

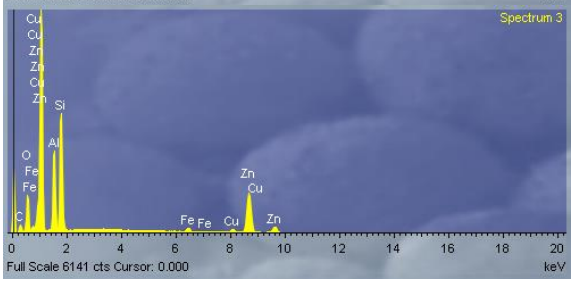




C – 18.53
O – 8.32
Al – 3.50
Si – 54.17
Fe – 1.72
Cu – 0.59
Zn – 13.17
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

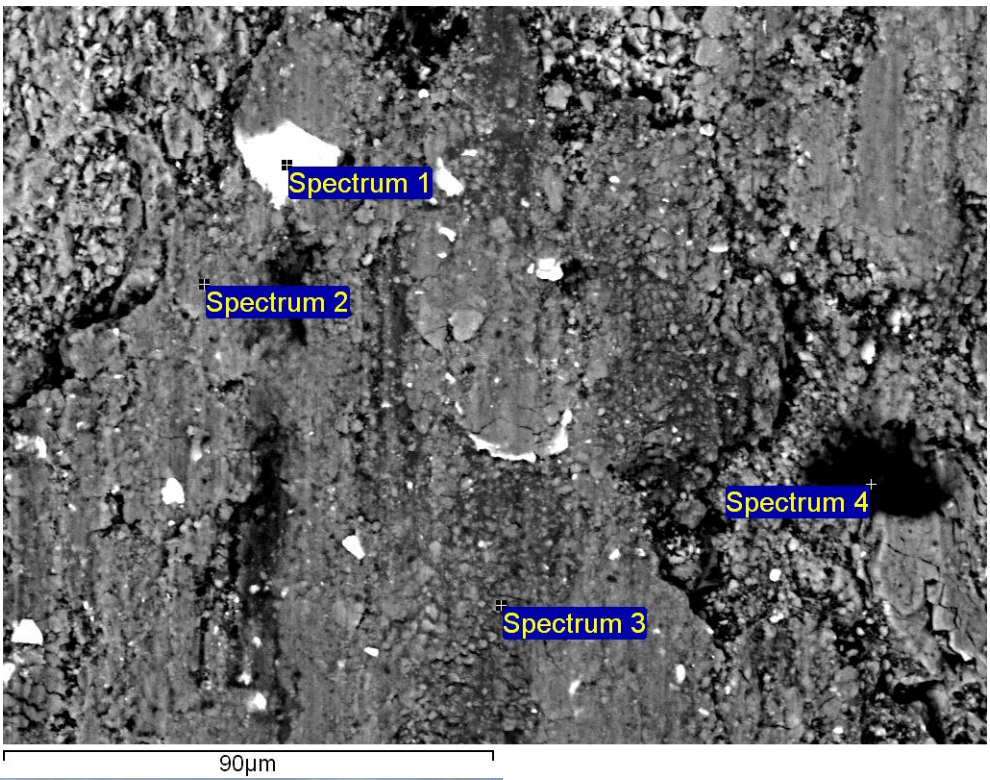


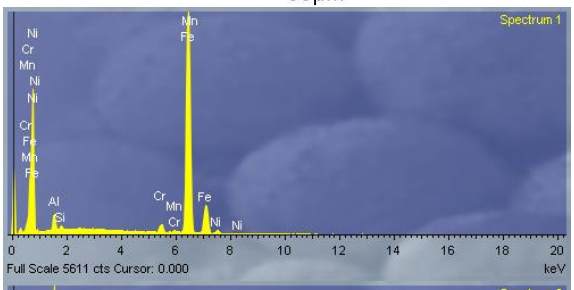
C – 18.10
O – 5.78
Al – 2.76
Si – 41.86
Fe – 1.00
Cu – 1.76
Zn – 28.74
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима



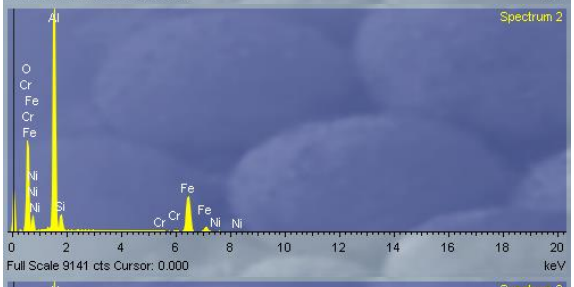
C – 12.37
O – 14.14
Al – 11.26
Si – 16.91
Fe – 1.48
Cu – 2.64
Zn – 41.20
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

Слика 7.17 – EDS анализа трага хабања нанокомпозита ZA-27+3%SiC.

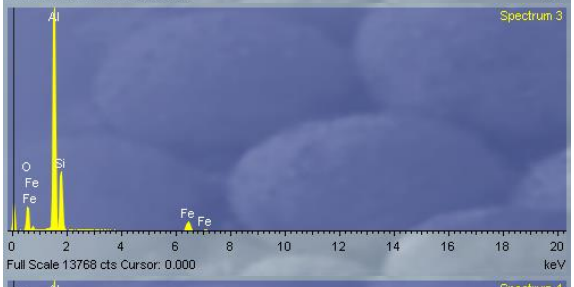




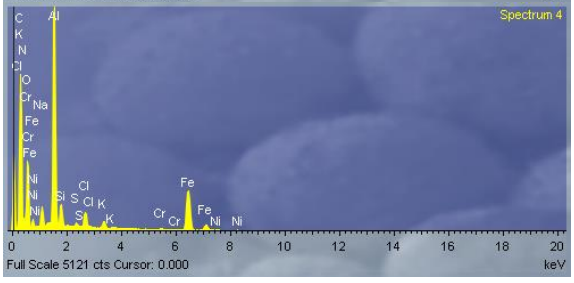
Al – 2.62
Si – 0.45
Cr – 1.91
Mn – 0.47
Fe – 92.53
Ni – 2.02
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима



O – 35.77
Al – 35.23
Si – 3.59
Cr – 0.53
Fe – 24.41
Ni – 0.47
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима



O – 22.38
Al – 45.21
Si – 22.01
Fe – 10.40
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима



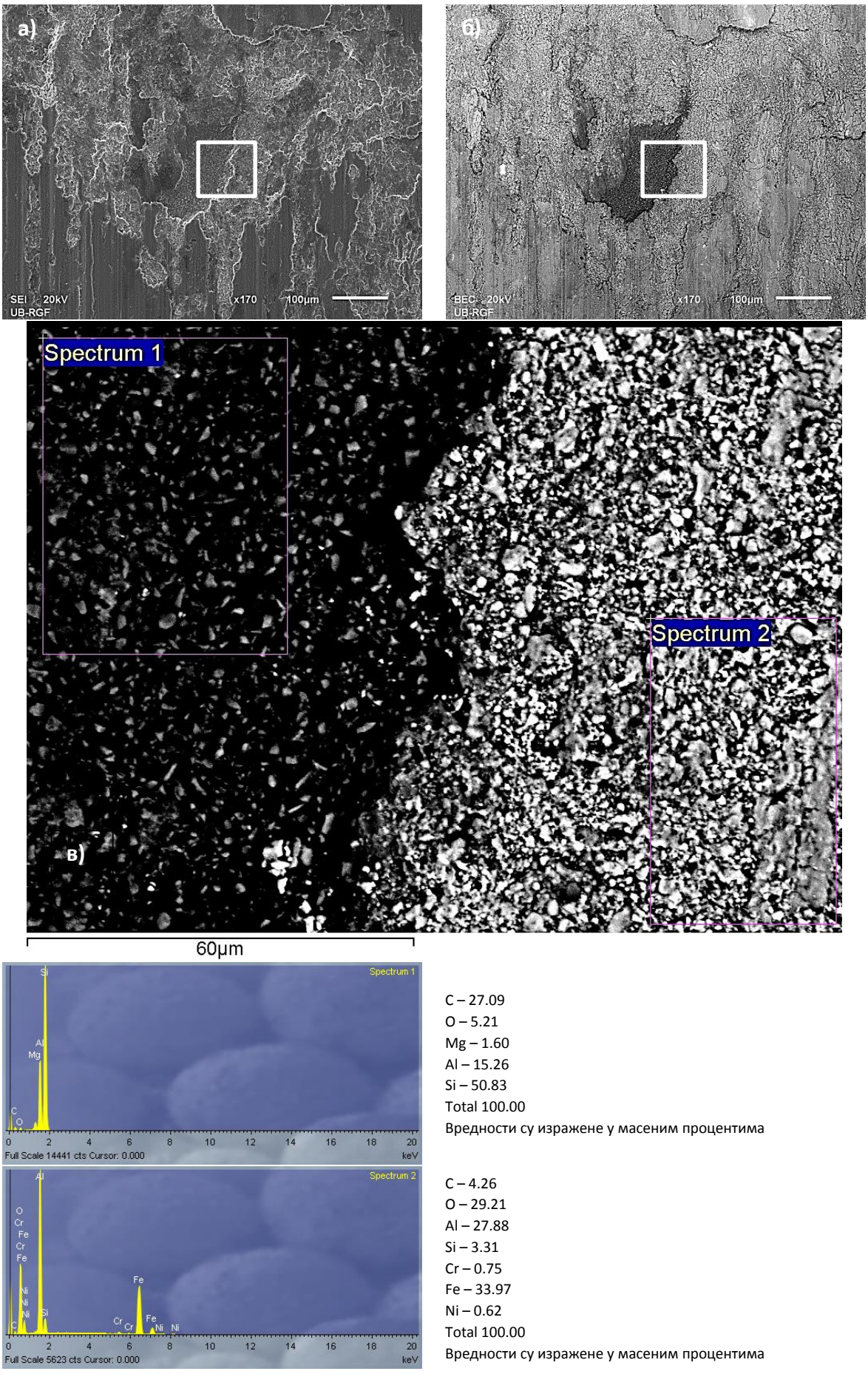
C – 39.11
N – 8.76
O – 23.93
Na – 1.79
Al – 11.81
Si – 1.33
S – 0.30
Cl – 1.23
K – 0.62
Cr – 0.24
Fe – 10.67
Ni – 0.21
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

Слика 7.18 – EDS анализа трага хабања нанокомпозита ZA-27+5% Al_2O_3.

SEM и EDS анализом су обухваћени само трагови који су настали у условима вредности нормалног оптерећења од 20 N и брзине клизања 0.5 m/s, као средњим и репрезентативним вредностима контактних параметара. Из тих разлога немогуће је потврдити постојање MML-а при мањој брзини клизања, пошто литературни преглед наводи на закључак да до формирања MML-а долази при већим брзинама клизања, када се услед трења генерише већа температура у зони контакта. Такође, на основу добијених резултата са приказаних кривих запремина хабања (слика 7.6 – 7.9), односно на основу чињенице да вредност запремине хабања опада са повећањем брзине клизања, можемо претпоставити да је то последица формирања MML-а на контактним површинама. Како су вредности хабања свих материјала најмање при највећој брзини клизања, можемо претпоставити да долази до повећања компактности и стабилности MML-а. Резултат таквог понашања се може потражити у већим температурама контакта, као последица загревања услед трења. Тако нешто се може очекивати код материјала на бази ZA-27 легуре, код које долази до повећања вредности трења са повећањем брзине клизања, док вредност коефицијента трења нанокомпозита на бази A356 легуре благо опада или одржава приближно константну вредност са повећањем брзине клизања.

Постојање агломерата уочено је и код нанокомпозита на бази A356 легуре. Пример веће разлике у структури нанокомпозита је запажен код једног узорка нанокомпозита са 3%SiC, и приказан је на слици 7.19. Слика 719а представља морфологију дела трага хабања са карактеристичном јамицом, док слика 7.19б представља приказ фазних разлика скениране површине, на којој се јасно уочава постојање разлика између дела материјала који припада јамици и дела који је окружује. Слика 7.19в представља увећан део слике 7.19б, као и подручја EDS анализе. Спектрум 1 који припада делу јамице показује велико присуство угљеника и силицијума, што указује на могућност постојања велике количине честица ојачавача SiC на једном месту, односно настанка агломерата. Спектрум 2 се односи на материјал који окружује јамицу и у њему се могу запазити велике количине гвожђа, алуминијума и кисеоника, који заједно чине преко 90% хемијског удела испитиване површине. Такав хемијски састав околне површине одговара саставу MML-а, о којем је раније било говора.

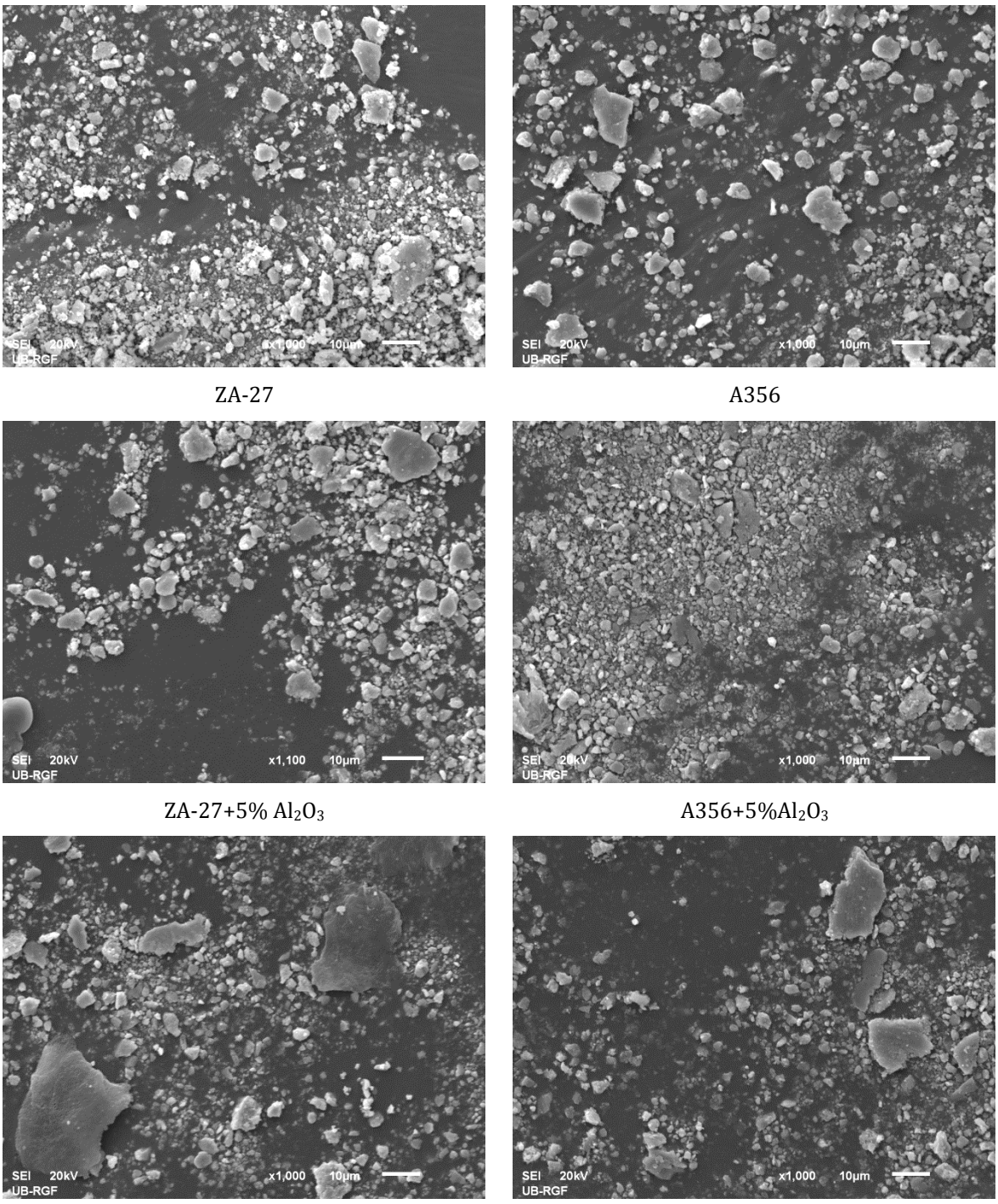
До нагомилавања честица долази као резултат прекорачења критичне вредности удела ојачавача, стога долази до нагомилавања честица ојачавача на границама кристалних зрна материјала основе [183]. У том случају ишчезавају ефекти унапређења механичких и триболошких карактеристика у односу на материјал основе, из разлога што та места представљају слаба места погодна за настанак и развитак пукотина. *Nagarajan* [215] је запазио груписање честица еутектичког силицијума око микрометарских честица SiC. Имајући у виду величину честица SiC (50 nm), код добијених нанокомпозита, можемо тврдити да су оне груписане око честица еутектичког силицијума (слика 7.19).



C – 27.09
O – 5.21
Mg – 1.60
Al – 15.26
Si – 50.83
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

C – 4.26
O – 29.21
Al – 27.88
Si – 3.31
Cr – 0.75
Fe – 33.97
Ni – 0.62
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

Слика 7.19 – SEM и EDS анализа: а) морфолошки приказ јамице у трагу хабања нанокомпозита A356+3%SiC, б) приказ фазних разлика слике (а) и в)EDS анализа означеног поља на слици (б).



ZA-27 A356

ZA-27+5% Al_2O_3 A356+5%Al_2O_3

ZA-27+5%SiC A356+5%SiC

Слика 7.20 – SEM анализа продуката хабања материјала основе ZA-27 и A356 и нанокомпозита на бази ових легура са 5% честица ојачавача Al_2O_3 и SiC.

Када су механизми хабања у питању, немогуће је дати опште прихваћен одговор о томе који је механизам хабања доминантнији у односу на друге, већ у већини случајева аутори говоре о већем броју присутних механизама хабања. На присутност одређеног механизма хабања утиче велики број фактора, пре свега, структура материјала, величина и облик ојачавача, јачина веза између основе и ојачавача, удео ојачавача у материјалу основе, контактна геометрија, контактни параметри и тврдоћа контра тела.

SEM анализа продуката хабања, у циљу одређивања морфологије и величине, дата је на слици 7.20. SEM анализом су обухваћени материјали основних легура ZA-27 и A356 и нанокомпозити на бази ових легура ојачани са 5% честица ојачавача Al_2O_3 и SiC. Анализом SEM слика продуката хабања могу се запазити продукти хабања различитих величина, почев од неколико стотина нанометара до неколико десетина микрометара. Веће честице продуката хабања одговарају деловима MML-а који су ишчупани у близини „излазне“ ивице трага хабања, па самим тим нису уситњени кретањем у зони контакта између неравнина блока и диска. Честице мање величине су продукти абразивног хабања или резултат уситњавања крупнијих честица MML-а. EDS анализа продуката хабања дата је у прилогу (слика П19 – П.24). Резултати EDS анализе су доказали постојање структурних елемената легуре и гвожђа, што само потврђује да су продукти хабања већином настали разарањем насталог MML-а на контактним површинама.

Продукте хабања у облику танких плочица запазио је Alizadeh [166]. Према Suh-у [240] присуство продуката хабања оваквог облика је последица настанка, пукотина у под површинском слоју, које се даље развијају паралелно са правцем клизања. Када пукотина током свог развоја изађе на површину или се споји са другом пукотином долази до одвајања површинског слоја и настанка продуката хабања у облику танких плочица.

8

ЗАКЉУЧНА РАЗМАТРАЊА

Потреба за смањењем димензија компоненти преставља изазов и задатак за трибологију као науку и као технологију. Појава микро/нано структура, а затим и минијатуризација покретних компоненти за различите нанотехнолошке апликације представља велики изазов за трибологију и механику. Са триболошког аспекта пожељни су материјали са малим вредностима коефицијената трења и малим вредностима хабања. Трибологија је настала у циљу продужења животног века механичких компоненти и за примену триболошких достигнућа неопходно је детаљно познавање механичких система, чији се радни век жели продужити. И када је у питању наноскала захтеви остају исти.

Нанотриболошке студије откривају понашање површина које могу бити потпуно различите у односу на оно које се испољава на макро нивоу. Испитивања триболошког понашања материјала омогућавају контролу и манипулацију материјом на нано нивоу. Области примене нанотрибологије су бројне:

- у области материјала то су: композити, превлаке, порозни материјали, паметни материјали пројектовани са циљем само-одржавања и регенерације, површине које се саме чисте путем смањеног и контролисаног трења, хабања и корозије.
- у области здравствене заштите огледа се у: модификацији површина у циљу израде структура које контролишу интеракцију између материјала и биолошких система.
- у области уштеде енергије и чувања података: нанокарбидне превлаке, самонаносиви слојеви у циљу контролисања трења, перформансе материјала на нано скали, за подмазивање итд.
- у области свемирских истраживања и индустријализације: стварање само одрживих материјала и оних који се самостално умножавају, биомиметичких материјала који могу ограничити потребу за клизањем, веома малих димензија и веома јаки материјали са уникатним карактеристикама, које одговарају функционалним захтевима.

У последњој деценији направљен је велики напор у развијању композита, на великом броју основних материјала и са великим бројем различитих ојачавача. Композити са металном основом су група материјали са керамичким

ојачавачима импрегнираним у жилави метал или металну легуру. Таква комбинација карактеристика метала (жилавост и чврстоћа) са карактеристикама керамичког ојачавача (велика јачина, и модул еластичности) резултују великом смицајном и притисном чврстоћом и постојаношћу на вишим радним температурама.

Из поменутих разлога предмет испитивања у оквиру ове докторке дисертације су нанокомпозити добијени на бази ZA-27 и A356 легура, које су познате по својој жилавости, ојачане нано керамичким честицама Al_2O_3 и SiC. Примена ових легура показала се веома успешном у добијању композита са микро керамичким честицама ојачавача Al_2O_3 и SiC. Такође, на бази ових легура развијени су и хибридни композити који су комбиновали керамичке честице ојачавача уз додатак честица графита. Циљ овако добијених материјала је истовремено смањење коефицијента трења и хабања.

Величина нано честица добијених композита износи 20-30 nm за Al_2O_3 и 50 nm за честице SiC. Удели ојачавача у материјалу основе су 1, 3 и 5 запреминских процената за нанокомпозите на бази ZA-27 легуре и 1, 3 и 5 масених процената за нанокомпозите на бази A356 легуре. На основу тога може се рећи да су механичким и триболошким испитивањима подвргнути следећи материјали:

- основна ZA-27 комерцијална легура,
- нанокомпозит ZA-27 + 1% запреминског удела Al_2O_3,
- нанокомпозит ZA-27 + 3% запреминског удела Al_2O_3,
- нанокомпозит ZA-27 + 5% запреминског удела Al_2O_3,
- нанокомпозит ZA-27 + 1% запреминског удела SiC,
- нанокомпозит ZA-27 + 3% запреминског удела SiC,
- нанокомпозит ZA-27 + 5% запреминског удела SiC,
- основна A356 термички обрађена комерцијална легура,
- нанокомпозит A356 + 1% масеног удела Al_2O_3,
- нанокомпозит A356 + 3% масеног удела Al_2O_3,
- нанокомпозит A356 + 5% масеног удела Al_2O_3,
- нанокомпозит A356 + 1% масеног удела SiC,
- нанокомпозит A356 + 3% масеног удела SiC и
- нанокомпозит A356 + 5% масеног удела SiC.

Испитивања су обављена на бројним уређајима у циљу одређивања механичких карактерстика како целокупне запремине материјала, тако и површинских слојева. Триболошка испитивања су изведена на „block-on-disk“ трибометру у условима без подмазивања уз варијацију контактних параметара, нормалног оптерећења и брзине клизања.

Сви добијени резултати су анализирани у зависности од удела ојачавача, док су триболошке вредности додатно анализиране са аспекта промене нормалног оптерећења и брзине клизања.

Анализом добијених аналитичко-екперименталних вредности испитивања нанокомпозита може се закључити следеће:

- Профилометријом је утврђено да су микрогеометрија свих испитиваних површина и параметри храпавости истог реда величина.
- Макро испитивања тврдоће су забележила благи пад вредности тврдоћа нанокомпозита са ZA-27 у односу на тврдоћу основне легуре, док је у случају нанокомпозита са A356 основом уочен већи пад тврдоће у односу на (термички обрађену) основну легуру.
- Макро вредности тврдоће код свих нанокомпозита благо опадају са повећањем удела ојачавача.
- Мерења нано тврдоће су показала благи раст тврдоће површинског слоја нанокомпозита на бази ZA-27 легуре, док је у случају нанокомпозита на бази A356 легуре приметан пад тврдоће у односу на основну легуру.
- Код обе врсте нанокомпозита, на бази ZA-27 и A356 легуре, уочен је благи пораст тврдоће са повећањем удела ојачавача.
- Еутектички силицијум који се јавља код A356 легуре има утицаја на вредности тврдоће површинских слојева материјала.
- Модул еластичности површинских слојева нанокомпозита на бази ZA-27 легуре опада са додатком ојачавача, док са даљим повећањем запреминског удела вредност модула еластичности се битније не мења.
- Модул еластичности површинских слојева нанокомпозита на бази A356 легуре се битније не мења са додатком честица ојавача и даљим повећањем масеног удела.
- AFM испитивања трагова утискивања су показала постојање пластичних деформација материјала у околини отиска, код свих испитиваних материјала.
- Анализа кривих хабања указује на чињеницу да сви испитивани материјали имају идентичан начин развоја процеса хабања са путем клизања. Овај закључак је потврђен чињеницом да са развојем контактне површине долази до наглог пада вредности контактног притиска свих исптиваних материјала.
- Запремина хабања свих испитиваних материјала на бази ZA-27 легуре расте са повећањем нормалног оптерећења, док са повећањем брзине клизања вредност запремине хабања опада. Вредности хабања свих испитиваних материјала су приближно једнаке за одговарајуће вредности контактних параметара.
- Хабање материјала на бази A356 легуре расте са повећањем нормалног оптерећења и опада са повећањем брзине клизања. Тренд који се уочава код ових материјала је у оба случаја блажи у односу на материјале на бази ZA-27 легуре. Разлике у вредностима хабања у зависности од масеног удела ојачавача су такве да не постоји

једнообразност по којој би се могао дефинисати тренд у зависности од удела ојачавача.

- Коефицијент трења испитиваних материјала на бази ZA-27 легуре расте са повећањем нормалног оптерећења и брзине клизања. Измерене вредности коефицијента трења свих материјала са овом основом и при свим вредностима контактних параметара леже у опсегу од ~0.38 до ~0.48.
- Материјали на бази A356 легуре у контакту са челичним диском испољавају вредности коефицијента трења чије вредности са повећањем нормалног оптерећења се незнатно мењају, а са повећањем брзине клизања благо опадају. Вредност свих измерених вредности коефицијента трења су веома блиске без обзира на масени удео ојачавача и вредност контактних параметара.
- Анализа фотографија добијених са оптичког и скенирајућег електронског микроскопа указала је на постојање јамица у трагу хабања, окружених паралелним браздама.
- Резултати EDS анализе су потврдили присуство кисеоника и гвожђа у тараговима хабања, што указује на формирање MML-а на контактним површинама испитиваних материјала.
- Процес хабања свих испитиваних материјала се одвија кроз формирање и разарање MML-а, о чему сведоче јамице у новонасталом слоју. Настанак јамица повећава конатктни притисак на околни MML и убрзава његову деградацију.
- Појава микро пукотина у MML-а указује на присуство заморног механизма хабања. Иницијалне пукотине настају на местима несавршености материјала (агломерати, поре или ваздушни мехурови) или слабих веза MML-а са контактном површином.
- Процес хабања је цикличан процес деловања механизама оксидације, замора, адхезије и абразије, који се испољава кроз настајање и разарање MML слоја. Разарање MML слоја се испољава кроз настанак иницијалних пукотина, њихово ширење услед деловања смицајних сила и касније одвајање делова MML слоја и настанак јамица у трагу хабања.
- Анализа контактне површине челичног диска указује на трансфер материјала са диска на испитивани материјал и обрнуто, што се одражава на погоршање контактне микро геометрије.
- Постојање агломерата нано честица ојачавача и ваздушних мехурова у материјалу поништава, очекивани, позитиван утицај честица ојачавача.
- SEM и EDS анализе продуката хабања указују на присутност честица различитих величина од неколико десетина нанометара до пар десетина микрометара. Сви продукти хабања по свом саставу одговарају саставу MML-а.

Иако није остварен теоријски предвиђен напредак додавањем нано честица ојачавача Al_2O_3 и SiC, легурама ZA-27 и A356, добијени су бројни резултати у погледу понашања материјала са структурним несавршеностима. Такође, добијен је велики број информација о правцима даљег развоја нанокомпозита.

Свеобухватном анализом теоријских и експерименталних истраживања представљених у оквиру ове докторске дисертације могу се извести следећи закључци:

- На основу спроведених експерименталних испитивања и литературног прегледа посебну пажњу треба обратити на:
  - Проблеме некомпатибилности и агломерације, који се могу превазићи претходном припремом ојачавача и тако постићи хомогену расподелу без стварања агломерата;
  - Истраживања корелација између структуре и особина нано композита, проналажење погодних техника добијања нанокомпозита, карактеризације и механике, у циљу разумевања интеракција тако малих величина.
  - Контролу величине зрна материјала основе и спречавање настанка агломерата нано честица.
  - Испуштање нано честица у околну средину је једно од водећих здравствених и безбедоносних питања која треба испитати;
  - Потребу за унапређењем отпорности на настанак оштећења, што се посебно огледа ломну отпорност и у погледу жилавости нанокомпозита;
  - Испитивања добијања јефтиних ојачавача више класе из индустријског отпада и полуфабриката.
  - Потребу за категоризацијом различитих врста нанокомпозита са металном основом, која се базира на њиховим карактеристикама и цени коштања.
- Сачињен је преглед актуелних техника добијања нанокомпозита.
- Представљен је преглед механизама ојачања који егзистирају приликом објашњења понашања нанокомпозита.
- Анализом добијених резултата добијене су квантитативне информације о утицају структурних несавршености на механичке и триболошке карактеристике нанокомпозита. На основу таквог понашања могуће је извући корисне информације о даљим правцима развоја нанокомпозита на овим основама.
- Резултати испитивања указују на недостатке поступка добијања нанокомпозита и дају корисну информацију за унапређење процеса.
- SEM и EDS анализе су омогућиле увид у структуру насталих триболошких слојева и сагледавање његовог утицаја на триболошко понашање материјала.
- Релативна хемијска блискост свих саставних елемената материјала основних легура и ојачавача онемогућава детаљнију EDS анализу

распореда честица ојачавача у материјалу основе. Алуминијум и силицијум се у периодном систему елемената налазе један до другог, тако да се EDS анализом тешко уочавају разлике између ових елемената. У прилог томе иде и чињеница о великом проценту алуминијума у ZA-27 легури, као и то да A356 легура припада групи Al-Si легура. На основу тога може се закључити да је уочавање нано честица ојачавача Al_2O_3 и SiC, отежано.

На основу литературног прегледа може се закључити да су испитивања нанокомпозитних материјала на самом почетку и да постоји велики број неразјашњених феномена. Потребно је објаснити механизме који доводе до унапређења одређених карактеристика и на тај начин омогућити фундаментално разумевање нано композита како би одређени материјали добили знатно већу комерцијалну употребу. У корист тврдње о непознавању понашања нано честица иду и резултати литературног прегледа, где је приказано да се са повећањем равномерности распореда честица ојачавача у материјалу основе испољавају лошије механичке и триболошке карактеристике, као последица веће порозности материјала.

На основу експерименталних испитивања потребно је усавршити поступке добијања како би се ове унапређење карактеристике односиле на целокупну запремину материјала, уз нижу цену коштања, са веома мало или тотално без порозности или дефеката. У циљу смањења трошкова добијања треба наставити са унапређењем компокастинг поступка, увођењем ултразвучних таласа. Потребно је узети у обзир утицај параметара мешања на распоред нано честица у материјалу основе. У циљу праћења распореда нано честица ојачавача у материјалу основе, неопходно је увести ојачаваче који се фазно разликују од материјала основе.

На крају, намеће се питање исплативости добијања нанокомпозита. Пре свега, да би се говорило о исплативости, неопходно је у потпуности испитати и познавати карактеристике нанокомпозита. На основу ових знања биће могуће дефинисати област примене и квантификовати користи које настају као последица примене нанокомпозитних материјала. На основу свега врата за будућа испитивања су широм отворена.

9

ЛИТЕРАТУРА

1. D. K. Koli, G. Agnihotri, R. Purohit, 'A Review on Properties, Behaviour and Processing Methods for Al-Nano Al2O3 Composites', Procedia Materials Science, vol. 6, pp. 567 – 589, 2014.
2. E. Wallner, B. Myers, D.H.R. Sarma, S. Shah, S. Chengalva, G. Eesley, C. Eesley, D. R. Parker, D. Ihms, 'Nanotechnology Applications in Future Automobiles', SAE International, pp. 01-14, 2010.
3. F.H. Froes, 'Advanced metals for aerospace and automotive use', Materials Science and Engineering, A, vol. 184, pp.119-133, 1994..
4. S. Seal, S.C. Kuiry, P. Georgieva, A. Agarwal, 'Manufacturing Nanocomposite Parts: Present Status and Future Challenges', MRS Bulletin/January, pp. 16-21, 2004.
5. L.A. Timms, C.B. Ponton, M. Strangwood, 'Processing of Al2O3/SiC nanocomposites—part 2:green body formation and sintering', Journal of the European Ceramic Society, vol. 22, pp. 1569–1586, 2002.
6. G. B. Veeresh Kumar, C. S. P. Rao, N. Selvaraj, 'Mechanical and Tribological Behavior of Particulate Reinforced Aluminum Metal Matrix Composites – a review', Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering, vol. 10, no.1, pp. 59-91, 2011.
7. Y.-C. Kang, S. L.-I. Chan, 'Tensile properties of nanometric Al2O3 particulate-reinforced aluminum matrix composites', Materials Chemistry and Physics, vol. 85, pp. 438–443, 2004.
8. I. Gogotsi, 'Nanomaterials handbook. Boca Raton: CRC/Taylor & Francis, 2006.
9. A. Vencl, A. Rac, New wear resistant Al based materials and their application in automotive industry, Mobility & Vehicles Mechanics (MVM), 30, Special Edition, pp. 115-139, 2004.
10. A. Vencl, A. Rac, I. Bobić, Tribological behaviour of Al-based MMCs and their application in automotive industry, Tribology in Industry, vol. 26, no. 3-4, pp. 31-38, 2004.
11. F. He, 'Ceramic nanoparticles in metal matrix composites', Ceramic nanocomposites, Woodhead Publishing Limited (2013) 185-207.
12. P. M. Ajayan, L. S. Schadler, P. Braun, 'Nanocomposite science and technology', London, Wiley-VCH, 2003.
13. K. Kim, S. Cha, S. Hong, 'Hardness and wear resistance of carbon nanotube reinforced Cu matrix nanocomposites', Materials Science and Engineering: A, vol. 449-451, pp. 46-50, 2007.
14. Laha T, Chen Y, Lahiri D, Agarwal A: Tensile properties of carbon nanotube reinforced aluminum nanocomposite fabricated by plasma spray forming, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 40(5), (2009) 589–594.
15. G. Cao, H. Konishi, X. Li, 'Mechanical Properties and Microstructure of Mg/SiC Nanocomposites Fabricated by Ultrasonic Cavitation Based

Nanomanufacturing', Journal of Manufacturing Science and Engineering, vol. 130, no. 3, p. 03110-1-5, 2008..
16. M. S. Motta, E. A. Brocchi, I. G. Solorzano, P.K. Jena, 'Complementary Microscopy Techniques Applied to the Characterization of Cu-Al2O3 Nanocomposites', Spain: Formatex Research Centre, 2004. Available from: http:// www.formatex.org/microscopy2/papers/215-223.pdf, Приступљено 20.01.2015.
17. F. Shehata, A. Fathy, M. Abdelhameed, S. Moustafa, 'Preparation and properties of Al2O3 nanoparticle reinforced copper matrix composites by in situ processing', Materials & Design, vol. 30, no. 7, pp. 2756-2762, 2009.
18. G. Ramakrishna, H. Ghosh, 'Effect of Particle Size on the Reactivity of Quantum Size ZnO Nanoparticles and Charge-Transfer Dynamics with Adsorbed Catechols', Langmuir, vol. 19, no. 7, pp. 3006-3012, 2003.
19. Y. Park, S. Lee, 'Effects of particle size on the thermal stability of lithiated graphite anode', Electrochimica Acta, vol. 54, no. 12, pp. 3339-3343, 2009.
20. E. Neubauer, M. Kitzmantel, M. Hulman, P. Angerer, 'Potential and challenges of metal-matrix-composites reinforced with carbon nanofibers and carbon nanotubes', Composites Science and Technology, vol. 70, no. 16, pp. 2228-2236, 2010.
21. I. Ibrahim, F. Mohamed, E. Lavernia, 'Particulate reinforced metal matrix composites ? a review', Journal of Materials Science, vol. 26, no. 5, pp. 1137-1156, 1991.
22. J. Lan, Y. Yang, X. Li, 'Microstructure and microhardness of SiC nanoparticles reinforced magnesium composites fabricated by ultrasonic method', Materials Science and Engineering: A, vol. 386, no. 1-2, pp. 284-290, 2004.
23. J. Hashim, L. Looney, M. Hashmi, 'The wettability of SiC particles by molten aluminium alloy', Journal of Materials Processing Technology, vol. 119, no. 1-3, pp. 324-328, 2001.
24. J. Hashim, L. Looney, M. Hashmi, 'The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminium matrix composites', Journal of Materials Processing Technology, vol. 119, no. 1-3, pp. 329-335, 2001.
25. J. Hashim, L. Looney, M. Hashmi, 'Particle distribution in cast metal matrix composites—Part I', Journal of Materials Processing Technology, vol. 123, no. 2, pp. 251-257, 2002.
26. J. Hashim, L. Looney, M. Hashmi, 'Particle distribution in cast metal matrix composites—Part II', Journal of Materials Processing Technology, vol. 123, no. 2, pp. 258-263, 2002.
27. M. Mat, K. Aldas, 'Experimental and numerical investigation of effect of particle size on particle distribution in particulate metal matrix composites', Applied Mathematics and Computation, vol. 177, no. 1, pp. 300-307, 2006.
28. K. Aldas, M. Mat, 'Experimental and theoretical analysis of particle distribution in particulate metal matrix composites', Journal of Materials Processing Technology, vol. 160, no. 3, pp. 289-295, 2005.
29. W. Miller, F. Humphreys, 'Strengthening mechanisms in particulate metal-matrix composites', Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 25, no. 11, pp. 2623-2626, 1991.
30. Y. Li, Y. Zhao, V. Ortalan, W. Liu, Z. Zhang, R. Vogt, N. Browning, E. Lavernia, J. Schoenung, 'Investigation of aluminum-based nanocomposites with ultra-high strength', Materials Science and Engineering: A, vol. 527, no. 1-2, pp. 305-316, 2009.

31. H. Choi, J. Shin, D. Bae, 'Grain size effect on the strengthening behavior of aluminum-based composites containing multi-walled carbon nanotubes', Composites Science and Technology, vol. 71, no. 15, pp. 1699-1705, 2011.
32. Z. Zhang, D. Chen, 'Consideration of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites: A model for predicting their yield strength', Scripta Materialia, vol. 54, no. 7, pp. 1321-1326, 2006.
33. G. Ranganath, S. Sharma, M. Krishna, 'Dry sliding wear of garnet reinforced zinc/aluminium metal matrix composites', Wear, vol. 251, no. 1-12, pp. 1408-1413, 2001.
34. M. Babić, R. Ninković, 'Tribološki potencijal ZnAl legura', Mašinski fakultet, Kragujevac, Srbija, 2007.
35. M. Babić, S. Mitrović, 'Tribološke karakteristike kompozita na bazi ZnAl legura', Mašinski fakultet, Kragujevac, Srbija, 2007
36. S. Tjong, F. Chen, 'Wear behavior of As-cast ZnAl27/SiC particulate metal-matrix composites under lubricated sliding condition', Metall and Mat Trans A, vol. 28, no. 9, pp. 1951-1955, 1997.
37. A. Rac, A. Vencl, Metalni materijali kliznih ležaja: fizičko-mehanička i tribološka svojstva, Mašinski fakultet Beograd, Beograd (Srbija), 2004.
38. M. Babic, M. Slobodan, D. Džunic, B. Jeremic, I. Bobic, 'Tribological Behavior of Composites Based on ZA-27 Alloy Reinforced with Graphite Particles', Tribol Lett, vol. 37, no. 2, pp. 401-410, 2010.
39. I. Bobić, M. Jovanović, N. Ilić, 'Microstructure and strength of ZA-27-based composites reinforced with Al2O3 particles', Materials Letters, vol. 57, no. 11, pp. 1683-1688, 2003.
40. A. Türk, M. Durman, E. Kayali, 'The effect of manganese on the microstructure and mechanical properties of zinc–aluminium based ZA-8 alloy', Journal of Materials Science, vol. 42, no. 19, pp. 8298-8305, 2007.
41. C. Dominguez, M. V. Morenolopez, D. Rios-jara, 'The influence of manganese on the microstructure and the strength of a ZA-27 alloy', Journal of Materials Science, vol. 37, pp. 5123–5127, 2002.
42. T. Chen, C. Yuan, M. Fu, Y. Ma, Y. Li, Y. Hao, 'In situ silicon particle reinforced ZA-27 composites: Part 1 – Microstructures and tensile properties', Materials Science and Technology, vol. 24, no. 11, pp. 1321-1332, 2008.
43. G. Ranganath, S. A, M. Krishna, M. Muruli, 'A Study of Mechanical Properties and Fractography of ZA-27/Titanium-Dioxide Metal Matrix Composites', Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 11, no. 4, pp. 408-413, 2002.
44. S. Sharma, B. Girish, R. Kamath, B. Satish, 'Graphite particles reinforced ZA-27 alloy composite materials for journal bearing applications', Wear, vol. 219, no. 2, pp. 162-168, 1998.
45. T. Savaşkan, G. Pürçek, S. Murphy, 'Sliding wear of cast zinc-based alloy bearings under static and dynamic loading conditions', Wear, vol. 252, no. 9-10, pp. 693-703, 2002.
46. Y. Li, T. Ngai, W. Xia, W. Zhang, 'Effects of Mn content on the tribological behaviors of Zn-27% Al-2% Cu alloy', Wear, vol. 198, no. 1-2, pp. 129-135, 1996.
47. J. Hashim, L. Looney, M. Hashmi, 'Metal matrix composites: production by the stir casting method', Journal of Materials Processing Technology, vol. 92-93, pp. 1-7, 1999.
48. F. Girot, L. Albingre, J. Quenisset, R. Naslain, 'Rheocasting Al Matrix Composites', JOM, vol. 39, no. 11, pp. 18-21, 1987.

49. S. Acharya, V. Dikshit, P. Mishra, 'Erosive Wear Behaviour of Redmud Filled Metal Matrix Composite', Journal of Reinforced Plastics and Composites, vol. 27, no. 2, pp. 145-152, 2007.
50. M. Babić, A. Vencl, S. Mitrović, I. Bobić, 'Influence of T4 Heat Treatment on Tribological Behavior of ZA-27 Alloy Under Lubricated Sliding Condition', Tribology Letters, vol. 36, no. 2, pp. 125-134, 2009.
51. S. Sharma, S. Sastry, M. Krishna, 'Effect of aging parameters on the micro structure and properties of ZA-27/aluminite metal matrix composites', Journal of Alloys and Compounds, vol. 346, no. 1-2, pp. 292-301, 2002.
52. Y. Zhu, H. Man, W. Lee, 'Exothermic reaction in eutectoid Zn–Al based alloys', Materials Science and Engineering: A, vol. 268, no. 1-2, pp. 147-153, 1999.
53. I. Bobić, M. Babić, A. Vencl, B. Bobić, S. Mitrović, Artificial aging of thixocast ZA-27 alloy and particulate ZA-27/SiCp composites, International Journal of Materials Research, vol. 104, no. 10, pp. 954-965, 2013.
54. B. Bobic, J. Bajat, Z. Acimovic-Pavlovic, M. Rakin, I. Bobic, 'The effect of T4 heat treatment on the microstructure and corrosion behaviour of Zn27Al1.5Cu0.02Mg alloy', Corrosion Science, vol. 53, no. 1, pp. 409-417, 2011.
55. B. Bobić, J. Bajat, Z. Aćimovic-Pavlović, I. Bobić, B. Jegdić, 'Corrosion behaviour of thixoformed and heat-treated ZA-27 alloys in NaCl solution', Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 23, no. 4, pp. 931-941, 2013.
56. B. Bobić, S. Mitrović, M. Babić, A. Vencl, I. Bobić, Corrosion behaviour of the as-cast and heat-treated ZA-27 alloy, Tribology in Industry, vol. 33, no. 2, pp. 87-93, 2011.
57. B. Bobić, A. Vencl, M. Babić, S. Mitrović, I. Bobić, The influence of corrosion on the microstructure of thermally treated ZA-27/SiCp composites, Tribology in Industry, vol. 36, no. 1, pp. 33-39, 2014.
58. K. Kashyap, S. Murali, K. Raman, K. Murthy, 'Casting and heat treatment variables of Al–7Si–Mg alloy', Materials Science and Technology, vol. 9, no. 3, pp. 189-204, 1993.
59. B. Prasad, 'Structure-Property Related Changes in a Hypoeutectic Aluminium-Silicon Alloy Induced by Solutionizing', Materials Transactions, JIM, vol. 35, no. 12, pp. 873-878, 1994.
60. M. Okayasu, K. Ota, S. Takeuchi, T. Shiraishi, 'Material Properties of Cast Aluminium Alloys Produced by Various Casting Processes', MSF, vol. 765, pp. 241-244, 2013.
61. S. Shabestari, F. Shahri, 'Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy', Journal of Materials Science, vol. 39, no. 6, pp. 2023-2032, 2004.
62. L. BoChao, P. YoungKoo, D. HongSheng, 'Effects of rheocasting and heat treatment on microstructure and mechanical properties of A356 alloy', Materials Science and Engineering: A, vol. 528, no. 3, pp. 986-995, 2011.
63. K. Shah, S. Kumar, D. Dwivedi, 'Aging temperature and abrasive wear behaviour of cast Al–(4%,12%,20%)Si–0.3% Mg alloys', Materials & Design, vol. 28, no. 6, pp. 1968-1974, 2007.
64. M. Paes, E. Zoqui, 'Semi-solid behavior of new Al–Si–Mg alloys for thixoforming', Materials Science and Engineering: A, vol. 406, no. 1-2, pp. 63-73, 2005.
65. J. Conley, J. Huang, J. Asada, K. Akiba, 'Modeling the effects of cooling rate, hydrogen content, grain refiner and modifier on microporosity formation in Al

A356 alloys', Materials Science and Engineering: A, vol. 285, no. 1-2, pp. 49-55, 2000.
66. A. Vencl, I. Bobic, S. Arostegui, B. Bobic, A. Marinković, M. Babić, 'Structural, mechanical and tribological properties of A356 aluminium alloy reinforced with Al2O3, SiC and SiC+graphite particles', Journal of Alloys and Compounds, vol. 506, no. 2, pp. 631-639, 2010.
67. A. Vencl, Tribology of the Al-Si alloy based MMCs and their application in automotive industry, in: Magagnin L. (Ed.), Engineered Metal Matrix Composites: Forming Methods, Material Properties and Industrial Applications, Nova Science Publishers, Inc., New York (USA), pp. 127-166, 2012.
68. A. Vencl, I. Bobić, M.T. Jovanović, M. Babić, S. Mitrović, Microstructural and tribological properties of A356 Al-Si alloy reinforced with Al2O3 particles, Tribology Letters, vol. 32, no. 3, pp. 159-170, 2008.
69. A. Vencl, I. Bobic, B. Stojanovic, Tribological properties of A356 Al-Si alloy composites under dry sliding conditions, Industrial Lubrication and Tribology, vol. 66, no. 1, pp. 66-74, 2014.
70. L. Davis, C. Andres, J. Allison, 'Microstructure and strengthening of metal matrix composites', Materials Science and Engineering: A, vol. 249, no. 1-2, pp. 40-45, 1998.
71. M. Kok, 'Production and mechanical properties of Al2O3 particle-reinforced 2024 aluminium alloy composites', Journal of Materials Processing Technology, vol. 161, no. 3, pp. 381-387, 2005.
72. T. Miyajima, Y. Iwai, 'Effects of reinforcements on sliding wear behavior of aluminum matrix composites', Wear, vol. 255, no. 1-6, pp. 606-616, 2003.
73. M. Meyers, A. Mishra, D. Benson, 'Mechanical properties of nanocrystalline materials', Progress in Materials Science, vol. 51, no. 4, pp. 427-556, 2006.
74. M. Surappa, S. Prasad, P. Rohatgi, 'Wear and abrasion of cast Al-Alumina particle composites', Wear, vol. 77, no. 3, pp. 295-302, 1982.
75. M. Karbalaei Akbari, H. Baharvandi, O. Mirzaee, 'Nano-sized aluminum oxide reinforced commercial casting A356 alloy matrix: Evaluation of hardness, wear resistance and compressive strength focusing on particle distribution in aluminum matrix', Composites Part B: Engineering, vol. 52, pp. 262-268, 2013.
76. J. Hashim, L. Looney, M. Hashmi, 'Particle distribution in cast metal matrix composites—Part I', Journal of Materials Processing Technology, vol. 123, no. 2, pp. 251-257, 2002.
77. A. Mazahery, H. Abdizadeh, H. Baharvandi, 'Development of high-performance A356/nano-Al2O3 composites', Materials Science and Engineering: A, vol. 518, no. 1-2, pp. 61-64, 2009.
78. A.A. Mazen, A.Y. Ahmed, 'Mechanical Behaviour of Al-Al2O3 MMC Manufactured by PM Techniques Part I—Scheme I Processing Parameters', Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 7, pp.393-401, 1998.
79. Z. Hesabi, A. Simchi, S. Reihani, 'Structural evolution during mechanical milling of nanometric and micrometric Al2O3 reinforced Al matrix composites', Materials Science and Engineering: A, vol. 428, no. 1-2, pp. 159-168, 2006.
80. Z. Razavi Hesabi, H. Hafizpour, A. Simchi, 'An investigation on the compressibility of aluminum/nano-alumina composite powder prepared by blending and mechanical milling', Materials Science and Engineering: A, vol. 454-455, pp. 89-98, 2007.
81. T. Durai, K. Das, S. Das, 'Wear behavior of nano structured Al (Zn)/Al2O3 and Al (Zn)–4Cu/Al2O3 composite materials synthesized by mechanical and

thermal process', Materials Science and Engineering: A, vol. 471, no. 1-2, pp. 88-94, 2007.
82. I. Ozdemir, S. Ahrens, S. Mücklich, B. Wielage, 'Nanocrystalline Al–Al2O3p and SiCp composites produced by high-energy ball milling', Journal of Materials Processing Technology, vol. 205, no. 1-3, pp. 111-118, 2008.
83. H. Mahboob, S. A. Sajjadi, S. M. Zebarjad, 'Synthesis of Al-Al2O3 Nano-Composite by Mechanical Alloying and Evaluation of the Effect of Ball Milling Time on the Microstructure and Mechanical Properties', The International Conference on MEMS and Nanotechnology, ICMN'08 13-15 May, Kuala Lumpur Malaysia, 2008.
84. S. Razavi Tousi, R. Yazdani Rad, E. Salahi, I. Mobasherpour, M. Razavi, 'Production of Al–20 wt.% Al2O3 composite powder using high energy milling', Powder Technology, vol. 192, no. 3, pp. 346-351, 2009.
85. M. Tavoosi, F. Karimzadeh, M. Enayati, A. Heidarpour, 'Bulk Al–Zn/Al2O3 nanocomposite prepared by reactive milling and hot pressing methods', Journal of Alloys and Compounds, vol. 475, no. 1-2, pp. 198-201, 2009.
86. D. Poirier, R. Drew, M. Trudeau, R. Gauvin, 'Fabrication and properties of mechanically milled alumina/aluminum nanocomposites', Materials Science and Engineering: A, vol. 527, no. 29-30, pp. 7605-7614, 2010.
87. T. M. Khorshid, S. Jahromi, M. Moshksar, 'Mechanical properties of tri-modal Al matrix composites reinforced by nano- and submicron-sized Al2O3 particulates developed by wet attrition milling and hot extrusion', Materials & Design, vol. 31, no. 8, pp. 3880-3884, 2010.
88. H. Ahamed, V. Senthilkumar, 'Role of nano-size reinforcement and milling on the synthesis of nano-crystalline aluminium alloy composites by mechanical alloying', Journal of Alloys and Compounds, vol. 505, no. 2, pp. 772-782, 2010.
89. C. Suryanarayana, 'Mechanical alloying and milling', Progress in Materials Science, vol. 46, no. 1–2, pp 1-184, 2001.
90. S. Razavi-Tousi, R. Yazdani-Rad, S. Manafi, 'Effect of volume fraction and particle size of alumina reinforcement on compaction and densification behavior of Al–Al2O3 nanocomposites', Materials Science and Engineering: A, vol. 528, no. 3, pp. 1105-1110, 2011.
91. B. Xiong, Z. Xu, Q. Yan, C. Cai, Y. Zheng, B. Lu, 'Fabrication of SiC nanoparticulates reinforced Al matrix composites by combining pressureless infiltration with ball-milling and cold-pressing technology', Journal of Alloys and Compounds, vol. 497, no. 1-2, pp. L1-L4, 2010.
92. A. Mazahery, H. Abdizadeh, H. Baharvandi, 'Development of high-performance A356/nano-Al2O3 composites', Materials Science and Engineering: A, vol. 518, no. 1-2, pp. 61-64, 2009.
93. S. Mula, P. Padhi, S. Panigrahi, S. Pabi, S. Ghosh, 'On structure and mechanical properties of ultrasonically cast Al–2% Al2O3 nanocomposite', Materials Research Bulletin, vol. 44, no. 5, pp. 1154-1160, 2009.
94. A. Mazahery, M. Ostadshabani, 'Investigation on mechanical properties of nano-Al2O3-reinforced aluminum matrix composites', Journal of Composite Materials, vol. 45, no. 24, pp. 2579-2586, 2011.
95. S. Sajjadi, M. Torabi Parizi, H. Ezatpour, A. Sedghi, 'Fabrication of A356 composite reinforced with micro and nano Al2O3 particles by a developed compocasting method and study of its properties', Journal of Alloys and Compounds, vol. 511, no. 1, pp. 226-231, 2012.
96. A. Yar, M. Montazerian, H. Abdizadeh and H. Baharvandi, 'Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy matrix composite reinforced with

nano-particle MgO', Journal of Alloys and Compounds, vol. 484, no. 1-2, pp. 400-404, 2009.
97. M.R. Rahimipour, A.A. Tofigh, M.O. Shabani, P. Davami, 'The Enhancement of Wear Properties of Compo-Cast A356 Composites Reinforced with Al2O3 Nano Particulates', Tribology in Industry, vol. 36, no. 2, pp. 220-227, 2014.
98. L. Timms, C. Ponton, M. Strangwood, 'Processing of Al2O3/SiC nanocomposites—part 2: green body formation and sintering', Journal of the European Ceramic Society, vol. 22, no. 9-10, pp. 1569-1586, 2002.
99. S. Gustafsson, L. Falk, E. Lidén, E. Carlström, 'Pressureless sintered Al2O3–SiC nanocomposites', Ceramics International, vol. 34, no. 7, pp. 1609-1615, 2008.
100. H. Lu, J. Hu, C. Chen, H. Sun, X. Hu, D. Yang, 'Characterization of Al2O3–Al nano-composite powder prepared by a wet chemical method', Ceramics International, vol. 31, no. 3, pp. 481-485, 2005.
101. H. Lu, H. Sun, A. Mao, H. Yang, H. Wang, X. Hu, 'Preparation of plate-like nano α-Al2O3 using nano-aluminum seeds by wet-chemical methods', Materials Science and Engineering: A, vol. 406, no. 1-2, pp. 19-23, 2005.
102. A. Shafiei-Zarghani, S. Kashani-Bozorg, A. Hanzaki, 'Wear assessment of Al/Al2O3 nano-composite surface layer produced using friction stir processing', Wear, vol. 270, no. 5-6, pp. 403-412, 2011.
103. A. Yazdani, E. Salahinejad, J. Moradgholi, M. Hosseini, 'A new consideration on reinforcement distribution in the different planes of nanostructured metal matrix composite sheets prepared by accumulative roll bonding (ARB)', Journal of Alloys and Compounds, vol. 509, no. 39, pp. 9562-9564, 2011.
104. M. Alizadeh, H. Beni, 'Strength prediction of the ARBed Al/Al2O3/B4C nano-composites using Orowan model', Materials Research Bulletin, vol. 59, pp. 290-294, 2014.
105. D. Singh, N. Chawla, G. Tang, Y. Shen, 'Anomalous viscoplasticity during nanoindentation of Al/SiC nanolaminated composites', Materials Science and Engineering: A, vol. 528, no. 13-14, pp. 4608-4614, 2011.
106. J. Bucaille, A. Rossoll, B. Moser, S. Stauss, J. Michler, 'Determination of the matrix in situ flow stress of a continuous fibre reinforced metal matrix composite using instrumented indentation', Materials Science and Engineering: A, vol. 369, no. 1-2, pp. 82-92, 2004.
107. A. Pramanik, L. Zhang, J. Arsecularatne, 'Deformation mechanisms of MMCs under indentation', Composites Science and Technology, vol. 68, no. 6, pp. 1304-1312, 2008.
108. C. Ouyang, M. Huang, Z. Li, L. Hu, 'Circular nano-indentation in particle-reinforced metal matrix composites: Simply uniformly distributed particles lead to complex nano-indentation response', Computational Materials Science, vol. 47, no. 4, pp. 940-950, 2010.
109. S. Fale, A. Likhite, J. Bhatt, 'Nanoindentation studies of ex situ AlN/Al metal matrix nanocomposites', Journal of Alloys and Compounds, vol. 615, pp. S392-S396, 2014.
110. M. Song, Y. Liu, X. He, H. Bei, W. Hu, F. Liu, Z. Li, 'Nanoindentation creep of ultrafine-grained Al2O3 particle reinforced copper composites', Materials Science and Engineering: A, vol. 560, pp. 80-85, 2013.
111. J. Roa, E. Jiménez-Piqué, J. Tarragó, M. Zivcec, C. Broeckmann, L. Llanes, 'Berkovich nanoindentation and deformation mechanisms in a hardmetal binder-like cobalt alloy', Materials Science and Engineering: A, vol. 621, pp. 128-132, 2015.

112. A. Fischer-Cripps, 'Critical review of analysis and interpretation of nanoindentation test data', Surface and Coatings Technology, vol. 200, no. 14-15, pp. 4153-4165, 2006.
113. S. Bathula, M. Saravanan, A. Dhar, 'Nanoindentation and Wear Characteristics of Al 5083/SiCp Nanocomposites Synthesized by High Energy Ball Milling and Spark Plasma Sintering', Journal of Materials Science & Technology, vol. 28, no. 11, pp. 969-975, 2012.
114. S. Bathula, R. Anandani, A. Dhar and A. Srivastava, 'Microstructural features and mechanical properties of Al 5083/SiCp metal matrix nanocomposites produced by high energy ball milling and spark plasma sintering', Materials Science and Engineering: A, vol. 545, pp. 97-102, 2012..
115. Z. Han, H. Li, G. Lin, C. Dong, 'Influence of Nitrogen Flow Rate on the Microstructure and Properties of N and Me (Me=Cr, Zr) Co-doped Diamond-like Carbon Films', Journal of Materials Science & Technology, vol. 26, no. 11, pp. 967-972, 2010.
116. H. Van Swygenhoven, J. Weertman, 'Deformation in nanocrystalline metals', Materials Today, vol. 9, no. 5, pp. 24-31, 2006.
117. J. Schiøtz, F. D. Di Tolla, K. W. Jacobsen, 'Softening of nanocrystalline metals at very small grain sizes', Nature, vol. 391, pp. 561-563, 1998.
118. Y. Mazaheri, F. Karimzadeh, M. Enayati, 'Nanoindentation Study of Al356-Al2O3 Nanocomposite Prepared by Ball Milling', Materials Sciences and Applications, vol. 01, no. 04, pp. 217-222, 2010.
119. T. Chou, T. Nieh, S. McAdams, G. Pharr, W. Oliver, 'Mechanical properties and microstructures of metal/ceramic microlaminates: Part II. A Mo/Al2O3 system', Journal of Materials Research, vol. 7, no. 10, pp. 2774-2784, 1992.
120. C. Lim, D. Leo, J. Ang, M. Gupta, 'Wear of magnesium composites reinforced with nano-sized alumina particulates', Wear, vol. 259, no. 1-6, pp. 620-625, 2005.
121. J. Zhang, A. Alpas, 'Wear regimes and transitions in Al2O3 particulate-reinforced aluminum alloys', Materials Science and Engineering: A, vol. 161, no. 2, pp. 273-284, 1993.
122. M. Kök, K. Özdin, 'Wear resistance of aluminium alloy and its composites reinforced by Al2O3 particles', Journal of Materials Processing Technology, vol. 183, no. 2-3, pp. 301-309, 2007.
123. C. Ramesh, M. Safiulla, 'Wear behavior of hot extruded Al6061 based composites', Wear, vol. 263, no. 1-6, pp. 629-635, 2007.
124. Y. Wang, A. Afsar, J. Jang, K. Han, J. Song, 'Room temperature dry and lubricant wear behaviors of Al2O3f/SiCp/Al hybrid metal matrix composites', Wear, vol. 268, no. 7-8, pp. 863-870, 2010.
125. Y. Sahin, 'Wear behaviour of aluminium alloy and its composites reinforced by SiC particles using statistical analysis', Materials & Design, vol. 24, no. 2, pp. 95-103, 2003.
126. T. Ma, H. Yamaura, D. Koss, R. Voigt, 'Dry sliding wear behavior of cast SiC-reinforced Al MMCs', Materials Science and Engineering: A, vol. 360, no. 1-2, pp. 116-125, 2003.
127. A. Abdollahi, A. Alizadeh, H. Baharvandi, 'Dry sliding tribological behavior and mechanical properties of Al2024–5wt.%B4C nanocomposite produced by mechanical milling and hot extrusion', Materials & Design, vol. 55, pp. 471-481, 2014.

128. A. Baradeswaran, A. Elaya Perumal, 'Influence of B4C on the tribological and mechanical properties of Al 7075–B4C composites', Composites Part B: Engineering, vol. 54, pp. 146-152, 2013.
129. F. Tang, X. Wu, S. Ge, J. Ye, H. Zhu, M. Hagiwara, J. Schoenung, 'Dry sliding friction and wear properties of B4C particulate-reinforced Al-5083 matrix composites', Wear, vol. 264, no. 7-8, pp. 555-561, 2008.
130. M. Zhao, G. Wu, L. Jiang, Z. Dou, 'Friction and wear properties of TiB2P/Al composite', Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 37, no. 11, pp. 1916-1921, 2006.
131. A. Mandal, B. Murty, M. Chakraborty, 'Wear behaviour of near eutectic Al–Si alloy reinforced with in-situ TiB2 particles', Materials Science and Engineering: A, vol. 506, no. 1-2, pp. 27-33, 2009.
132. S. Baskaran, V. Anandakrishnan, M. Duraiselvam, 'Investigations on dry sliding wear behavior of in situ casted AA7075–TiC metal matrix composites by using Taguchi technique', Materials & Design, vol. 60, pp. 184-192, 2014.
133. S. Jerome, B. Ravisankar, P. Kumar Mahato, S. Natarajan, 'Synthesis and evaluation of mechanical and high temperature tribological properties of in-situ Al–TiC composites', Tribology International, vol. 43, no. 11, pp. 2029-2036, 2010.
134. H. Ahlatci, T. Koçer, E. Candan, H. Çimenoğlu, 'Wear behaviour of Al/(Al2O3p+SiCp) hybrid composites', Tribology International, vol. 39, no. 3, pp. 213-220, 2006.
135. A. Gurcan, T. Baker, 'Wear behaviour of AA6061 aluminium alloy and its composites', Wear, vol. 188, no. 1-2, pp. 185-191, 1995.
136. Y. Wang, J. Song, 'Dry sliding wear behavior of Al2O3 fiber and SiC particle reinforced aluminium based MMCs fabricated by squeeze casting method', Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 21, no. 7, pp. 1441-1448, 2011.
137. Y. Wang, J. Song, 'Temperature effects on the dry sliding wear of Al2O3f/SiCp/Al MMCs with different fiber orientations and hybrid ratios', Wear, vol. 270, no. 7-8, pp. 499-505, 2011.
138. H. Park, 'Wear behavior of hybrid metal matrix composite materials', Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 27, no. 4, pp. 465-470, 1992.
139. E. Sharifi, F. Karimzadeh, 'Wear behavior of aluminum matrix hybrid nanocomposites fabricated by powder metallurgy', Wear, vol. 271, no. 7-8, pp. 1072-1079, 2011.
140. S. Suresha, B. Sridhara, 'Effect of addition of graphite particulates on the wear behaviour in aluminium–silicon carbide–graphite composites', Materials & Design, vol. 31, no. 4, pp. 1804-1812, 2010.
141. N. Miloradovic, B. Stojanovic, 'Tribological behaviour of ZA-27/10SiC/1gr hybrid composite', Journal of the Balkan Tribological Association, vol. 19, no. 1, pp. 97-105, 2013.
142. B. Stojanovic, M. Babic, S. Mitrovic, A. Vencl, N. Miloradovic, M. Pantic, 'Tribological characteristics of aluminium hybrid composites reinforced with silicon carbide and graphite - a review', Journal of the Balkan Tribological Association, vol. 19, no. 1, pp. 83-96, 2013.
143. B. Stojanović, M. Babić, N. Miloradović, S. Mitrović, 'Tribological behaviour of a356/10SiC/3gr hybrid composite in dry-sliding conditions', Materials and technology, vol. 49, no. 1, pp. 117-121, 2015.
144. P. Ravindran, K. Manisekar, P. Narayanasamy, N. Selvakumar, R. Narayanasamy, 'Application of factorial techniques to study the wear of Al

hybrid composites with graphite addition', Materials & Design, vol. 39, pp. 42-54, 2012.
145. P. Ravindran, K. Manisekar, R. Narayanasamy, P. Narayanasamy, 'Tribological behaviour of powder metallurgy-processed aluminium hybrid composites with the addition of graphite solid lubricant', Ceramics International, vol. 39, no. 2, pp. 1169-1182, 2013.
146. K. Umanath, K. Palanikumar, S. Selvamani, 'Analysis of dry sliding wear behaviour of Al6061/SiC/Al2O3 hybrid metal matrix composites', Composites Part B: Engineering, vol. 53, pp. 159-168, 2013.
147. M. Shen, X. Wang, C. Li, M. Zhang, X. Hu, M. Zheng, K. Wu, 'Effect of submicron size SiC particles on microstructure and mechanical properties of AZ31B magnesium matrix composites', Materials & Design, vol. 54, pp. 436-442, 2014.
148. B. Selvam, P. Marimuthu, R. Narayanasamy, V. Anandakrishnan, K. Tun, M. Gupta, M. Kamaraj, 'Dry sliding wear behaviour of zinc oxide reinforced magnesium matrix nano-composites', Materials & Design, vol. 58, pp. 475-481, 2014.
149. M. Srinivasan, C. Loganathan, M. Kamaraj, Q. Nguyen, M. Gupta, R. Narayanasamy, 'Sliding wear behaviour of AZ31B magnesium alloy and nano-composite', Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 22, no. 1, pp. 60-65, 2012.
150. F. Gul, M. Acilar, 'Effect of the reinforcement volume fraction on the dry sliding wear behaviour of Al–10Si/SiCp composites produced by vacuum infiltration technique', Composites Science and Technology, vol. 64, no. 13-14, pp. 1959-1970, 2004.
151. K. Hokkirigawa, K. Kato, 'An experimental and theoretical investigation of ploughing, cutting and wedge formation during abrasive wear', Tribology International, vol. 21, no. 1, pp. 51-57, 1988.
152. O. El-Kady, A. Fathy, 'Effect of SiC particle size on the physical and mechanical properties of extruded Al matrix nanocomposites', Materials & Design, vol. 54, pp. 348-353, 2014.
153. H. Ezatpour, S. Sajjadi, M. Sabzevar, Y. Huang, 'Investigation of microstructure and mechanical properties of Al6061-nanocomposite fabricated by stir casting', Materials & Design, vol. 55, pp. 921-928, 2014.
154. D. Jeyasimman, R. Narayanasamy, R. Ponalagusamy, V. Anandakrishnan and M. Kamaraj, 'The effects of various reinforcements on dry sliding wear behaviour of AA 6061 nanocomposites', Materials & Design, vol. 64, pp. 783-793, 2014.
155. N. Nemati, R. Khosroshahi, M. Emamy, A. Zolriasatein, 'Investigation of microstructure, hardness and wear properties of Al–4.5wt.% Cu–TiC nanocomposites produced by mechanical milling', Materials & Design, vol. 32, no. 7, pp. 3718-3729, 2011.
156. M. Rahimian, N. Parvin, N. Ehsani, 'Investigation of particle size and amount of alumina on microstructure and mechanical properties of Al matrix composite made by powder metallurgy', Materials Science and Engineering: A, vol. 527, no. 4-5, pp. 1031-1038, 2010.
157. A. Slipenyuk, V. Kuprin, Y. Milman, V. Goncharuk, J. Eckert, 'Properties of P/M processed particle reinforced metal matrix composites specified by reinforcement concentration and matrix-to-reinforcement particle size ratio', Acta Materialia, vol. 54, no. 1, pp. 157-166, 2006.
158. Z. Wang, N. Tao, S. Li, W. Wang, G. Liu, J. Lu, K. Lu, 'Effect of surface nanocrystallization on friction and wear properties in low carbon steel', Materials Science and Engineering: A, vol. 352, no. 1-2, pp. 144-149, 2003.

159. M. Jafari, M. Enayati, M. Abbasi, F. Karimzadeh, 'Compressive and wear behaviors of bulk nanostructured Al2024 alloy', Materials & Design, vol. 31, no. 2, pp. 663-669, 2010.
160. X. Lv, S. Wang, Y. Liu, K. Long, S. Li, Z. Zhang, 'Effect of nanocrystallization on tribological behaviors of ingot iron', Wear, vol. 264, no. 7-8, pp. 535-541, 2008.
161. Z. Han, L. Lu, K. Lu, 'Dry sliding tribological behavior of nanocrystalline and conventional polycrystalline copper', Tribology Letters, vol. 21, no. 1, pp. 45-50, 2006.
162. T. Durai, K. Das, S. Das, 'Wear behavior of nano structured Al (Zn)/Al2O3 and Al (Zn)–4Cu/Al2O3 composite materials synthesized by mechanical and thermal process', Materials Science and Engineering: A, vol. 471, no. 1-2, pp. 88-94, 2007.
163. M. Dao, L. Lu, R. Asaro, J. Dehosson, E. Ma, 'Toward a quantitative understanding of mechanical behavior of nanocrystalline metals', Acta Materialia, vol. 55, no. 12, pp. 4041-4065, 2007.
164. L. Du, B. Xu, S. Dong, H. Yang, Y. Wu, 'Preparation, microstructure and tribological properties of nano-Al2O3/Ni brush plated composite coatings', Surface and Coatings Technology, vol. 192, no. 2-3, pp. 311-316, 2005.
165. M. Tavoosi, F. Karimzadeh, M. Enayati, 'Wear behaviour of Al–Al2O3 nanocomposites prepared by mechanical alloying and hot pressing', Materials Science and Technology, vol. 26, no. 9, pp. 1114-1119, 2010.
166. A. Alizadeh, E. Taheri-Nassaj, 'Mechanical properties and wear behavior of Al–2wt.% Cu alloy composites reinforced by B4C nanoparticles and fabricated by mechanical milling and hot extrusion', Materials Characterization, vol. 67, pp. 119-128, 2012.
167. N. Hosseini, F. Karimzadeh, M. H. Abbasi, M. H. Enayati, 'A comparative study on the wear properties of coarse-grained Al6061 alloy and nanostructured Al6061–Al2O3 composites', Tribology International, vol. 54, pp. 58–67, 2012.
168. N. Hosseini, F. Karimzadeh, M. Abbasi, M. Enayati, 'Tribological properties of Al6061–Al2O3 nanocomposite prepared by milling and hot pressing', Materials & Design, vol. 31, no. 10, pp. 4777-4785, 2010.
169. P. Quang, Y. Jeong, S. Yoon, S. Hong, H. Kim, 'Consolidation of 1vol.% carbon nanotube reinforced metal matrix nanocomposites via equal channel angular pressing', Journal of Materials Processing Technology, vol. 187-188, pp. 318-320, 2007.
170. H. Kato, K. Yubuta, D. Louzguine, A. Inoue, H. Kim, 'Influence of nanoprecipitation on strength of Cu60Zr30Ti10 glass containing μm-ZrC particle reinforcements', Scripta Materialia, vol. 51, no. 6, pp. 577-581, 2004.
171. M. Akbarpour, E. Salahi, F. Alikhani Hesari, A. Simchi, H. Kim, 'Fabrication, characterization and mechanical properties of hybrid composites of copper using the nanoparticulates of SiC and carbon nanotubes', Materials Science and Engineering: A, vol. 572, pp. 83-90, 2013.
172. M. Barmouz, P. Asadi, M. Besharati Givi, M. Taherishargh, 'Investigation of mechanical properties of Cu/SiC composite fabricated by FSP: Effect of SiC particles' size and volume fraction', Materials Science and Engineering: A, vol. 528, no. 3, pp. 1740-1749, 2011.
173. M. Akbarpour, E. Salahi, F. Alikhani Hesari, H. Kim, A. Simchi, 'Effect of nanoparticle content on the microstructural and mechanical properties of nano-SiC dispersed bulk ultrafine-grained Cu matrix composites', Materials & Design, vol. 52, pp. 881-887, 2013.

174. A. Fathy, F. Shehata, M. Abdelhameed, M. Elmahdy, 'Compressive and wear resistance of nanometric alumina reinforced copper matrix composites', Materials & Design, vol. 36, pp. 100-107, 2012.
175. S. Mishra, S. Biswas, A. Satapathy, 'A study on processing, characterization and erosion wear behavior of silicon carbide particle filled ZA-27 metal matrix composites', Materials & Design, vol. 55, pp. 958-965, 2014.
176. A. Smirnov, J. Bartolomé, J. Moya, F. Kern, R. Gadow, 'Dry reciprocating sliding wear behaviour of alumina–silicon carbide nanocomposite fabricated by ceramic injection molding', Journal of the European Ceramic Society, vol. 31, no. 4, pp. 469-474, 2011.
177. M. Farvizi, T. Ebadzadeh, M. Vaezi, H. Kim, A. Simchi, 'Effect of nano Al2O3 addition on mechanical properties and wear behavior of NiTi intermetallic', Materials & Design, vol. 51, pp. 375-382, 2013.
178. E. Wong, 'Nanobeam Mechanics: Elasticity, Strength, and Toughness of Nanorods and Nanotubes', Science, vol. 277, no. 5334, pp. 1971-1975, 1997.
179. S. Zhou, X. Zhang, Z. Ding, C. Min, G. Xu, W. Zhu, 'Fabrication and tribological properties of carbon nanotubes reinforced Al composites prepared by pressureless infiltration technique', Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 38, no. 2, pp. 301-306, 2007.
180. I. Kim, J. Lee, G. Lee, S. Baik, Y. Kim, Y. Lee, 'Friction and wear characteristics of the carbon nanotube–aluminum composites with different manufacturing conditions', Wear, vol. 267, no. 1-4, pp. 593-598, 2009.
181. H. Choi, S. Lee, D. Bae, 'Wear characteristic of aluminum-based composites containing multi-walled carbon nanotubes', Wear, vol. 270, no. 1-2, pp. 12-18, 2010.
182. A. Al-Qutub, A. Khalil, N. Saheb, A. Hakeem, 'Wear and friction behavior of Al6061 alloy reinforced with carbon nanotubes', Wear, vol. 297, no. 1-2, pp. 752-761, 2013.
183. M. Sameezadeh, M. Emamy, H. Farhangi, 'Effects of particulate reinforcement and heat treatment on the hardness and wear properties of AA 2024-MoSi2 nanocomposites', Materials & Design, vol. 32, no. 4, pp. 2157-2164, 2011.
184. P. Salehikahrizsangi, F. Karimzadeh, M. Enayati, M. Abbasi, 'Investigation of the effects of grain size and nano-sized reinforcements on tribological properties of Ti6Al4V alloy', Wear, vol. 305, no. 1-2, pp. 51-57, 2013.
185. S. Mitrović,'Tribological properties of Composites with Base Matrix of the ZA-27 alloy', Ph.D. Dissertation, Mašinski fakultet Univerziteta u Kragujevcu, Kragujevac, 2007.
186. A. Vencl,'Istraživanje mogućnosti poboljšanja triboloških karakteristika Al-Si legure u uslovima klizanja', Doktorska disertacija, Mašinski fakultet Univerziteta u Beogradu, Beograd 2008.
187. B. Stojanović,'Tribološko ponašanje hibridnih kompozita sa A356 matricom', Doktorska disertacija, Fakultet inženjerskih nauka Univerziteta u Kragujevcu, Kragujevac, 2013.
188. N. Miloradović,'Tribološka karakterizacija hibridnih kompozita na bazi legure ZA-27', Doktorska disertacija, Fakultet inženjerskih nauka Univerziteta u Kragujevcu, Kragujevac, 2013.
189. M. Rosso, 'Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties', Journal of Materials Processing Technology, vol. 175, no. 1-3, pp. 364-375, 2006.
190. H. Ribes, M. Suéry, 'Effect of particle oxidation on age hardening of Al・Si・Mg/SiC composites', Scripta Metallurgica, vol. 23, no. 5, pp. 705-709, 1989.

191. R. Rahmani Fard, F. Akhlaghi, 'Effect of extrusion temperature on the microstructure and porosity of A356-SiCp composites', Journal of Materials Processing Technology, vol. 187-188, pp. 433-436, 2007.
192. I.Bobić, 'Razvoj postupaka prerade u poluočvrslom stanju (rheo i compo-casting procesa) i uticaj načina upravljanja na kvalitet proizvoda na bazi legure ZnAl25Cu3', Doktorska disertacija, Tehnološko – metalurški fakultet Univerziteta u Beogradu, Beograd, 2003.
193. E. Gervais, R. Barnhurst, C. Loong, 'An Analysis of Selected Properties of ZA Alloys', JOM, vol. 37, no. 11, pp. 43-47, 1985.
194. B. Bobic, M. Babic, S. Mitrovic, N. Ilic, I. Bobic, M. Jovanovic, 'Microstructure and mechanical properties of Zn25Al3Cu based composites with large Al 2 O 3 particles at room and elevated temperatures', IJMR, vol. 101, no. 12, pp. 1524-1531, 2010.
195. I. Bobić, J. Ružić, B. Bobić, M. Babić, A. Vencl, S. Mitrović, 'Microstructural characterization and artificial aging of compo-casted hybrid A356/SiCp/Grp composites with graphite macroparticles', Materials Science and Engineering: A, vol. 612, pp. 7-15, 2014.
196. Operator's handbook, Rank Taylor Hobson Limited, Leicester, England, 1986.
197. M. Eric, M. Babic, S. Mitrovic, B. Tadic, D. Dzunic, 'Conversion of data into information in tribology research, Journal of the Balkan Tribological Association, Vol. 20, No. 1, pp. 49-63, 2014.
198. J. Bucaille, S. Stauss, E. Felder, J. Michler, 'Determination of plastic properties of metals by instrumented indentation using different sharp indenters', Acta Materialia, vol. 51, no. 6, pp. 1663-1678, 2003.
199. A. Gouldstone, N. Chollacoop, M. Dao, J. Li, A. Minor, Y. Shen, 'Indentation across size scales and disciplines: Recent developments in experimentation and modeling', Acta Materialia, vol. 55, no. 12, pp. 4015-4039, 2007.
200. M. Dao, N. Chollacoop, K. Van Vliet, T. Venkatesh, S. Suresh, 'Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation', Acta Materialia, vol. 49, no. 19, pp. 3899-3918, 2001.
201. J.G. Swadener, E.P. George, G.M. Pharr, 'The correlation of the indentation size effect measured with indenters of various shapes', Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 50, Iss. 4, pp. 681-694, 2002.
202. B. Bhushan, Handbook of micro/nanotribology. Boca Raton: CRC Press, 1999.
203. W. Oliver and G. Pharr, 'An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments', Journal of Materials Research, vol. 7, no. 06, pp. 1564-1583, 1992.
204. X. Li, B. Bhushan, 'Measurement of fracture toughness of ultra-thin amorphous carbon films', Thin Solid Films, vol. 315, no. 1-2, pp. 214-221, 1998.
205. X. Li, B. Bhushan, 'Evaluation of fracture toughness of ultra-thin amorphous carbon coatings deposited by different deposition techniques', Thin Solid Films, vol. 355-356, pp. 330-336, 1999.
206. X. Li, B. Bhushan, 'A review of nanoindentation continuous stiffness measurement technique and its applications', Materials Characterization, vol. 48, no. 1, pp. 11-36, 2002.
207. M. Babić, S. Mitrović, 'Tribološke karakteristike kompozita na bazi ZnAl legura', Mašinski fakultet, Kragujevac, Srbija, 2007.
208. SEM, EDS, http://www.rgf.bg.ac.rs/semlab, Приступљено 04.03.2015.
209. A. Majstorović, V. Đukić, 'Ispitivanje mašinskih materijala', Naučna knjiga, Beograd, 1988.

210. V. Đorđević, M. Vukićević, 'Mašinski materijali', Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet, Beograd, 1998.
211. H. Czichos, 'Tribology: A systems approach to the science and technology of friction, lubrication and wear, Elsevier, Amsterdam, Netherland, 1978.
212. B. Ivkovic, A. Rac,'Osnovi tribologije', Mašinski fakultet, Univerzitet u Kragujevcu, Kragujevac, Srbija, 1992.
213. Z. Száraz, Z. Trojanová, M. Cabbibo, E. Evangelista, 'Strengthening in a WE54 magnesium alloy containing SiC particles', Materials Science and Engineering: A, vol. 462, no. 1-2, pp. 225-229, 2007.
214. S. Sajjadi, H. Ezatpour, M. Torabi Parizi, 'Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy/Al2O3 composites fabricated by stir and compo-casting processes',Materials & Design, vol. 34, pp. 106-111, 2012.
215. S. Nagarajan, B. Dutta, M.K. Surappa, 'The effect of SiC particles on the size and morphology of eutectic silicon in cast A356/SiCp composites', Composites Science and Technology, vol. 59, no. 6, pp. 897-902, 1999.
216. X. Jian, T. Meek, Q. Han, 'Refinement of eutectic silicon phase of aluminum A356 alloy using high-intensity ultrasonic vibration', Scripta Materialia, vol. 54, no. 5, pp. 893-896, 2006.
217. K. Lee, Y. Kwon, S. Lee, 'Effects of eutectic silicon particles on tensile properties and fracture toughness of A356 aluminum alloys fabricated by low-pressure-casting, casting-forging, and squeeze-casting processes', Journal of Alloys and Compounds, vol. 461, no. 1-2, pp. 532-541, 2008.
218. Z. Chen, C. Ma, P. Chen, 'Eutectic modification of A356 alloy with Li addition through DSC and Miedema model', Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol. 22, no. 1, pp. 42-46, 2012.
219. L. Zeng, J. Sakamoto, A. Fujii, H. Noguchi, 'Role of eutectic silicon particles in fatigue crack initiation and propagation and fatigue strength characteristics of cast aluminum alloy A356', Engineering Fracture Mechanics, vol. 115, pp. 1-12, 2014.
220. Q. Nguyen, M. Gupta, 'Microstructure and Mechanical Characteristics of AZ31B/Al2O3 Nanocomposite with Addition of Ca', Journal of Composite Materials, vol. 43, no. 1, pp. 5-17, 2008.
221. Z. Zhang, R. Tremblay, D. Dube, 'Microstructure and mechanical properties of ZA104 (0.3–0.6Ca) die-casting magnesium alloys', Materials Science and Engineering A, vol. 385, no. 1-2, pp. 286-291, 2004.
222. S. Hassan, M. Gupta, 'Development of high strength magnesium copper based hybrid composites with enhanced tensile properties', Materials Science and Technology, vol. 19, no. 2, pp. 253-259, 2003.
223. Q. Nguyen, M. Gupta, 'Enhancing compressive response of AZ31B magnesium alloy using alumina nanoparticulates', Composites Science and Technology, vol. 68, no. 10-11, pp. 2185-2192, 2008.
224. Коефицијенти термичког ширења, http://accuratus.com/index.htm, Приступљено 23.10.2014.
225. J. Archard, 'Contact and Rubbing of Flat Surfaces', J. Appl. Phys., vol. 24, no. 8, p. 981, 1953.
226. A. Al-Qutub, I. Allam, M. Abdul Samad, 'Wear and friction of Al–Al2O3 composites at various sliding speeds', Journal of Materials Science, vol. 43, no. 17, pp. 5797-5803, 2008.

227. Y. Wang, W. Rainforth, H. Jones, M. Lieblich, 'Dry wear behaviour and its relation to microstructure of novel 6092 aluminium alloy–Ni3Al powder metallurgy composite', Wear, vol. 251, no. 1-12, pp. 1421-1432, 2001.
228. M. Korkut, 'Microstructure and wear behavior of Al2024\SiFe and Al2024\SiFe\Al2O3 composites', Tribology International, vol. 36, no. 3, pp. 169-180, 2003.
229. Sudarshan, M. Surappa, 'Dry sliding wear of fly ash particle reinforced A356 Al composites', Wear, vol. 265, no. 3-4, pp. 349-360, 2008.
230. T. Durai, K. Das, S. Das, 'Al (Zn)–4Cu/Al2O3 in-situ metal matrix composite synthesized by displacement reactions', Journal of Alloys and Compounds, vol. 457, no. 1-2, pp. 435-439, 2008.
231. S. Kumar, M. Chakraborty, V. Subramanya Sarma, B. Murty, 'Tensile and wear behaviour of in situ Al–7Si/TiB2 particulate composites', Wear, vol. 265, no. 1-2, pp. 134-142, 2008.
232. S.Suresh, K.K. Chawla, In: S. Suresh, A. Mortenson, A. Needleman (EDS.) Fundamentals of Metal-Matrix Composites, Butterworth-Heineman, Oxford, 1993.
233. H. Chen, A. Alpas, 'Sliding wear map for the magnesium alloy Mg-9Al-0.9 Zn (AZ91)', Wear, vol. 246, no. 1-2, pp. 106-116, 2000.
234. C. Lim, S. Lim, M. Gupta, 'Wear behaviour of SiCp-reinforced magnesium matrix composites', Wear, vol. 255, no. 1-6, pp. 629-637, 2003.
235. J. An, R. Li, Y. Lu, C. Chen, Y. Xu, X. Chen, L. Wang, 'Dry sliding wear behavior of magnesium alloys', Wear, vol. 265, no. 1-2, pp. 97-104, 2008.
236. K. Ajith Kumar, U. Pillai, B. Pai, M. Chakraborty, 'Dry sliding wear behaviour of Mg–Si alloys', Wear, vol. 303, no. 1-2, pp. 56-64, 2013.
237. R. Rao, S. Das, 'Effect of sliding distance on the wear and friction behavior of as cast and heat-treated Al–SiCp composites', Materials & Design, vol. 32, no. 5, pp. 3051-3058, 2011.
238. M. Herbert, R. Maiti, R. Mitra, M. Chakraborty, 'Wear behaviour of cast and mushy state rolled Al–4.5Cu alloy and in-situ Al4.5Cu–5TiB2 composite', Wear, vol. 265, no. 11-12, pp. 1606-1618, 2008.
239. S. Thakur, B. Dhindaw, 'The influence of interfacial characteristics between SiCp and Mg/Al metal matrix on wear, coefficient of friction and microhardness', Wear, vol. 247, no. 2, pp. 191-201, 2001.
240. N. P. Suh, 'The delamination theory of wear', Wear, vol. 25, no. 1, pp. 111-124, 1973.
241. R. Deuis, C. Subramanian, J. Yellup, 'Dry sliding wear of aluminium composites—A review', Composites Science and Technology, vol. 57, no. 4, pp. 415-435, 1997.
242. S. Natarajan, R. Narayanasamy, S. Kumaresh Babu, G. Dinesh, B. Anil Kumar, K. Sivaprasad, 'Sliding wear behaviour of Al 6063/TiB2 in situ composites at elevated temperatures', Materials & Design, vol. 30, no. 7, pp. 2521-2531, 2009.

ПРИЛОГ

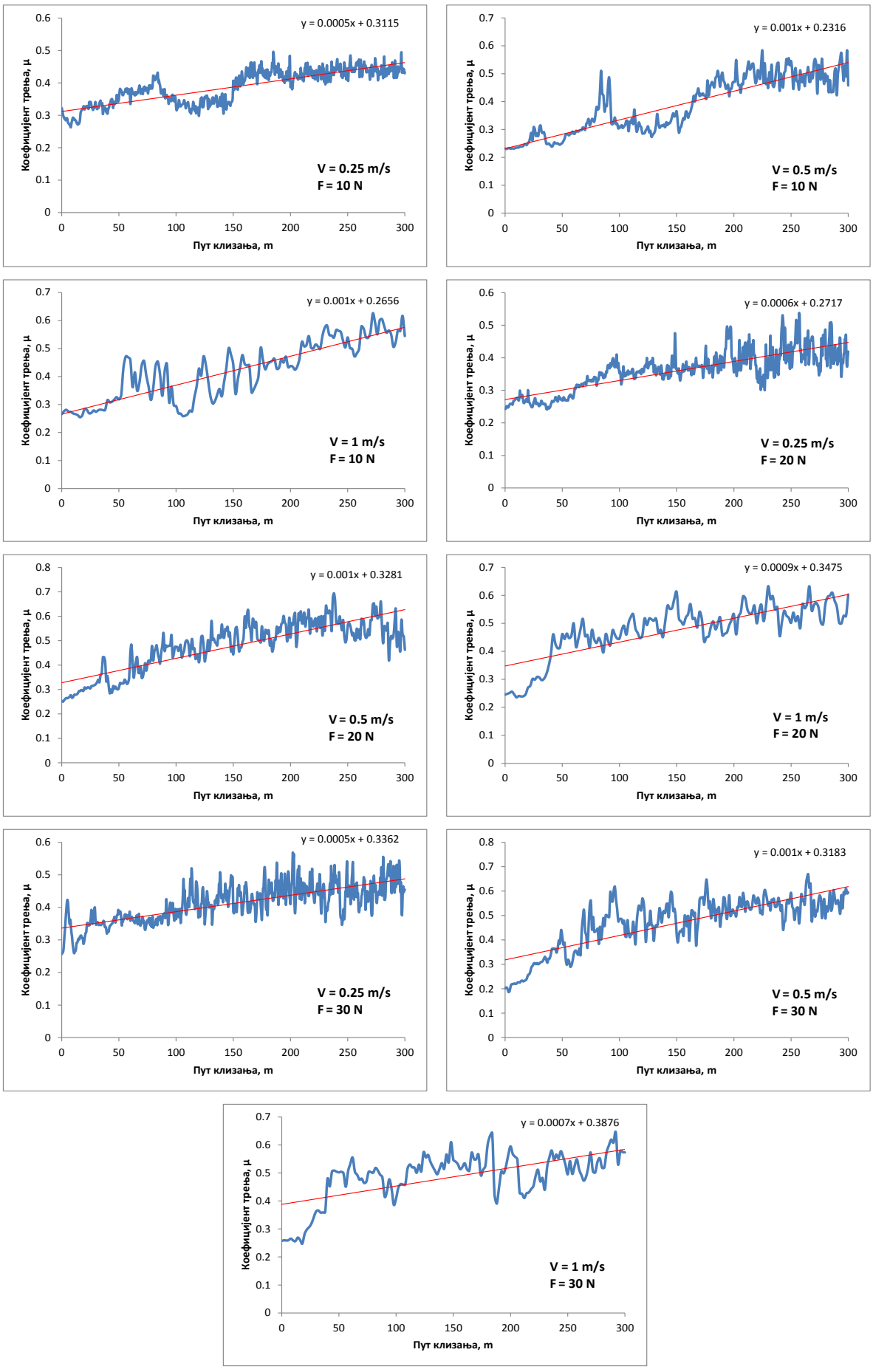
- Извод из стандарда “JUS EN 1706:2003” (П1)
- Поређење карактеристика ливених цинкових легура (П2)
- Коефицијент трења у зависности од пута клизања (П3 – П16)
- EDS анализа трагова хабања (П17, П18)
- EDS анализа продуката хабања (П19 – П24)

JUS					JUS EN 1706:2003		
Табела 4 – Механичке особине легура за прецизно ливење за посебно ливене епрувете							
Група легура	Ознака легуре		Ознака стања	Затезна чврстоћа R_m MPa min.	Конвенционални напон течења $R_{p0.2}$ MPa min.	Издужење A_{50mm} % min.	Тврдоћа по Brinell-у HBS min.
	Бројчана	На основу хемијских симбола					
AlCu	EN AC-21000	EN AC-Al Cu4MgTi	T4	300	220	5	90
AlSi7Mg	EN AC-42000	EN AC-Al Si7Mg	F T6	150 240	80 190	2 1	50 75
	EN AC-42100	EN AC-Al Si7Mg0.3	T6	260	200	3	75
	EN AC-42200	EN AC-Al Si7Mg0.6	T6	290	240	2	85
AlSi	EN AC-44100	EN AC-Al Si12(b)	F	150	80	4	50
AlSi5Cu	EN AC-45200	EN AC-Al Si5Cu3Mn	F	160	80	1	60
AlMg	EN AC-51300	EN AC-Al Mg5	F	170	95	3	55
$1\ N/mm^2 = 1\ MPa$							

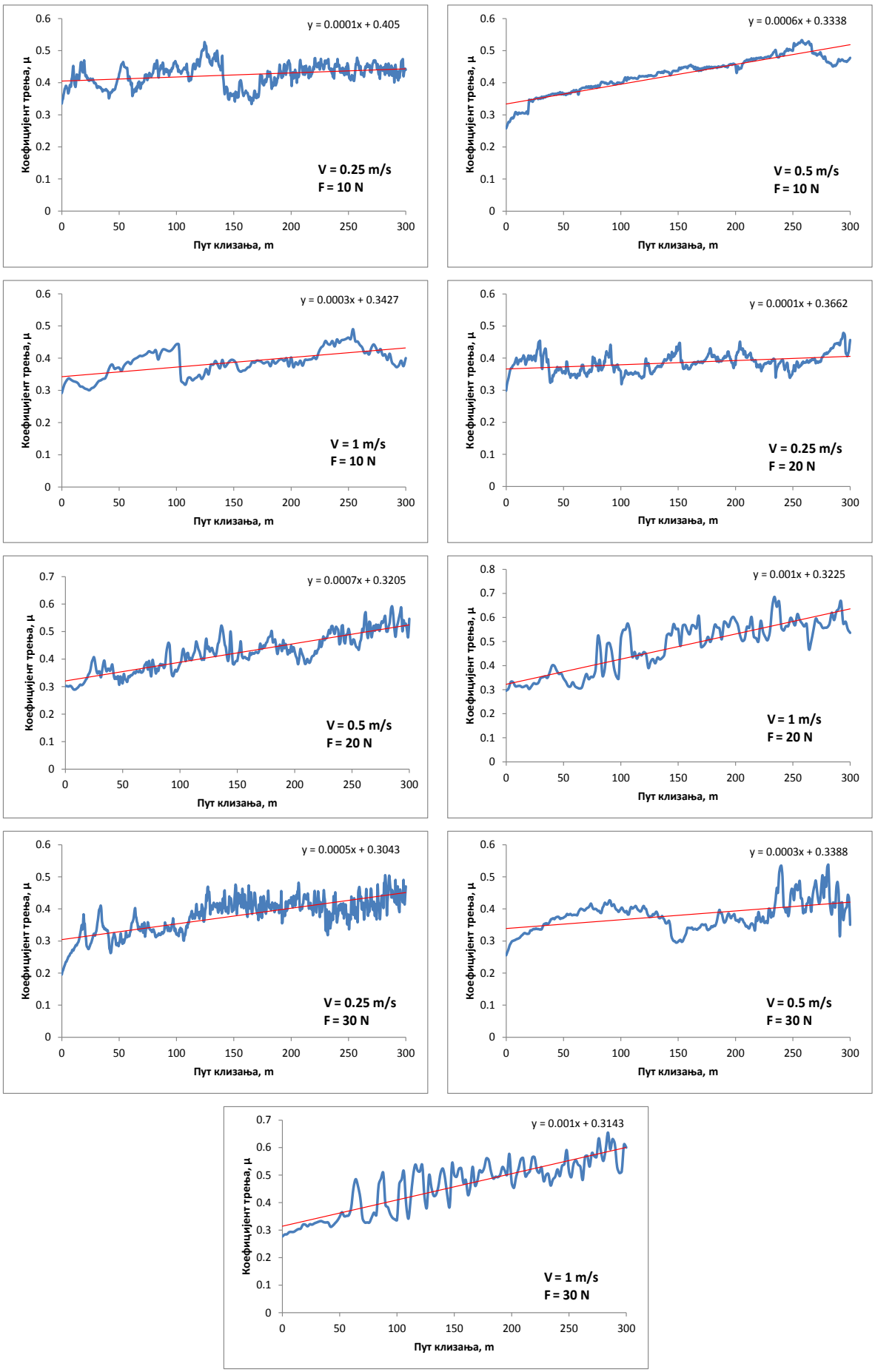
Слика П1 – Преглед легура за прецизно ливење и њихових механичких карактеристика - извод "JUS EN 1706:2003".

Поређење карактеристика ливених легура										
Карактеристике	**Цинк**									
	No. 3 AG-40A	**No. 5 AC-41A**	**ZA-8**		**ZA-12**			**ZA-27**		
	Ливење под притиском	Ливење под притиском	Гравитац. ливење у металне калупе	Ливење под притиском	Гравитац. ливење у пешчане калупе	Гравитац. ливење у металне калупе	Ливење под притиском	Гравитац. ливење у пешчане калупе	Гравитац. ливење у пешчане калупе - HT[1]	Ливење под притиском
Физичке карактеристике										
Густина, g×cm^{-3}	6.6	6.7	6.3		6.03			5.00		
Тачка топљења, °C	381-387	380-386	375-404		377-432			375-484		
Коефицијент термичкогширења, µm×m^{-1}×K^{-1}	27.4	27.4	23.2		24.1			26		
Термичка проводљивост, W×m^{-1}×K^{-1}	113	109	115		116			125.5		
Електрична проводљивост, %IACS	27.0	26.0	27.7		28.3			29.7		
Механичке карактеристике										
Затезна чврстоћа, MPa	283	331	221-255	365-386	276-317	310-345	393-414	400-441	310-324	
Напон на граници течења, MPa	-	-	207	283-296	207	248-276	310-331	365	255	407-441
Модул еластичности, GPa	-	-	85.5	-	83	83	-	75	79	359-379
Издужење, % на 51 mm	10	7	1-2	6-10	1-3	1.5-2.5	4-7	3-6	8-11	2.0-3.5
Тврдоћа по *Brinell* -у, 500-10-30s	82	91	85-90	93-107	92-96	85-95	95-105	110-120	90-110	116-122
Ударна жилавост, J	58[4]	65[4]	-	32-48[4]	23-27[3]	-	20-37[4]	31-54[1]	47-74[3]	9-16[4]
[1]3 сата на темп. 320°C, праћено хлађењем у пећи										
[2]При издужењу од 0.5%										
[3]10 mm, незасечен, *Charpy*- јево клатно										
[4]6.35 mm, незасечен, Charpy-јево клатно, у ливеном стању										
[5]10 mm, незасечен, Charpy-јево клатно										
[6]10 mm IZOD										

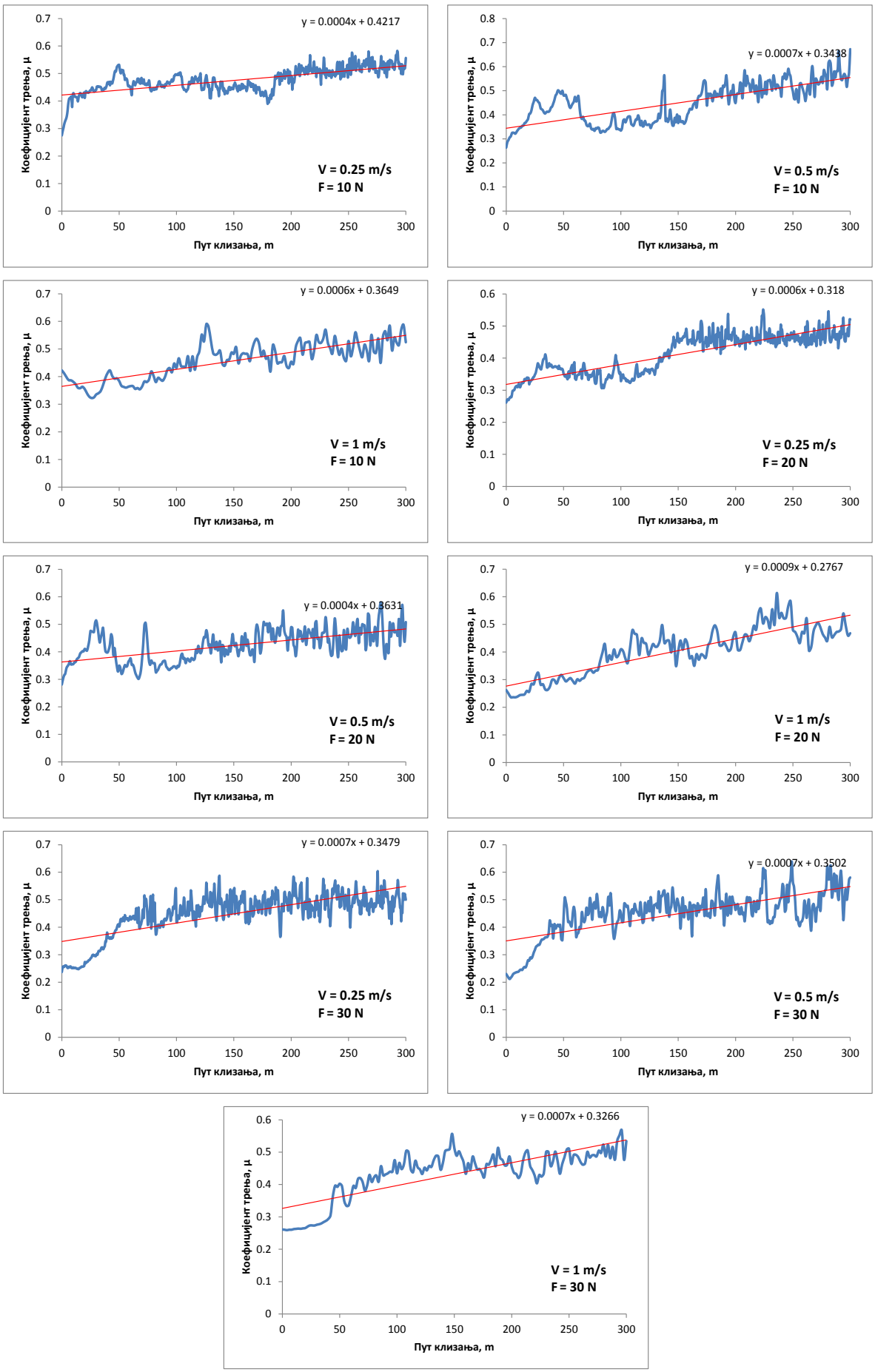
Слика П2 – Поређење карактеристика ливених цинкових легура [193].



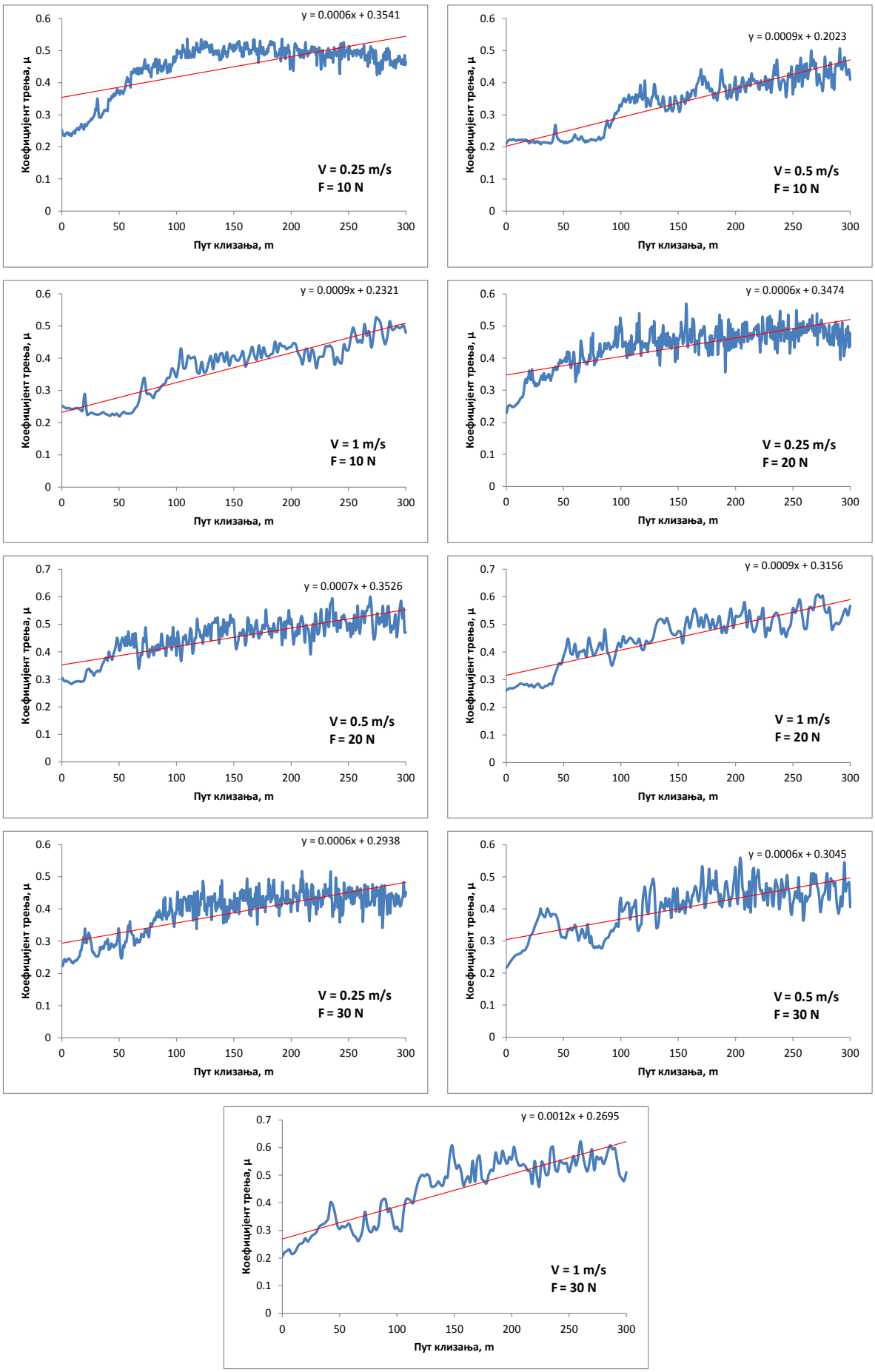
Слика П3 – Коефицијент трења основне ZA-27 легуре у зависности од пута клизања



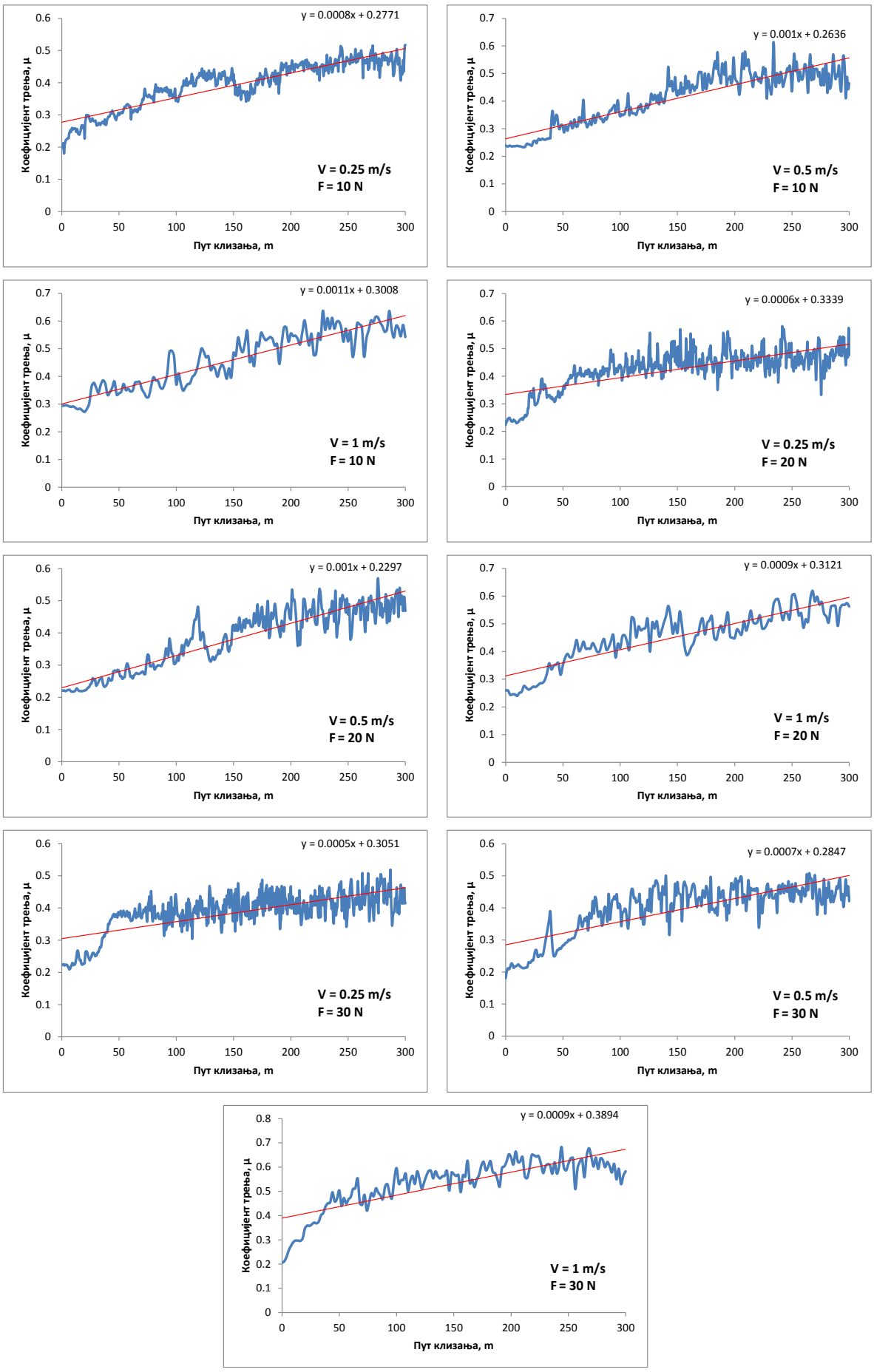
Слика П4 – Коефицијент трења нанокомпозита ZA-27/1%Al_2O_3 у зависности од пута клизања



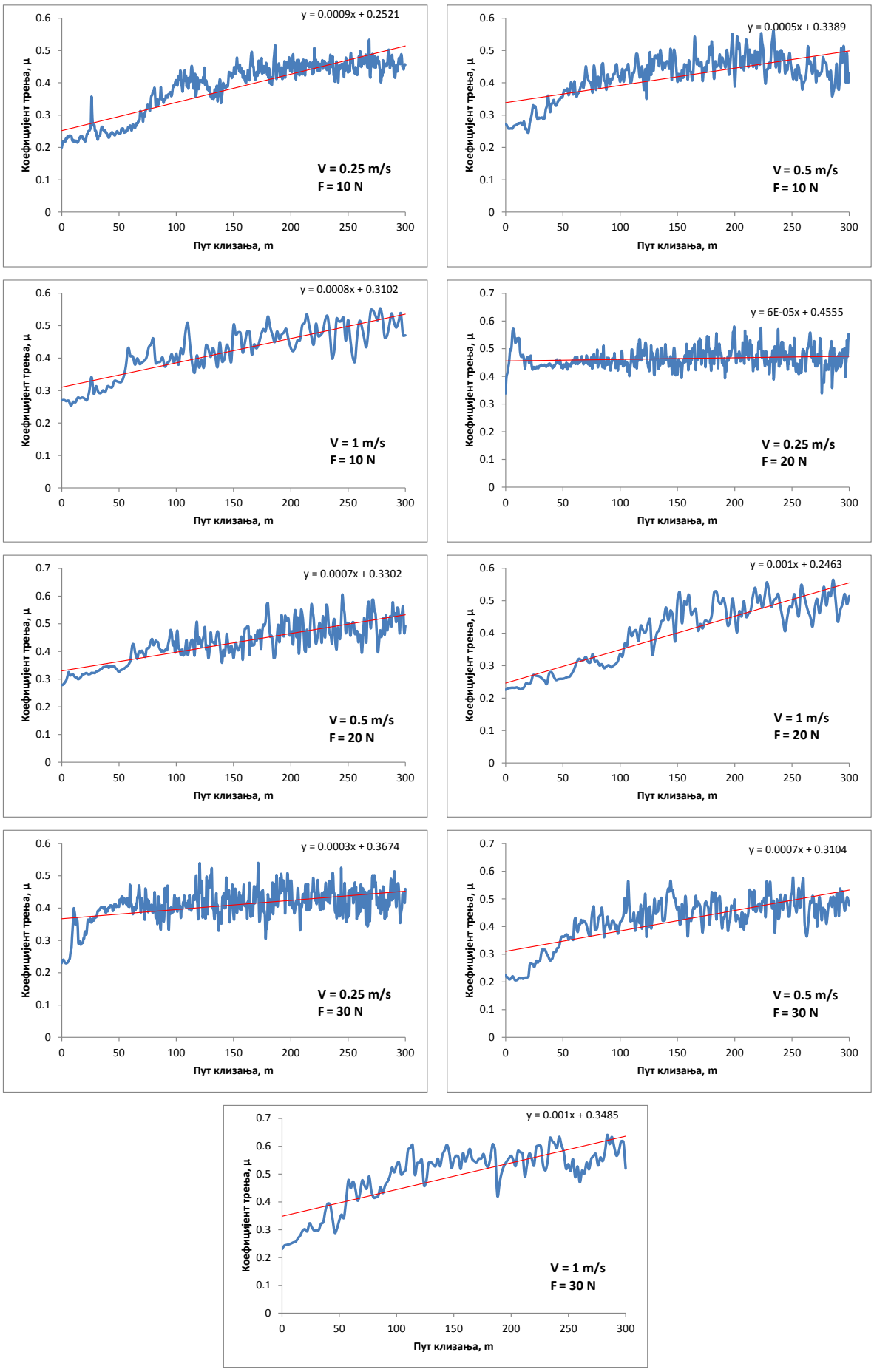
Слика П5 – Коефицијент трења нанокомпозита ZA-27/3%Al_2O_3 у зависности од пута клизања



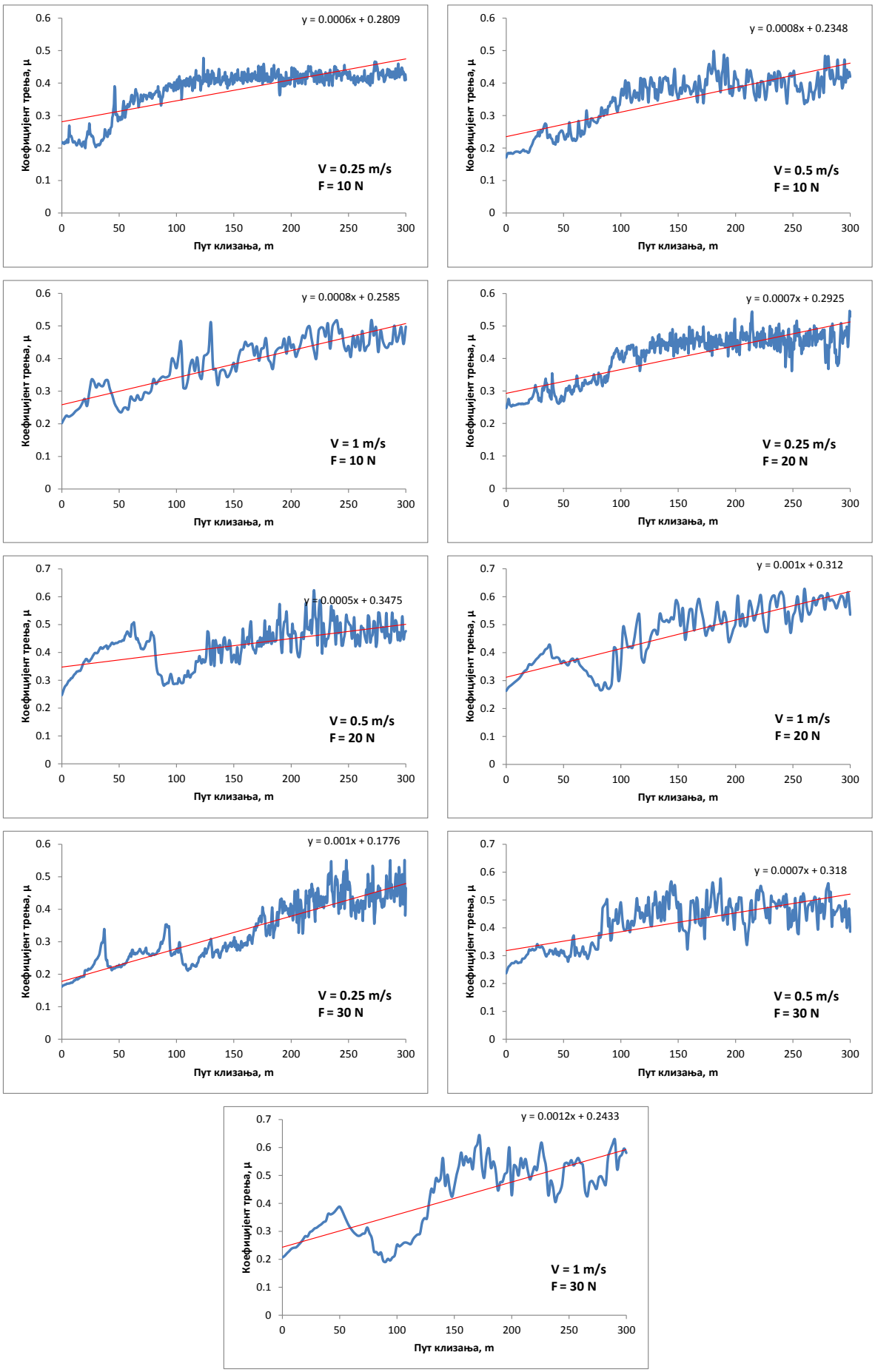
Слика П6 – Коефицијент трења нанокомпозита ZA-27/5%Al_2O_3 у зависности од пута клизања



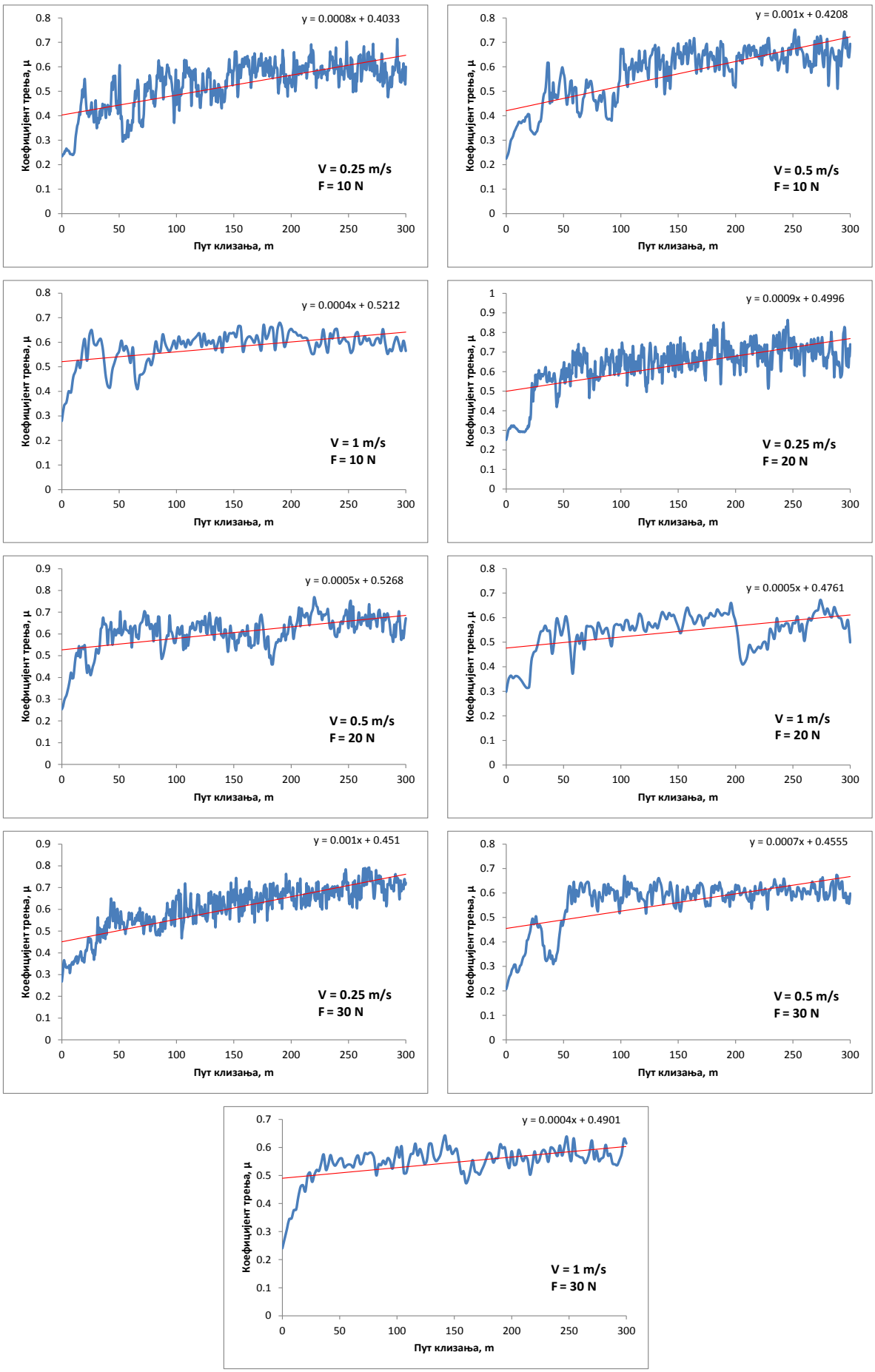
Слика П7 – Коефицијент трења нанокомпозита ZA-27/1%SiC у зависности од пута клизања



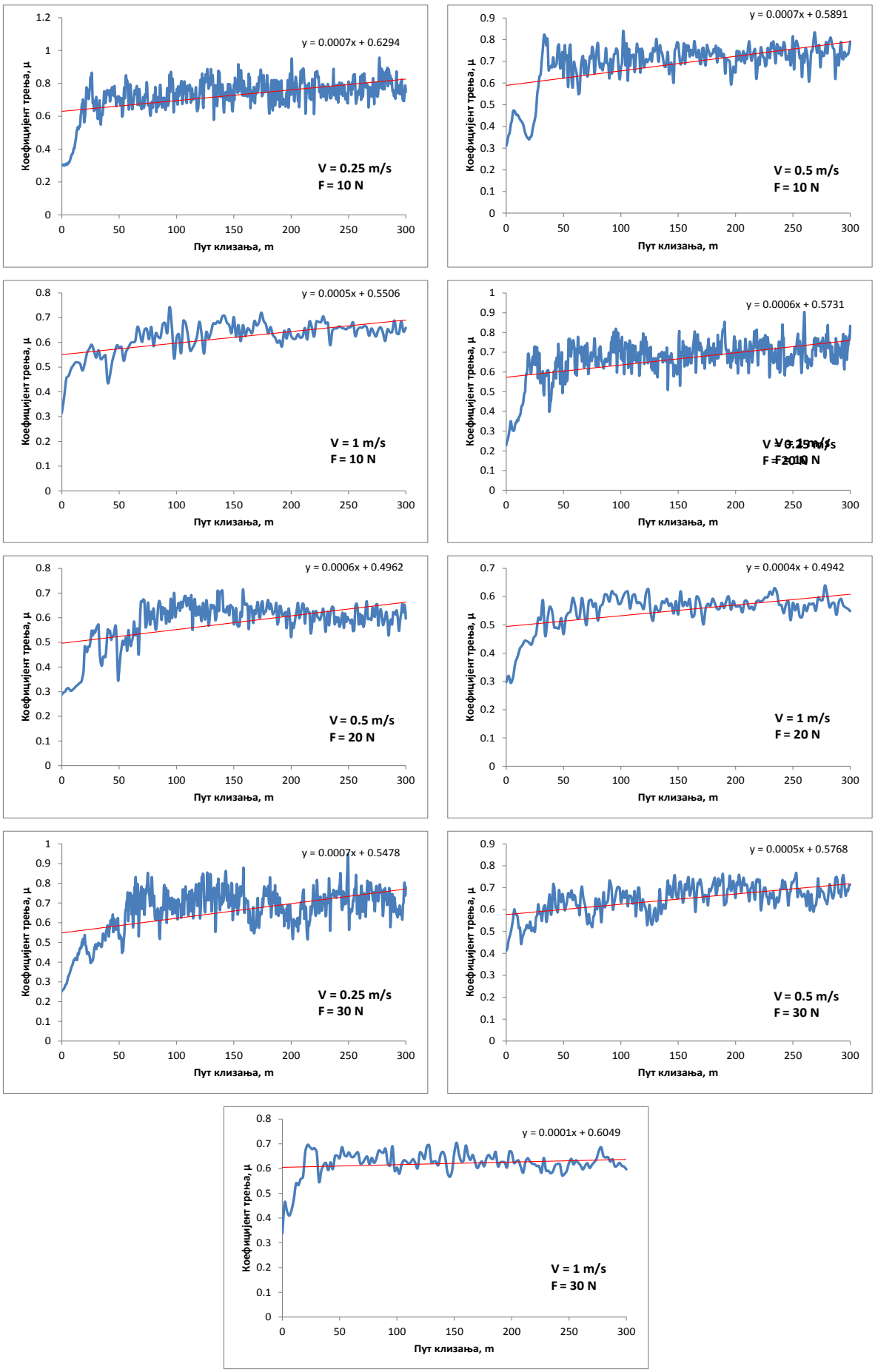
Слика П8 – Коефицијент трења нанокомпозита ZA-27/3%SiC у зависности од пута клизања



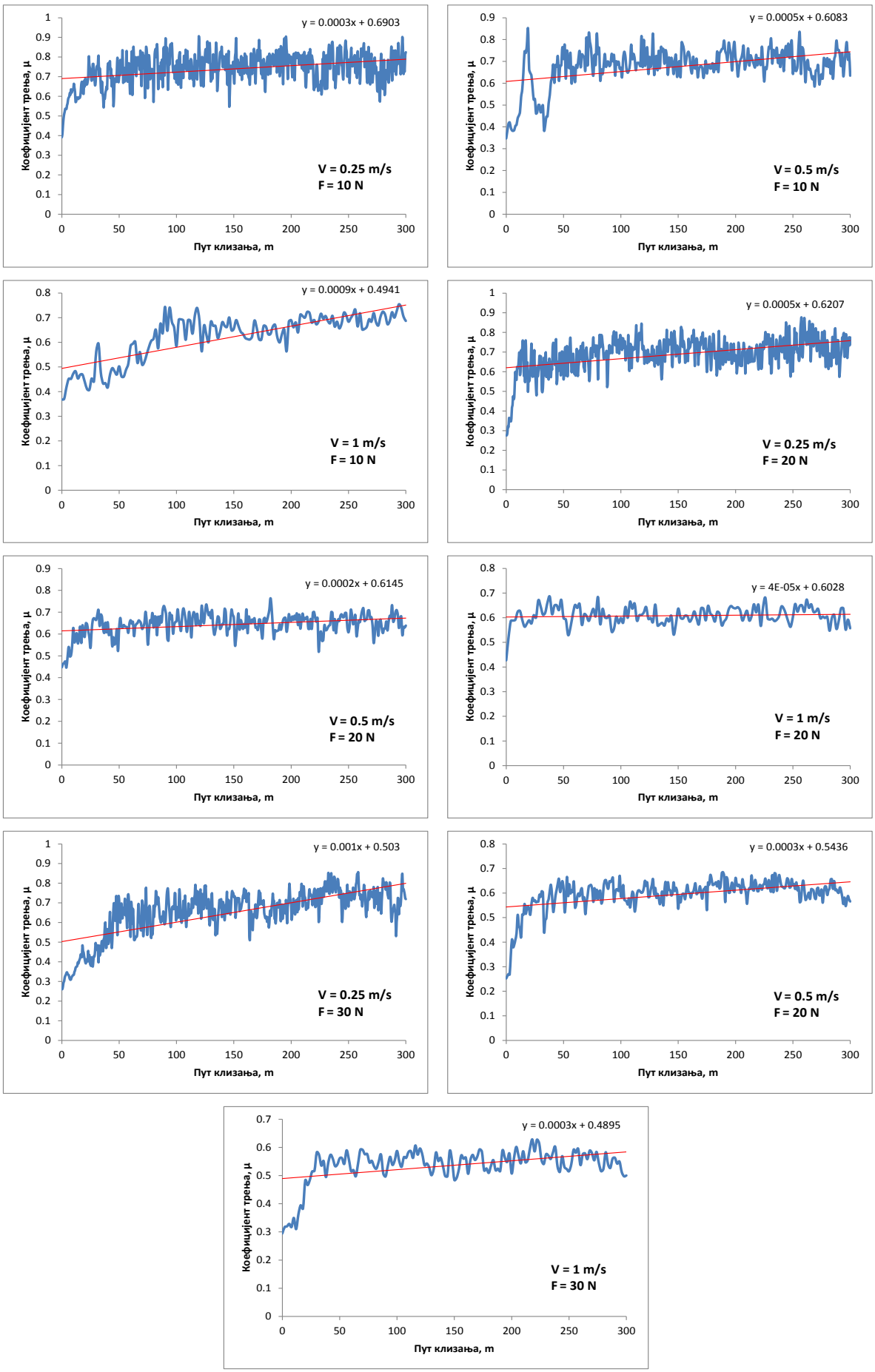
Слика П9 – Коефицијент трења нанокомпозита ZA-27/5%SiC у зависности од пута клизања



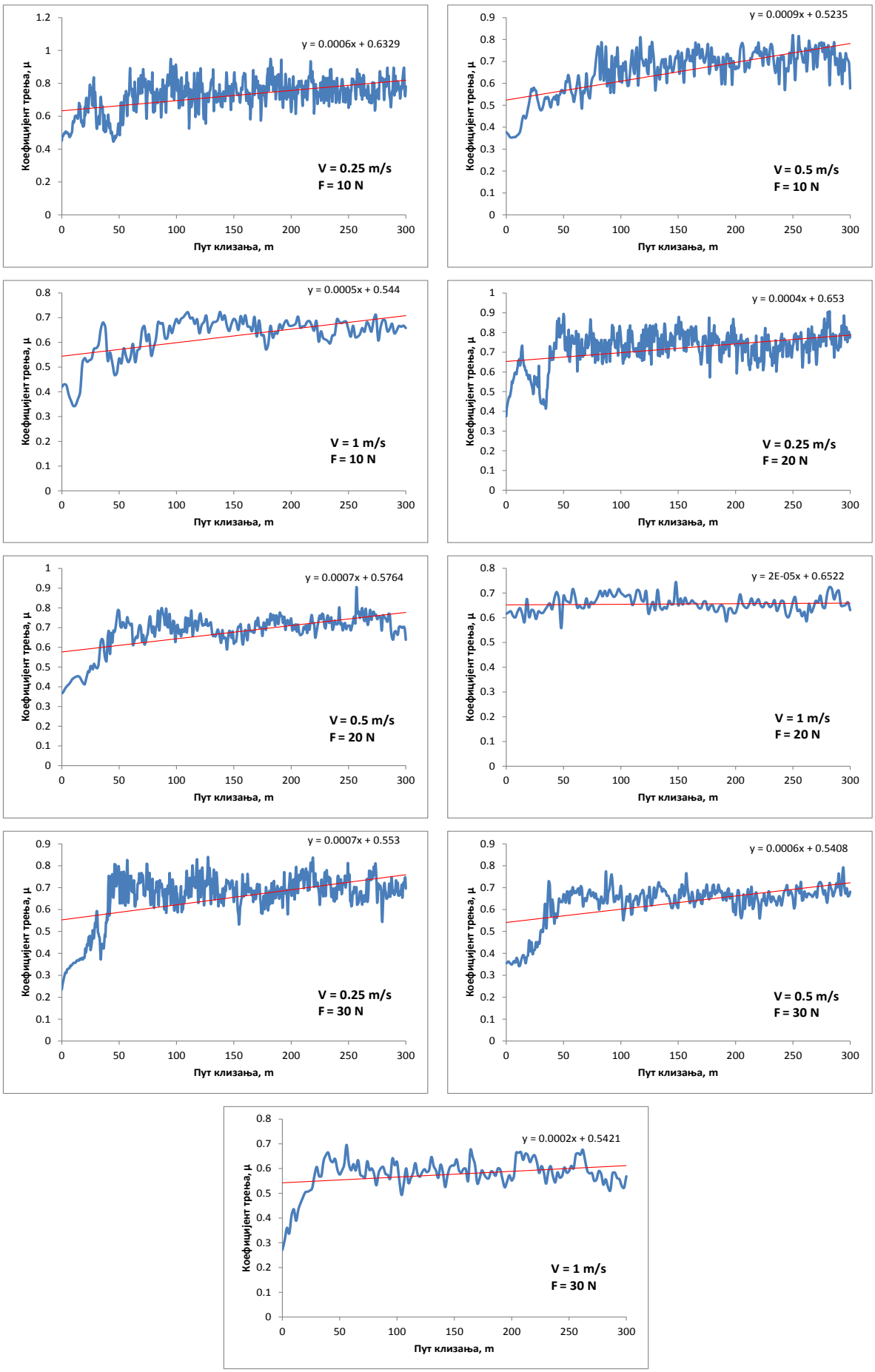
Слика П10 – Коефицијент трења основне А356 легуре у зависности од пута клизања



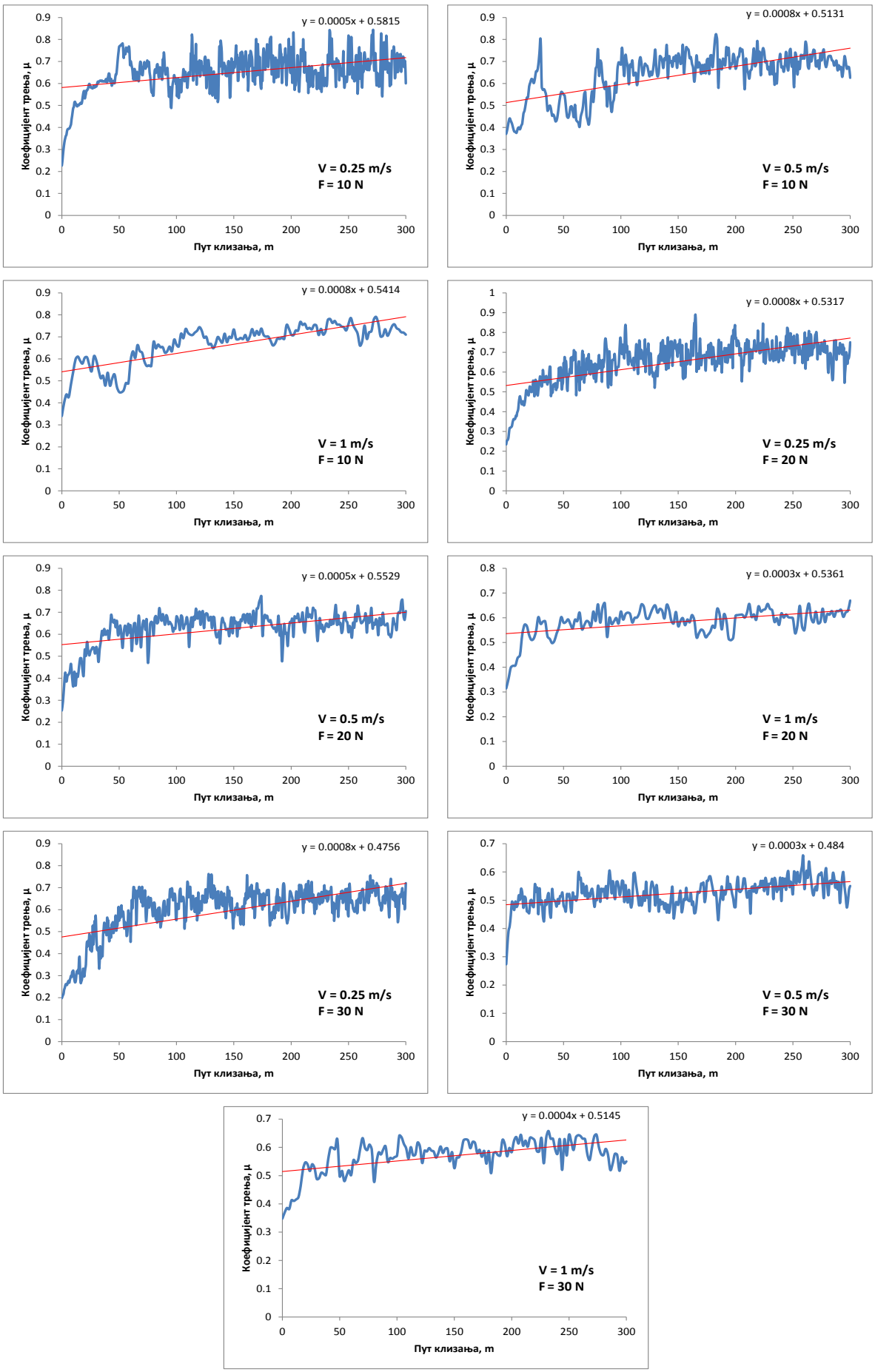
Слика П11 – Коефицијент трења нанокомпозита A356/1%Al_2O_3 у зависности од пута клизања



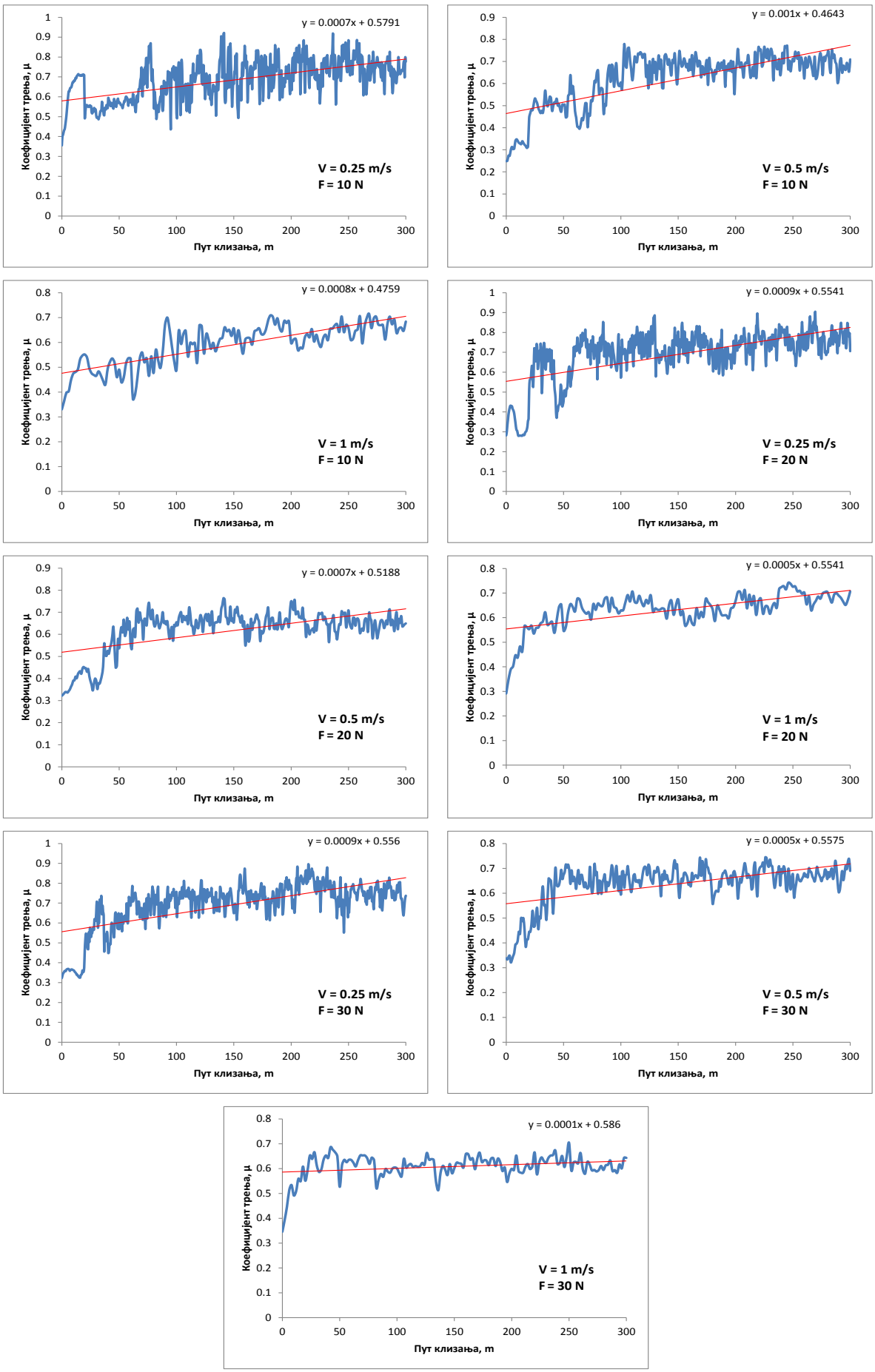
Слика П12 – Коефицијент трења нанокомпозита A356/3%Al_2O_3 у зависности од пута клизања



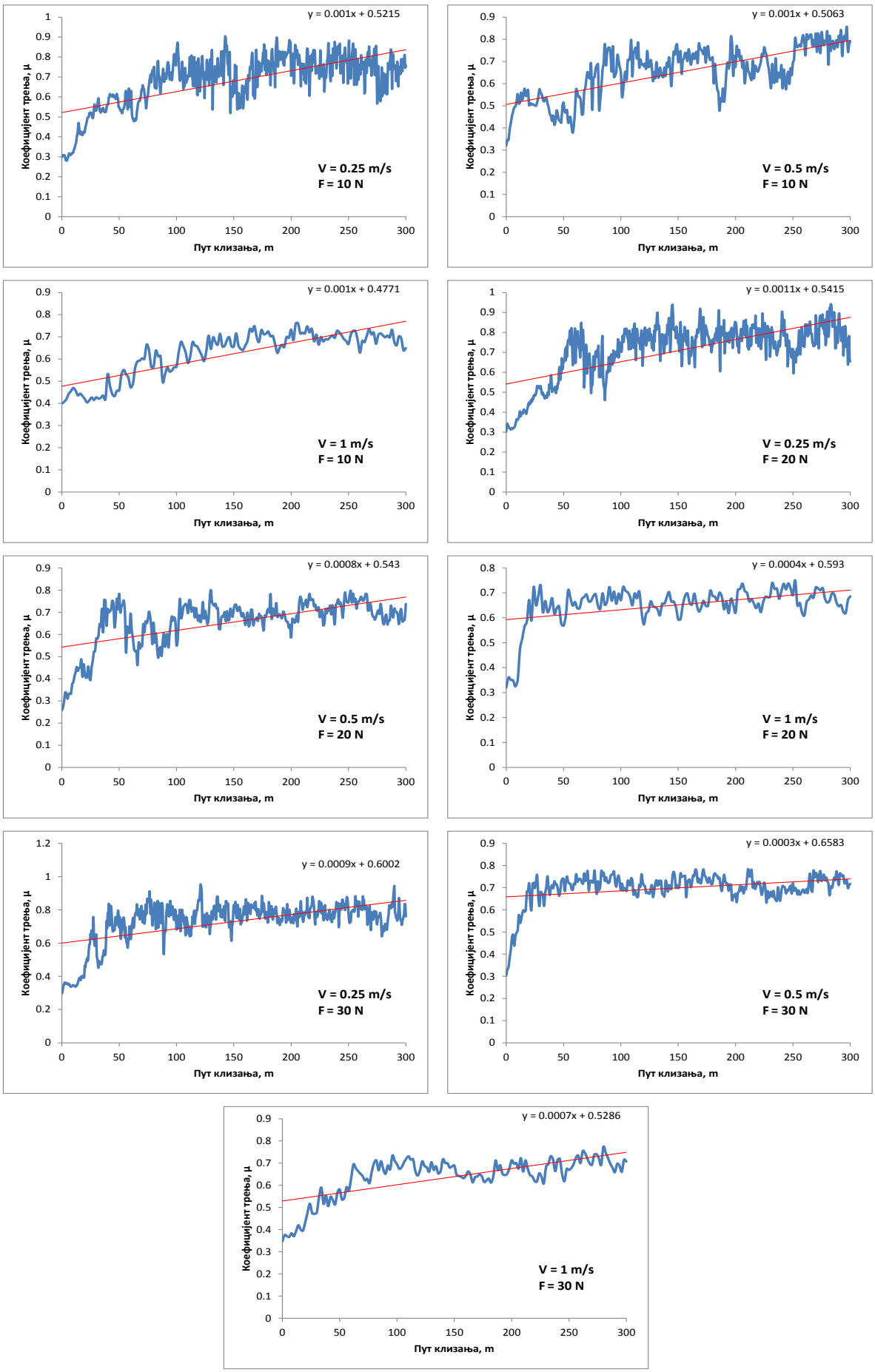
Слика П13 – Коефицијент трења нанокомпозита A356/5%Al_2O_3 у зависности од пута клизања



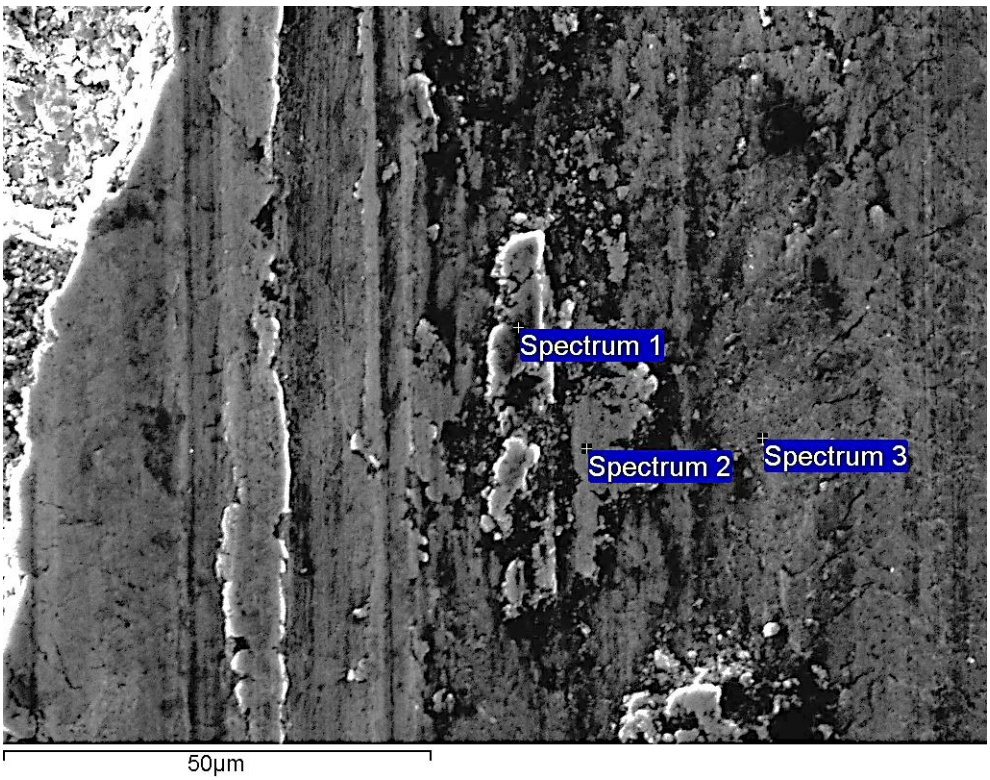
Слика П14 – Коефицијент трења нанокомпозита A356/1%SiC у зависности од пута клизања

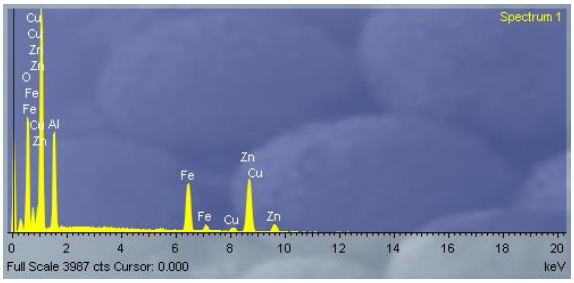


Слика П15 – Коефицијент трења нанокомпозита A356/3%SiC у зависности од пута клизања

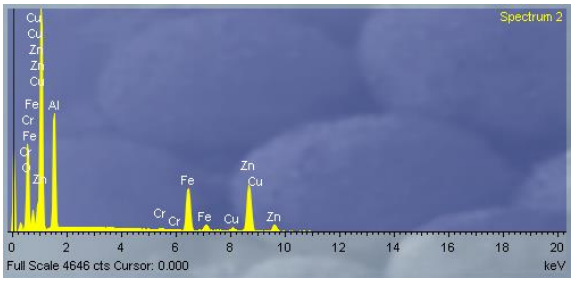


Слика П16 – Коефицијент трења нанокомпозита A356/5%SiC у зависности од пута клизања

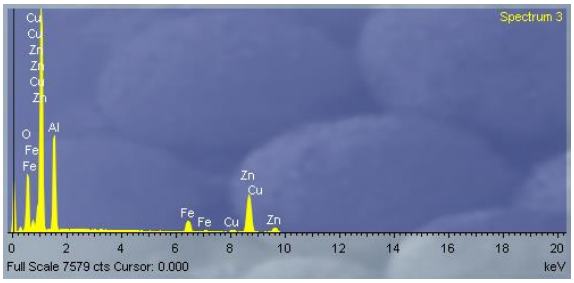




O – 24.21
Al – 13.20
Fe – 15.36
Cu – 2.39
Zn – 44.84
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

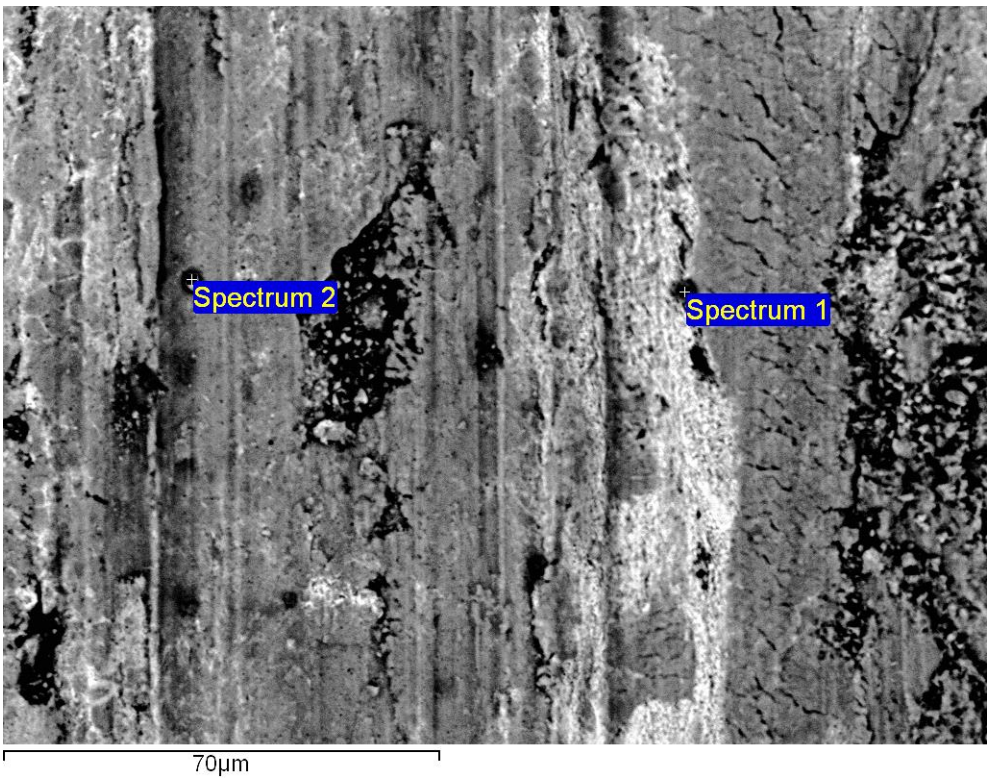


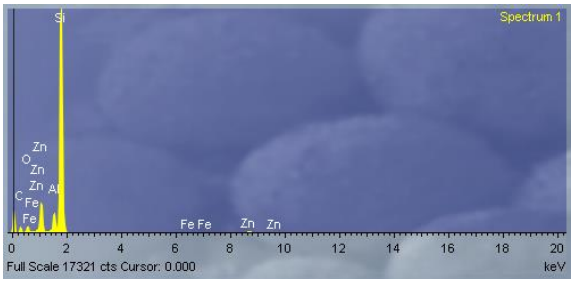
O – 21.44
Al – 17.14
Cr – 0.31
Fe – 15.39
Cu – 1.97
Zn – 43.75
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима



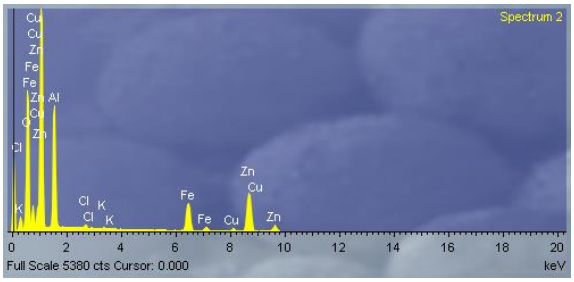
O – 21.50
Al – 20.16
Fe – 5.94
Cu – 2.64
Zn – 49.77
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

Слика П17 – EDS анализа трага хабања нанокомпозита ZA-27+3%Al_2O_3.



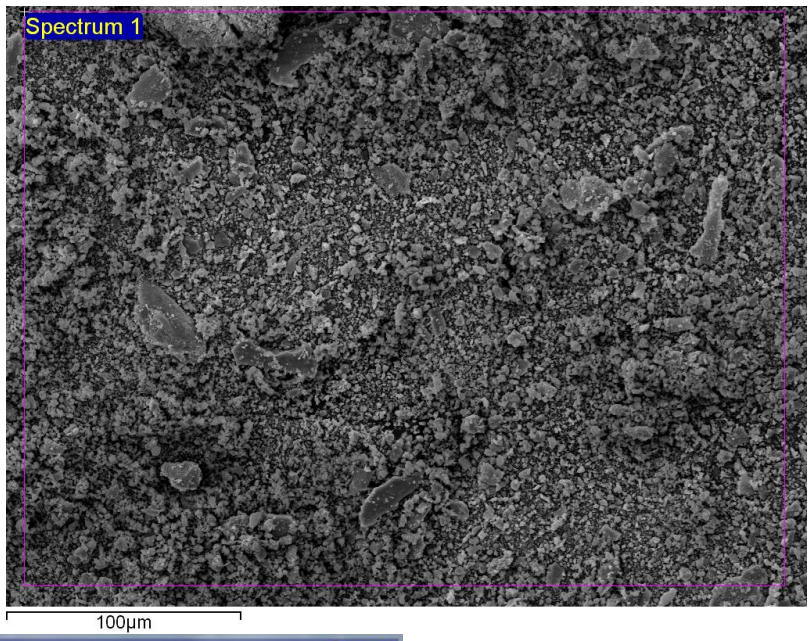


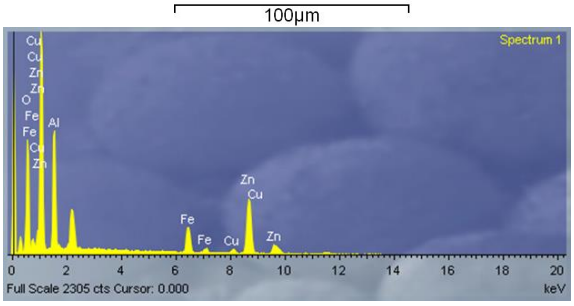
C – 28.90
O – 8.76
Al – 3.44
Si – 52.23
Fe – 0.55
Zn – 6.12
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима



O – 32.68
Al – 17.08
Cl – 0.50
K – 0.28
Fe – 10.12
Cu – 1.84
Zn – 37.51
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

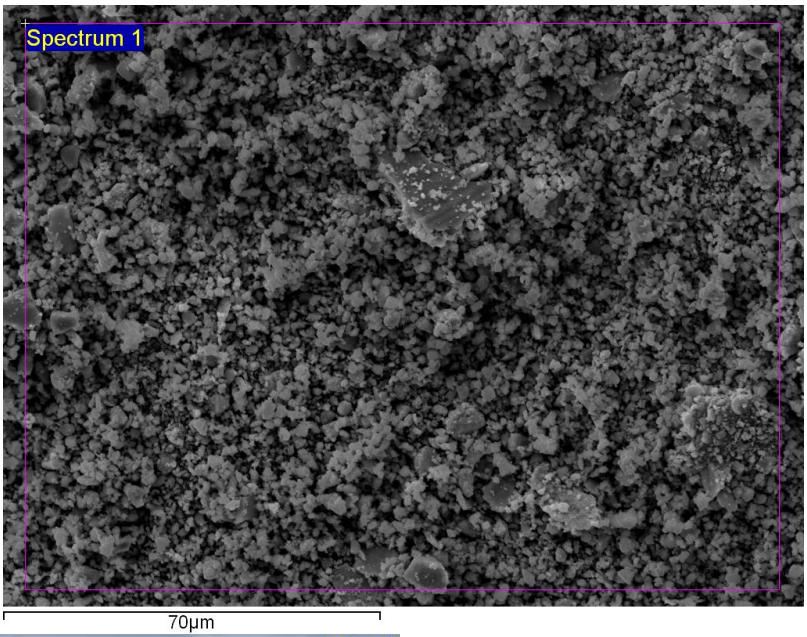
Слика П18 – EDS анализа трага хабања нанокомпозита ZA-27+3%SiC.

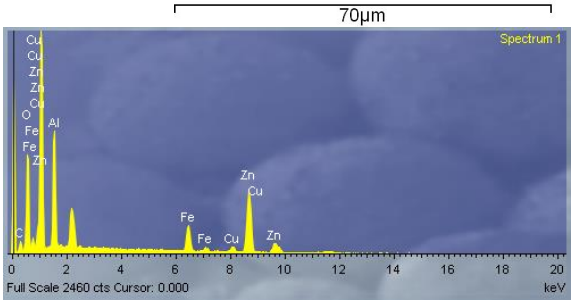




O – 25.88
Al – 16.36
Fe – 8.53
Cu – 2.69
Zn – 46.54
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

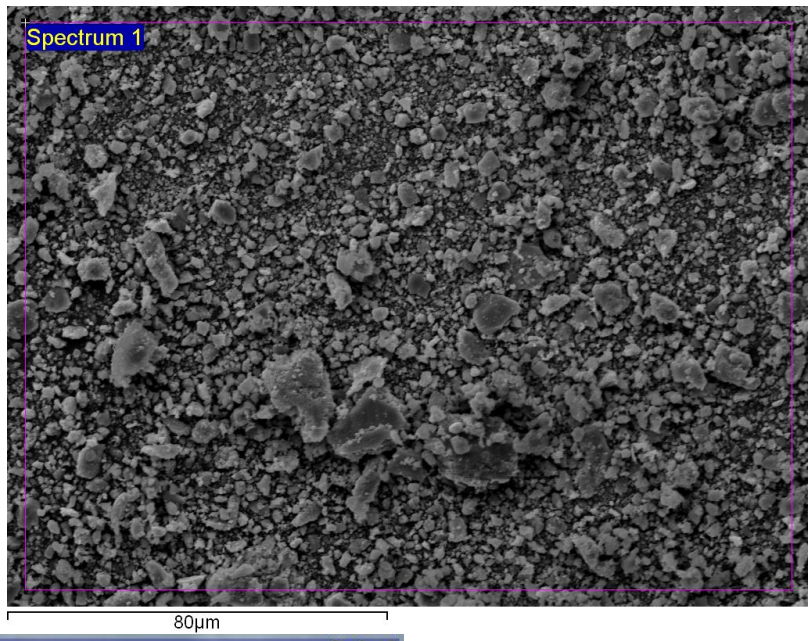
Слика П19 – EDS анализа продуката хабања ZA-27 легуре.

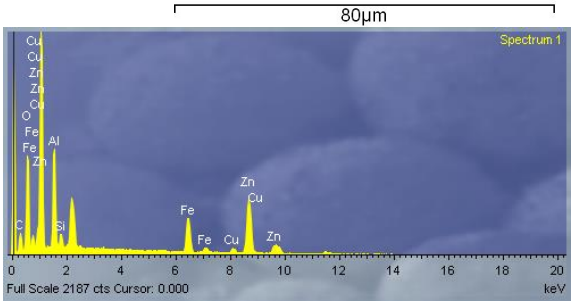




C – 13.20
O – 30.43
Al – 10.95
Fe – 5.81
Cu – 2.46
Zn – 37.15
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

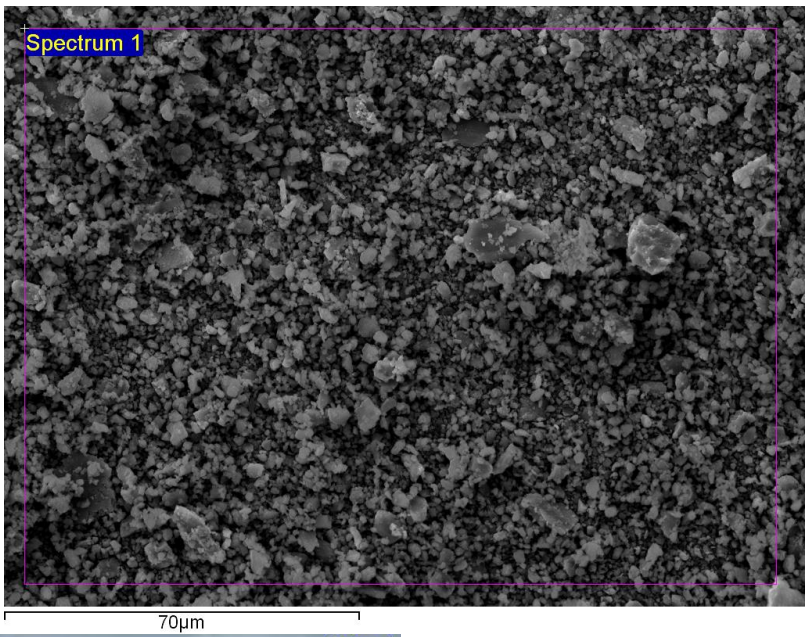
Слика П20 – EDS анализа продуката хабања нанокомпозита ZA-27+5%Al_2O_3.

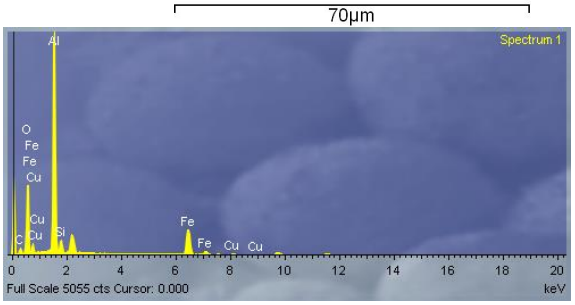




C – 21.48
O – 30.29
Al – 7.84
Si – 1.08
Fe – 7.33
Cu – 1.54
Zn – 30.24
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

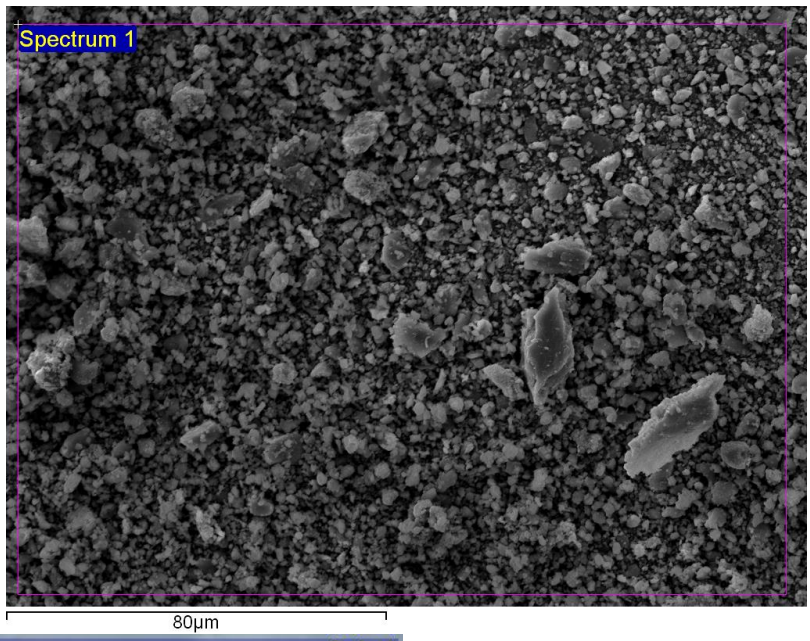
Слика П21 – EDS анализа продуката хабања нанокомпозита ZA-27+5%SiC.

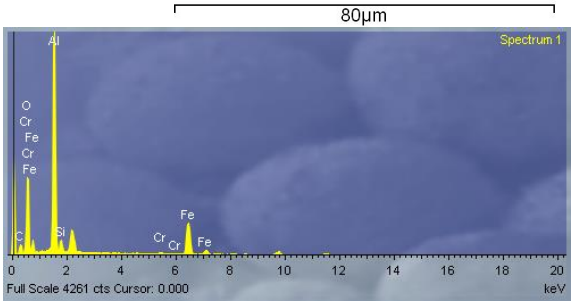




C – 14.85
O – 43.59
Al – 26.06
Si – 1.83
Fe – 13.12
Cu – 0.56
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

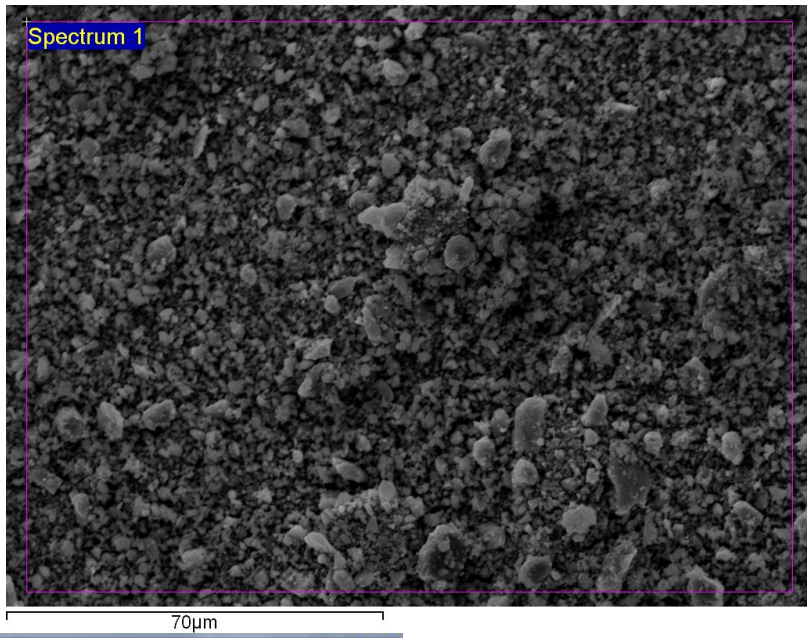
Слика П22 – EDS анализа продуката хабања A356 легуре.

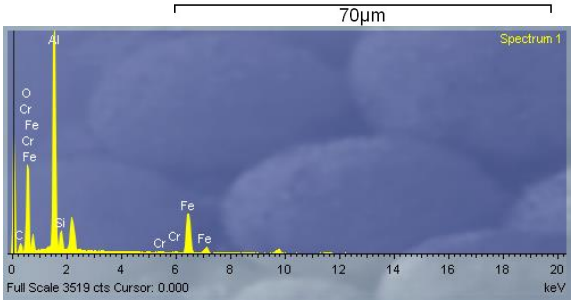




C – 19.47
O – 42.78
Al – 22.10
Si – 1.47
Cr – 0.27
Fe – 13.92
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

Слика П23 – EDS анализа продуката хабања нанокомпозита A356+5%Al_2O_3.





C – 16.81
O – 42.46
Al – 21.27
Si – 2.35
Cr – 0.35
Fe – 16.86
Total 100.00
Вредности су изражене у масеним процентима

Слика П24 – EDS анализа продуката хабања нанокомпозита A356+5%SiC.