



УНИВЕРЗИТЕТ У КРАГУЈЕВЦУ
ФАКУЛТЕТ ИНЖЕЊЕРСКИХ НАУКА

Мр Блажа Ж. Стојановић

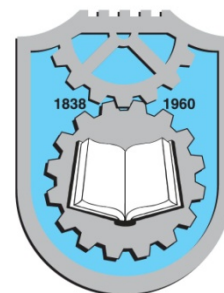
ТРИБОЛОШКО ПОНАШАЊЕ ХИБРИДНИХ КОМПОЗИТА СА А356 МАТРИЦОМ

Докторска дисертација

Крагујевац, 2013.



УНИВЕРЗИТЕТ У КРАГУЈЕВЦУ
ФАКУЛТЕТ ИНЖЕЊЕРСКИХ НАУКА



Мр Блажа Ж. Стојановић

ТРИБОЛОШКО ПОНАШАЊЕ ХИБРИДНИХ КОМПОЗИТА СА А356 МАТРИЦОМ

Докторска дисертација

Ментор,

Др Мирослав Бабић, ред. проф.

Крагујевац, 2013.

<i>I. Аутор</i>	
Име и презиме:	Блажа Стојановић
Датум и место рођења:	03.09.1974., Крагујевац
Садашње запослење:	Асистент Факултета инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу
<i>II. Докторска дисертација</i>	
Наслов:	Триболошко понашање хибридних композита са А356 матрицом
Број страница:	155
Број слика:	178
Број библиографских података:	148
Установа и место где је рад израђен	Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу
Научна област (УДК):	620.176/178.3: 669.71
Ментор:	Др Мирослав Бабић, редовни професор, Факултет инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу
<i>III. Оцена и одбрана</i>	
Датум пријаве теме:	14.02.2011.
Број одлуке и датум прихватања докторске дисертације:	01-1/2138-6 од 16.06.2011. год. Машински факултет Универзитета у Крагујевцу
Комисија за оцену подобности теме и кандидата:	<ol style="list-style-type: none"> 1. Др Мирослав Бабић, редовни професор Факултета инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу 2. Др Слободан Митровић, ванредни професор Факултета инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу 3. Др Илија Бобић, виши научни сарадник, ИНН „Винча“ 4. Др Ненад Марјановић, редовни професор Факултета инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу 5. Др Александар Венцл, ванредни професор Машинског факултета у Београду.
Комисија за оцену и одбрану докторске дисертације:	<ol style="list-style-type: none"> 1. Др Мирослав Бабић, редовни професор Факултета инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу 2. Др Слободан Митровић, ванредни професор Факултета инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу 3. Др Илија Бобић, виши научни сарадник, ИНН „Винча“ 4. Др Ненад Марјановић, редовни професор Факултета инжењерских наука Универзитета у Крагујевцу 5. Др Александар Венцл, ванредни професор Машинског факултета у Београду.
Датум одбране дисертације:	

*Ова докторска дисертација представља резултат мог вишегодишњег интересовања и истраживања из области трибологије. Истовремено, дисертација је резултат истраживања у оквиру пројекта ТР 35021 „**Развој триболошких микро/нано двокомпонентних и хибридних самоподмазујућих композита**“ под руководством проф. др Мирослава Бабића.*

Најпре желим да се захвалим ментору проф. др Мирославу Бабићу на указаном поверењу, несибичној помоћи, корисним саветима и сугестијама као и великој подршци током израде дисертације.

Такође, желим да се захвалим члановима комисије, колегама и пријатељима са Факултета који су саветима, сугестијама и личним ангажовањем дали велики допринос докторској дисертацији.

На крају, желим да се захвалим својој породици на бескрајној подршци и стрпљењу током израде докторске дисертације.

Блажа Стојановић

ТРИБОЛОШКО ПОНАШАЊЕ ХИБРИДНИХ КОМПОЗИТА СА А356 МАТРИЦОМ

Резиме

У дисертацији су приказани резултати испитивања триболошког понашања хибридних композита са основом од алуминијумске легуре А356, ојачаних са 10% масеног удела силицијум карбида величине 39 μm и 1, 3 и 5% масеног удела графита величине 35 μm . За добијање хибридних композитних материјала изабран је нови модификован компокастинг поступак помоћу кога су добијене добре механичке карактеристике узорака.

Након добијања нових материјала приступило се њиховој припреми за триболошка испитивања. Испитивања триболошких карактеристика су реализована на компјутерски подржаном трибометру са *"block on disc"* контактном геометријом уз варирање релевантних параметара (нормалног контактнег оптерећења, брзине клизања, дужине пута клизања, услова остваривања контакта). Све време испитивања мерена је ширина трага хабања за различите путеве клизања. Истовремено уз помоћ новоформиране аквизиције мерени су и праћени коефицијент трења и сила трења. Део испитивања је намењен добијању кривих хабања, одређивању интензитета хабања и запремине похабаног материјала. Испитивања су извршена у условима са и без подмазивања на узорцима са најбољим структурним, механичким и антикорозионим карактеристикама. Такође је детаљно испитана микроструктура испитиваних хибридних композита применом светлосне и СЕМ микроскопије (са ЕДС анализом).

Свеобухватном анализом резултата утврђен је утицај појединих параметара на триболошко понашање хибридних композита. Потврђено је да промена масеног удела ојачивача хибридних композита директно утиче на њихове механичке и триболошке карактеристике. Испитивања триболошких карактеристика хибридних композита у лабораторијским условима показала су како оптерећење, брзина клизања, пут клизања и подмазивање утичу на њихово триболошко понашање. СЕМ микроскопијом је утврђено да је при малим брзинама клизања основни механизам хабања испитиваних материјала атхезионо хабање, а при већим брзинама клизања и при већим оптерећењима абразивно хабање.

Овом дисертацијом је учињен покушај да се утврди и објасни утицај садржаја појединих ојачивача на механичке и триболошке карактеристике хибридних композита са А356 матрицом. Добијене одговарајуће зависности би требало да употпуне одговарајућа триболошка знања везана за трибологију хибридних композитних материјала и на тај начин створе услове за ширу примену ових материјала у индустрији.

Кључне речи: хибридни композити, трибологија, трење, хабање, коефицијент трења

TRIBOLOGICAL BEHAVIOUR OF HYBRID COMPOSITES WITH A356 MATRIX

Abstract

The dissertation presents results of tribological testing of hybrid composites based on aluminium alloy A356, reinforced with 10% weight mass SiC of 39 μm size and 1, 3 and 5% weight percent of graphite of 35 μm size. New modified compo-casting procedure is selected for fabrication of composite materials that provided good mechanical characteristics of samples.

After new materials had been made, their preparation for tribological testing was done. Tribological testing was realised on computer supported tribometer with block on disc contact geometry, with variation of relevant parameters (normal contact load, sliding velocity, sliding distance, contact conditions). For all tests, width of the wear track was measured, for different sliding distances. Simultaneously, friction coefficient and friction force were monitored and measured, by using newly formed acquisition set. Part of the investigation was aimed at obtaining wear curves, wear intensity determination and volume of the worn material. Testing was done under dry conditions and with lubrication, on samples having best structural, mechanical and anti-corrosive characteristics. Also, microstructure of the tested hybrid composites was investigated, by using optical and SEM microscopy (with EDS analysis).

Comprehensive analysis of results enabled determination of the influences of specific parameters on the tribological behaviour of hybrid composites. It was confirmed that changes of weight percentage of reinforcement constituents have direct influence on mechanical and tribological characteristics of the hybrid composites. Investigations of tribological characteristics of hybrid composites in laboratory conditions showed the way that contact load, sliding velocity, sliding distance and lubrication influenced tribological behaviour of the material. SEM microscopy showed that under low sliding speed, main wear mechanism was adhesive wear and under the higher sliding speeds and under the higher loads, it was abrasive wear.

This dissertation represents the effort to determine and explain the influence of the particular reinforcement content on the mechanical and tribological characteristics of hybrid composites with A356 matrix. Obtained appropriate dependencies should contribute to the relevant tribological knowledge related to tribology of hybrid composite materials thus creating conditions for wider application of these materials in industry.

Keywords: hybrid composite, tribology, friction, wear, friction coefficient

САДРЖАЈ

1. Увод	1
2. Композитни материјали са основом од легуре алуминијума	4
2.1. Композитни материјали.....	4
2.2. Композитни материјали са металном основом	5
2.3. Композитни материјали са алуминијумском основом.....	5
2.3.1. Типови композита са алуминијумском матрицом.....	7
2.3.1.1. Композити са алуминијумском матрицом ојачани делићима.....	7
2.3.1.2. Композити са алуминијумском матрицом ојачани кратким влакнима и вискерима.....	7
2.3.1.3. Композити са алуминијумском матрицом ојачани дугим (континуалним) влакнима	8
2.3.1.4. Композити са алуминијумском матрицом ојачани једноструким влакнима	8
2.4. Поступци добијања композитних материјала са алуминијумском основом ...	9
2.4.1. Процеси обраде у чврстом стању	9
2.4.1.1. Технологија металургије праха	9
2.4.1.2. Дифузиона метализација.....	10
2.4.1.3. ВДТ метода (метода напаривања површина)	10
2.4.2. Процеси обраде у течном стању	11
2.4.2.1. Поступак ливење мешањем (<i>stir casting</i>)	11
2.4.2.2. Поступак ливење гњечењем (<i>squeeze casting</i>)	11
2.4.2.3. Спреј поступак (<i>spray casting</i>)	12
2.4.2.4. Реактивни (<i>In situ</i>) процеси	12
2.5. Примена композита са алуминијумском основом.....	13
2.5.1. Примена ММС код аутомобила	14
2.5.2. Примена ММС у осталим областима	19
3. Преглед истраживања у области алуминијумских хибридних композита	20
3.1. Хибридни композити.....	20
3.2. Преглед истраживања хибридних композита са ал. матрицом.....	21

3.3. Преглед основних карактеристика хибридних композита са алуминијумском матрицом	37
4. Поступак добијања хибридних композита са основом од легуре алуминијума	40
4.1. Избор одговарајућег поступка за добијање хибридних композита	40
4.2. Поступак добијања хибридних композита са основом од А356 легуре алуминијума уз додатак 10 мас. % честица SiC и 1, 3 и 5 мас. % честица графита	41
5. Испитивање триболошких карактеристика хибридних композита	46
5.1. Опрема за испитивање триболошких карактеристика	46
5.2. Мерни систем	47
5.3. Контактни елементи	53
5.4. Микрогеометрија контактних површина	54
5.5. План триболошких испитивања.....	55
5.6. СЕМ микроскопија	57
6. Резултати триболошких испитивања	59
6.1. Испитивања без подмазивања	59
6.1.1. Крива хабања и интензитет хабања	59
6.1.2. Коефицијент трења	75
6.2. Испитивања са подмазивањем	79
6.2.1. Крива хабања и интензитет хабања	79
6.2.2. Коефицијент трења	94
7. Анализа резултата.....	98
7.1. Анализа резултата без подмазивања	98
7.1.1. Утицај пута клизања на хабање	98
7.1.2. Утицај садржаја графита на хабање	100
7.1.3. Утицај брзине клизања и нормалног оптерећења на хабање	100
7.1.4. Утицај пута клизања на коефицијент трења.....	105
7.1.5. Утицај брзине клизања и нормалног оптерећења на коефицијент трења	106
7.2. Анализа резултата са подмазивањем	111
7.2.1. Утицај пута клизања на хабање.....	111
7.2.2. Утицај садржаја графита на хабање	113

7.2.3. Утицај брзине клизања и нормалног оптерећења на хабање	113
7.2.4. Утицај пута клизања на коефицијент трења	117
7.2.5. Утицај брзине клизања и нормалног оптерећења на коефицијент трења	119
7.3. Анализа резултата узорака на основу СЕМ микроскопије и ЕДС-а	122
8. Закључак	127
9. Литература	132
Прилог	141

1

УВОД

Поштравање конструкционих захтева са аспекта повећања радног века и смањења масе, а самим тим и цене производа, иницирало је развој и примену нових материјала. Повећано коришћење композитних материјала (композита) је, пре свега, условљено њиховим физичко-механичким и триболошким својствима која су боља у поређењу са својствима основног материјала.

Захваљујући својим добрим карактеристикама, као што су мања густина, добра термичка проводљивост и отпорност на корозију, релативно ниска цена производње и добра могућност рециклирања алуминијум и његове легуре се најчешће користе као основа композита. Побољшање триболошких и механичких карактеристика алуминијумских композита врши се додавањем одговарајућих ојачивача и побољшивача.

Композити са алуминијумском основом се користе као замена за стандардне материјале, ливено гвожђе и сиви лив. Они се налазе све већу примену у авионској, аутомобилској, космичкој, електронској и војној индустрији. Са годишњом стопом раста производње од 6 % композити са металном матрицом представљају врло интересантне и перспективне материјале. Захваљујући повећању производње и великом степену рециклаже (>90%), долази до смањења цене материјала и повећања области примене. Тренд развоја нових материјала, последњих година, огледа се у развоју, испитивању и примени хибридних композита са алуминијумском основом. Хибридни композити су композити код којих постоје две или више врста или облика ојачивача и/или побољшивача.

У оквиру докторске дисертације извршено је испитивање триболошких карактеристика хибридних композита са основом од Al-Si (A356) легуре. Као ојачивачи коришћени су силицијум-карбид (SiC) и графит у одговарајућем масеном уделу. За добијање хибридних композита коришћен је модификован компокастинг поступак.

Основни задатак се састоји у одређивању утицаја садржаја појединих ојачивача на механичка и триболошка својства композита и успостављање одговарајуће зависности. Поред тога потребно је одредити утицај радних услова, односно утицај брзине клизања, нормалног оптерећења, дужине пута клизања и подмазивања на триболошко понашање испитиваних материјала. На основу СЕМ анализе дефинисани су механизми хабања за различите услове хабања и различите структуре композитних материјала.

Свеобухватна анализа триболошког понашања хибридних материјала доводи до стварања најбоље комбинације ојачивача при формирању одговарајућег хибридног композита како у условима са подмазивањем, тако и у условима без подмазивања.

На основу унапред дефинисаних хипотеза, задатака и циљева приступило се реализацији испитивања, чији су резултати представљени кроз неколико поглавља. У

другом поглављу дате су основне информације о композитним материјалима. Тежиште истраживања се односи на композитне материјале са металном, односно алуминијумском основом. Приказане су њихове дефиниције, као и основне предности ових материјала. Поред детаљног описа композитних материјала са алуминијумском основом, приказани су и најбитнији поступци добијања композитних материјала. На крају поглавља приказана је могућност примене композитних материјала са алуминијумском основом са тежиштем примене у аутомобилској индустрији.

Предмет истраживања представљају хибридни композити чије су дефиниција и опште карактеристике дате у трећем поглављу. У овом поглављу дат је детаљан приказ прегледа истраживања хибридних композита са основом од легуре алуминијума ојачане силицијум-карбидом и графитом. Преглед истраживања се односи на анализу добијених резултата триболошких и механичких карактеристика хибридних композита. На крају су табеларно приказана триболошка испитивања Al-SiC-Gr хибридних композита.

Анализом поступака добијања хибридних композита у погледу њихових триболошких и механичких карактеристика, долази се до избора одговарајућег поступка за израду хибридних композита. Као оптималан и задовољавајући поступак израде изабран је компокастинг поступак. Однос квалитета и цене добијених хибридних композита је најбољи код овог поступка. Опис самог поступка и процеса добијања хибридних композита приказан је детаљно у четвртном поглављу. Варирањем одговарајућег масеног садржаја ојачивача добијени су различити хибридни композити. Приказ њихових механичких карактеристика и металографске структуре дате су у истом поглављу.

На основу изабраног поступка и добијених хибридних композита са основом легуре А356 и различитим садржајем ојачивача, приступа се испитивању триболошких карактеристика датих композита. Најпре је извршен избор одговарајућег трибометра, као и режима испитивања у погледу оптерећења, брзине клизања и пута клизања, који су представљени у петом поглављу. За триболошка испитивања дефинисан је одговарајући мерни систем. Истовремено је извршена калибрација одговарајуће мерне опреме и направљена је одговарајућа нова апликација за праћење фрикционих карактеристика. Испитивања су вршена са и без подмазивања на основу унапред дефинисаног плана експеримента. У истом поглављу су приказани сви уређаји и опрема која је коришћена при испитивању.

Резултати испитивања триболошких и фрикционих карактеристика добијених хибридних композита приказани су у следећем поглављу. Ради лакше анализе добијених резултата праћене су и мерене ширине трагова хабања у различитим временским интервалима, за различите путеве клизања и за дате вредности су конструисане одговарајуће криве хабања. На основу ширине трагова хабања израчунате су и одређене запремине похабаног материјала, као и интензитет хабања за различите путеве клизања, брзине клизања и оптерећења. Такође, истовремено су праћене и фрикционе карактеристике у виду силе трења, односно коефицијента трења. Сви приказани резултати су добијени на трибометру са "block on disc" контактном геометријом у условима са и без подмазивања. На крају поглавља су приказане и слике трагова хабања, добијене помоћу СЕМ микроскопа.

Анализа добијених резултата приказана је у седмом поглављу. Ради лакше анализе извршено је упоређивање добијених резултата за исте услове испитивања. Анализирана је запремина похабаног материјала, интензитет хабања, као и коефицијент трења у условима са и без подмазивања. Поред тога анализиран је и утицај масеног удела ојачивача на триболошке и фрикционе карактеристике композитних материјала. Утицај радних услова, односно утицај брзине клизања, нормалног оптерећења и дужине пута

клизања на величину хабања детаљно су анализирани у овом поглављу. Интензитет хабања и коефицијент трења испитиваних материјала приказани су у зависности од брзине клизања и нормалног оптерећења и апроксимирани одговарајућим експоненцијалним зависностима и кривама. СЕМ и ЕДС анализа трагова хабања композитних материјала показује који физички и хемијски процеси настају у контакту и који су главни механизми хабања.

На основу целокупне анализе приказани су и изабрани одговарајући материјали који поседују најбоље фрикционе и триболошке карактеристике, како у условима без подмазивања, тако и у условима подмазивања.

2

КОМПОЗИТНИ МАТЕРИЈАЛИ СА ОСНОВОМ ОД ЛЕГУРЕ АЛУМИНИЈУМА

2.1. Композитни материјали

Развој нових материјала је област у коју се данас највише улаже. Композитни материјали постоје и користе се већ хиљадама година. Мало је познато да дрво представља природни композит у коме лигнит повезује дуга влакна целулозе. У ову врсту материјала спадају и цигла, а такође и бетон, састављен од честица песка или шљунка сједињених помоћу цемента. Први савремени композитни материјали су они са стакленим влакнима, произведени касних четрдесетих година прошлог века. Они су још увек најчешће коришћени и чине 65 % свих композита који се данас производе [1,2].

Композити као релативно нови материјали још увек немају универзално прихваћену дефиницију. Композитни материјали настају сједињавањем два или више различита материјала. Полазни материјали имају међусобно различите особине а њихов спој даје потпуно нов материјал. Он има јединствена, сасвим нова и другачија својства у односу на саставне компоненте. Циљ је да се побољшају структурне, триболошке, термичке, хемијске или неке друге карактеристике појединачних материјала. Компоненте се међусобно не мешају, нити растварају тако да се унутар композита јасно разликују две или више фаза.

Једна фаза названа ојачивачем, даје јачину и тврдоћу. Друга се назива матрицом или везивом и она окружује и држи заједно групе влакана или фрагменте ојачивача.

Конституенти композита могу бити разнородни материјали: неметали, керамике, метали, полимери. Од њихових особина, заступљености, расподеле и везивања зависиће својства новонасталога материјала. Све композите карактеришу неке заједничке одлике које их чине посебним и издвајају од других материјала: велика јачина и крутост - могу бити јачи од челика, мала густина и маса, отпорност на корозију и високе температуре, хемијска инертност, могућност обраде и обликовања у разноврсне облике, издржљивост и постојаност [1,2,3].

Побољшане особине композитних материјала пружају могућност њихове широке примене. У последњим деценијама направљено је мноштво нових са неким изузетно корисним особинама. Пажљивим избором материјала ојачивача и матрице и производног процеса којим се они спајају, могу се добити композити са својствима потребним за специјалне примене.

2.2. Композитни материјали са металном основом

У суштини композити се састоје из основе (матрице), чији је садржај знатно већи у односу на остале материјале и ојачивача тј. материјала чијим се додавањем постижу жељена својства композита. Основа, односно матрица може бити метална, полимерна и керамичка (Сл. 1). Када је матрица метална онда је реч о композитима са металном матрицом (ММС – *metal matrix composite*), ако је матрица полимерна, композити са полимерном матрицом (РМС – *polymer matrix composite*) и ако је матрица керамичка, композити са керамичком матрицом (СМС – *ceramic matrix composite*) [4-6].



Слика 2.1. Подела композита

Када је реч о композитима са металном матрицом као основа највише се користи алуминијум и његове легуре. Алуминијум и његове легуре могу прихватити разне ојачиваче и побољшиваче. Алуминијумски композити имају читав низ позитивних особина као што су: мала густина, добра термичка проводљивост и отпорност на корозију. Међутим алуминијумске легуре имају и одређене недостатке у виду већег коефицијента термичког ширења и неадекватних триболошких карактеристика. Повећање крутости, чврстоће, отпорности на замор као и побољшање триболошких карактеристика постиже се додавањем одговарајућих ојачивача и побољшивача и формирањем алуминијумских композита. Као ојачивачи најчешће се користе SiC, Al₂O₃ и графит.

Утицај SiC, Al₂O₃ и графита на триболошке и механичке карактеристике је различит. Повећањем масеног или запреминског удела SiC и Al₂O₃ повећавају се механичке карактеристике, а повећањем масеног или запреминског удела графита побољшавају се триболошке карактеристике композита. Комбиновањем одговарајућег удела ова два материјала добијају се оптималне вредности триболошких и механичких карактеристика материјала[4-6].

2.3 Композитни материјали са алуминијумском основом

У композитима са алуминијумском матрицом један од конституената је алуминијум/легура алуминијума који формира мрежу која се прожима и назива се матрица. Други конституент је уметнут у ову матрицу од алуминијума/легура алуминијума и служи као ојачање, углавном није метални већ је керамички (SiC и Al₂O₃). Особине композита са

алуминијумском матрицом могу се мењати променом природе конституената и њиховог процентуалног садржаја [4-9].

Основне предности композитних материјала са алуминијумском основом у односу на материјале без ојачања су следеће:

- већа чврстоћа,
- повећана крутост,
- смањена густина (тежина),
- побољшане перформансе на високим температурама,
- контрола коефицијента термичког ширења,
- контрола температуре (загревања),
- побољшана и прилагођена електрична проводљивост,
- повећана отпорност на абразију и хабање,
- контролисана маса (посебно код уређаја који врше клипно кретање),
- повећана могућност амортизације.

Ове предности се могу и бројчано изразити ради бољег разумевања. На пример, модул еластичности чистог алуминијума може се повећати са 70 GPa на 240 GPa ојачавањем континуалним алуминијумским влакнима чији ће процентуални садржај бити 60%. Са друге стране, са убацивањем алуминијумских влакана процентуалног садржаја од 60% коефицијент термичког ширења се смањује. Такође, могу се произвести SiC композити са процентуалним садржајем Al од 9% и Si од 20% чија је отпорност на хабање једнака или боља од отпорности сивог лива. Сви ови примери показују да је могуће изменити више технолошких особина алуминијума односно легуре алуминијума за више од два три реда величине инкорпорацијом одговарајућег процентуалног садржаја подесних ојачивача [4].

Композити са алуминијумском матрицом нуде комбинацију карактеристика (профил карактеристика) са којом се ни један постојећи монолитни материјал не може надметати. Током година, композити са алуминијумском матрицом испробавани су и коришћени у различитим конструкционим, неконструкционим и функционалним уређајима у различитим областима инжењерства. Подстицај за коришћење композита са алуминијумском матрицом у овим областима заснива се на побољшаним особинама ових материјала, њиховој економичности и улози у очувању животне средине. Кључне предности композита са алуминијумском матрицом у транспортној индустрији су мања потрошња горива, смањена бука и емисија штетних честица. Са порастом броја строгих закона по питању заштите животне средине и нагласком на смањење потрошње горива, употреба композита са алуминијумском матрицом биће пожељна и неизбежна у области транспорта у будућности.

Композити са алуминијумском матрицом би требало да замене монолитне материјале укључујући легуре алуминијума, легуре гвожђа, легуре титанијума, и композите са полимерском матрицом у неколико области њихове примене. Познато је, да је потребно редизајнирати читав систем како би се додатно смањила тежина и запремина да би се употреба композита са алуминијумском основом као замене за монолитне материјале у инжењерским системима раширила. Заправо судећи према британском Саветодавном већу по питањима науке и технике, на композите са алуминијумском матрицом може се гледати као на замену за већ постојеће материјале, али са побољшаним карактеристикама, или као на средство које ће омогућити радикалне промене у дизајну система или производа. Шта више, коришћењем облика готово идентичног мрежи и

техника селективног постављања ојачивача композити са алуминијумском матрицом могу понудити економски исплатива решења за многобројне комерцијалне области примене.

2.3.1. Типови композита са алуминијумском матрицом

Композити са алуминијумском матрицом могу се поделити у четири групе у зависности од врсте ојачивача[4]:

- (а) Алуминијумски ММС ојачани делићима
- (б) Алуминијумски ММС ојачани вискерима или кратким влакнима
- (ц) Алуминијумски ММС ојачани дугим (континуалним) влакнима
- (д) Алуминијумски ММС ојачани једноструким влакнима

2.3.1.1. Композити са алуминијумском матрицом ојачани делићима

Ови композити најчешће садрже керамичке ојачиваче правилног облика чији је однос дужине и ширине мањи од 5. Керамички ојачивачи су углавном оксиди, карбиди или борици (Al_2O_3 или SiC или TiB_2) и њихов процентуални садржај је мањи од 30% ако се користе у конструкционе сврхе или са циљем да се повећа отпорност на хабање. Али ако се користе у електронским конструкцијама процентуални удео ојачивача може бити и 70%. Ови композити се углавном производе или обрадом у чврстом стању (технологија металургије праха) или обрадом у течном стању (вортекс поступак, инфилтрација и *in situ* технологије). Алуминијумски ММС ојачани делићима су јефтинији од алуминијумских ММС ојачаних дугим влакнима. Механичке карактеристике алуминијумских ММС ојачаних делићима су лошији у поређењу са алуминијумским ММС ојачаним вискерима, кратким влакнима и континуалним влакнима, али су далеко бољи у поређењу са неојачаним легурама алуминијума. Ови композити су изотропне природе и могу се подвргнути различитим процесима секундарног обликовања укључујући ковање, истискивање и намотавање. На слици 2.2а приказана је микроструктура ливеног композита са алуминијумском матрицом са високим процентуалним садржајем (40%) ојачивача у облику делића SiC .

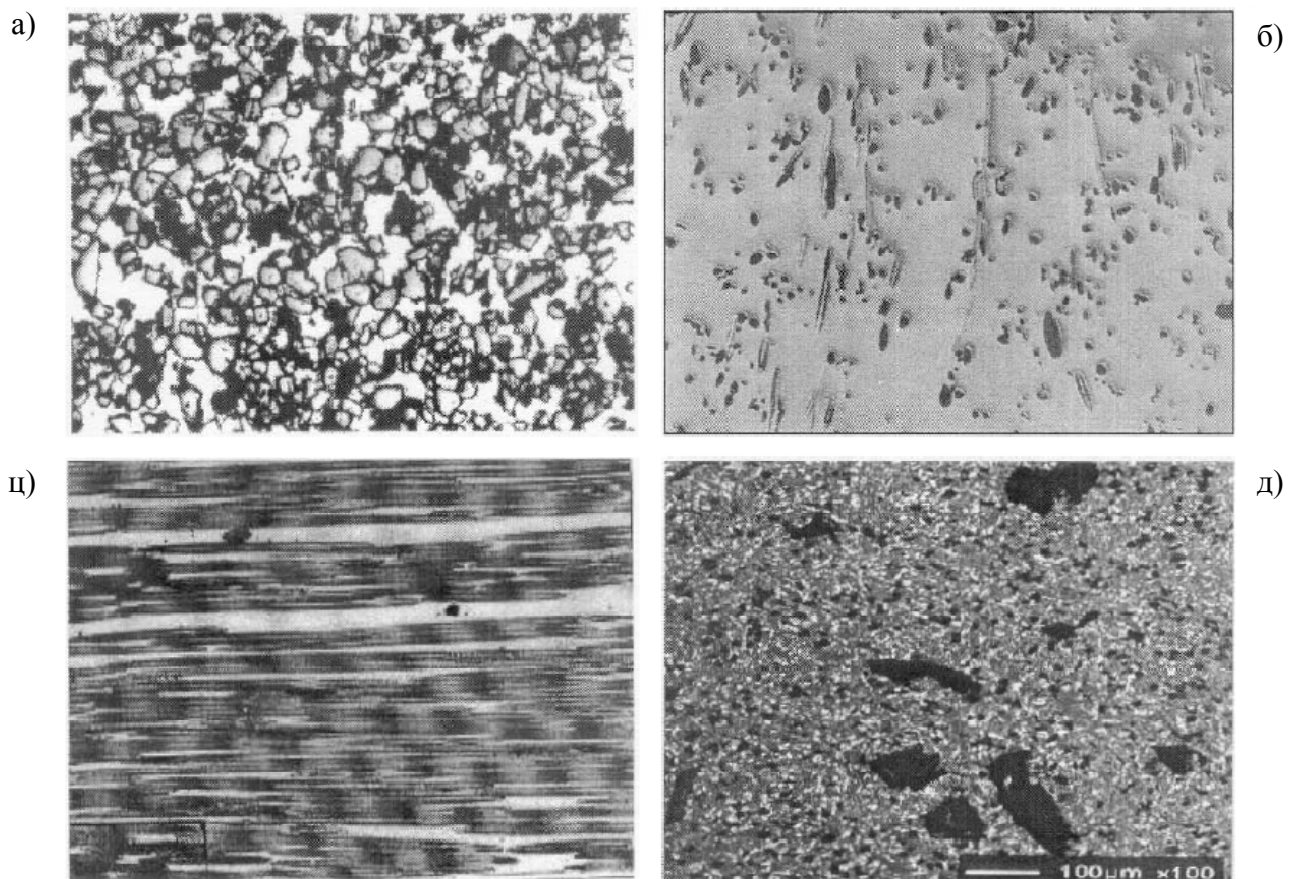
2.3.1.2. Композити са алуминијумском матрицом ојачани кратким влакнима и вискерима

Ови композити садрже ојачиваче чији је однос дужине и ширине већи од 5, али нису континуални. Један од првих израђених и најчешће коришћених композита са алуминијумском основом у изради клипова је композит са алуминијумском матрицом која је ојачана кратким алуминијумским влакнима. Овај композит произведен је поступком ливење гњечењем (*squeez casting*). На слици 2.2б приказана је микроструктура композита са алуминијумском матрицом ојачаног кратким влакнима. Композити ојачани вискерима се производе или помоћу технологије металургије праха или помоћу методе инфилтрације ојачивача током усмереног очвршћавања. Механичке карактеристике композита ојачаних вискерима су боље од механичких карактеристика композита ојачаних делићима или кратким влакнима. Али, вискери престају да се користе као ојачивачи због уочених последица које могу имати по здравље. Особине композита са

алуминијумском матрицом ојачаних кратким влакнима су по квалитету негде између особина оних ојачаних делићима и континуалним влакнима.

2.3.1.3. Композити са алуминијумском матрицом ојачани дугим (континуалним) влакнима

Код ове врсте композита ојачивачи су у облику континуалних влакана (алуминијума, SiC, или угљеника) чији је пречник мањи од 20 μm . Ова влакна могу бити паралелна или претходно проткана-упредена пре производње композита. Композити са алуминијумском матрицом са процентуалним садржајем влакана до 40% производе се ливењем гњечењем (*squeez casting*) поступком. Композити са процентуалним садржајем алуминијумских влакана (континуалних влакана) од 60% имају затезну чврстоћу од 1500 МПа и модул еластичности од 240 GPa. Овај композит је произведен путем методе инфилтрације ојачивача током усмереног очвршћавања. На слици 2.2ц приказана је микроструктура композита са алуминијумском матрицом ојачаног континуалним влакнима.



Слика 2.2. Микроструктуре композита са алуминијумском матрицом

2.3.1.4. Композити са алуминијумском матрицом ојачани једноструким влакнима

Једнострука влакна су влакна великог пречника (100-150 μm) и углавном се добијају CVD поступком увођење SiC или бора (B) у срж угљеничног влакна или волфрамских жица. Флексибилност при савијању једноструким влакана је слаба у поређењу са вишеструким влакнима. Композити са алуминијумском матрицом ојачани једноструким влакнима

добијају се путем дифузионе метализације и ограничени су на употребу матрица од алуминијумских легура са изузетним особинама пластичности.

Код композита са алуминијумском матрицом ојачаних континуалним и једноструким влакнима главни носилац оптерећења је ојачање, а улога матрице је да међусобно повезује влакна и делује као посредник који преноси и распоређује спољна оптерећења на влакна. Код ових врста композита запажена је особина усмерености. Ове врсте композита карактерише слаба снага у правцу нормалном на правац простирања влакана. Код композита ојачаних делићима и вискерима главни носилац оптерећења је матрица. Улога ојачања је да оснажи и очврсне композит механичким спречавањем деформације матрице.

Поред ова четири типа композита са алуминијумском матрицом произведена је и донекле је ушла у употребу још једна варијација позната као хибридни композити са алуминијумском основом. Хибридни композити са алуминијумском основом у суштини садрже више од једног типа ојачивача. На пример, мешавину вискера и делића, или мешавину влакана и делића, или мешавину тврдих и меких ојачивача. Композит са алуминијумском матрицом који садржи мешавину угљеничних влакана и алуминијумских делића и који се користи за производњу цилиндричних димњачких цеви је пример хибридног композита. На слици 2.2д приказана је микроструктура хибридног композита са алуминијумском матрицом који садржи тврде SiC и меке графитне делиће као ојачиваче.

2.4. Поступци добијања композитних материјала са алуминијумском основом

Основни начини производње композита са алуминијумском матрицом на индустријском нивоу могу се сврстати у две групе[1,2,4].

- (1) Процеси обраде у чврстом стању
- (2) Процеси обраде у течном стању.

У процесе обраде у чврстом стању спадају технологија металургије праха, дифузиона метализација, ВДТ метода (метода напаривања површина). Процеси обраде у течном стању укључују ливење мешањем (*stir casting*) поступак, компокастинг, ливење гњечењем (*squeeze casting*), спреј поступак (*spray casting*) и реактивни (*in situ*) поступак. Избор начина производње зависи од многих фактора као што су тип и ниво оптерећења ојачања и жељени степен микроструктуралног интегритета. У табели 2.1 приказана је практичност различитих примарних процеса у производњи различитих типова композита са алуминијумском матрицом. Из табеле 2.1 се може видети да је могуће кроз различите процесе произвести композит са алуминијумском матрицом одређених карактеристика (са истом комбинацијом матрице и ојачивача).

2.4.1. Процеси обраде у чврстом стању

2.4.1.1. Технологија металургије праха

Сједињавање праха легуре алуминијума са честицама керамичких кратких влакана или вискера је вишеструко корисна метода израде композита са алуминијумском матрицом. Ово сједињавање може се вршити на суво или у течној суспензији. Сједињавање је углавном праћено хладним компресовањем, облагањем, ослобађањем од гаса и фазом консолидације на високим температурама као што је пресовање под сталним притиском

или екструзија. Композити са алуминијумском матрицом добијени у технологији металургије праха садрже честице оксида у облику плочастих честица дебљине од неколико десетина μm , и чији процентуални удео варира од 0.05 до 0.5 у зависности од историје праха и услова под којима се процес обраде вршио. Ове фине честице оксида се често понашају као агенти дисперзионог ојачања и имају велики утицај на особине матрице, посебно приликом термичке обраде.

Табела 2.1. Избор поступка производње композита у зависности од типа ојачивача[4].

Типови алуминијумских ММС	Технологија металургије праха	Дифузиона метализација	ВДТ метода	Ливење мешањем (<i>stir casting</i>)	Ливење гњечењем (<i>squeeze casting</i>)	Спреј поступак (<i>spray casting</i>)	Реактивни (<i>in situ</i>) поступак
Алуминијумски ММС ојачани континуалним влакнима	није у употреби	није у употреби	у употреби	није у употреби	у употреби	није у употреби	
Алуминијумски ММС ојачани једноструким влакнима	није у употреби	у употреби	у употреби	није у употреби	генерално није у употреби	у употреби	није у употреби
Алуминијумски ММС ојачани делићима	у употреби	није у употреби	у употреби	у употреби	у употреби	у употреби	у употреби
Алуминијумски ММС ојачани вискерима/ кратким влакнима	у употреби	није у употреби	у употреби	генерално није у употреби	генерално није у употреби	у употреби	није у употреби

2.4.1.2. Дифузиона метализација

Композити са алуминијумском матрицом ојачани једноструким влакнима се углавном производе путем дифузионе метализације (слој метала – влакно - слој метала) или испаравањем релативно дебелих слојева алуминијума са површине влакна. Алуминијумски композити са Al-борним влакнима (Al 6061) производе се путем дифузионе метализације по принципу слој метала – влакно - слој метала. Али овај процес се чешће користи за производњу композита са ојачивачима на бази титанијума (Ti). Овај процес је компликован, доводи до великог процентуалног садржаја влакана и тешко је равномерно распоредити влакна. Овај процес није погодан за производњу комплексних облика и компонената.

2.4.1.3. ВДТ метода (метода напаривања површина)

Овај процес обухвата непрекидни пролазак влакана кроз област високог парцијалног притиска метала који се растапа, при чему долази до кондензације у току које се ствара релативно дебела облога на влакну. Пара се производи управљањем електронског зрака велике снаге на крај чврсте полуге сировине. Типична брзина формирања наслаг је од 5-10 μm у минути. Производња композита се углавном завршава сакупљањем обложених влакана у сноп или њиховим праволинијским ређањем и консолидацијом у врућој преси

или под сталним притиском. Овом техником могу се произвести композити са правилним распоредом влакана и њиховим процентуалним садржајем до 80% .

2.4.2. Процеси обраде у течном стању

2.4.2.1. Поступак ливење мешањем (*stirr casting*)

Овај поступак укључује инфилтрацију керамичких честица у течни растоп алуминијума и солидификацију ове мешавине. При томе је кључно обезбедити добру квашљивост честица ојачивача у течном растопу легуре алуминијума. Вортекс поступак укључује инфилтрацију претходно обрађених керамичких честица у вртлог растопљене легуре створен помоћу ротирајуће лопатице. Лојд (1999) пише да су вортекс поступак за производњу композита са алуминијумском матрицом ојачаних керамичким честицама осмислили Сурапа и Рохатги (1981) на Индијском Институту за Науку. Након тога неколико компанија које се баве производњом материјала на бази алуминијума је побољшало и модификовало процес који се сада користи у производњи великог броја композита са алуминијумском матрицом. Микроструктуралне нехомогености могу довести до значајног нагомилавања честица и њихове седиментације у растопу, а сходно томе и касније приликом солидификације. Нехомогена дистрибуција ојачивача у овим ливеним композитима може бити проблематична и због интеракције суспендованих честица и променљиве чврсто-течне додирне површине у процесу солидификације. Генерално је могуће инфилтрирати до 30% керамичких честица на простору од 5-100 μm у велики број растопљених легура алуминијума. Емулзија растопа и керамичких честица може се пре потпуне солидификације преместити у обликовани калуп или се може солидификовати у облику штапа како би касније могла поново да се загреје до емулзионог облика за потребе даље обраде као што је ливење под притиском. Овај поступак није погодан за инфилтрацију субмикронских керамичких честица или вискера. Још једна варијација поступка ливења мешањем је компокастинг. При овом поступку керамичке честице се инфилтрирају у легуру у полуочврслном стању [1,2,3]. Детаљан приказ компокастинг поступка дат је у четвртном поглављу.

2.4.2.2. Поступак ливење гњечењем (*squeeze casting*)

Течном легуром алуминијума испуњавају се све поре и канали претходно припремљених порозних предформи континуалних влакана, кратких влакана, вискера или честица да би се произвели композити са алуминијумским матрицама. У зависности од природе ојачивача и њиховог процентуалног садржаја инфилтрација растопа може се вршити под притиском и у вакууму, али не мора. Композити са алуминијумском матрицом у којима процентуални садржај ојачивача варира од 10-70 % могу се произвести помоћу различитих техника инфилтрације. Како би предформа остала целовита и задржала свој облик често је потребно користити мешавине са Si или Al основом као везивне метале. Присутност неког нивоа порозности и варијације у процентуалном садржају ојачивача у различитим деловима често су запажани у композитима са алуминијумском матрицом добијеним овим путем. Распрострањена је употреба ове методе у производњи композита са алуминијумском матрицом ојачаних континуалним влакнима, кратким влакнима, вискерима или честицама[1,2,3].

2.4.2.3. Спреј поступак (*spray casting*)

Постоје две различите врсте техника у оквиру ове методе у зависности од тога да ли млаз капљица долази из корита у коме се налази већ растопљен материјал (0-спреј процес) или настаје непрестаним убацавањем хладног метала у зону брзог повећања температуре (процес термалног распршивача). Овај процес детаљно је проучаван у сврхе произвођења композита са алуминијумском матрицом убризгавањем керамичких честица, вискера или кратких влакана у млаз. Код композита са алуминијумском основом који су добијени овим путем примећен је неравномерни распоред керамичких честица. Порозност овако добијених композита је око 5-10%. Наслаге овог типа се консолидују до потпуне густине у даљој преради. Овом методом могу се добити и композити са алуминијумском основом ојачани континуалним влакнима. Како би се ово постигло континуална влакна се намотавају око вретена и размак између намотаја се контролише, а затим се на њих прска метал матрице. Овако се добија композитни монотип. Велике количине композита се добијају пресовањем композитних монотипова на високим температурама. Процентуални садржај и распоред влакана контролише се контролом размака између намотаја и контролом броја намотаја. Композит добијен овим путем прилично је доста рентабилан и цена му је негде између цене композита добијеног ливењем мешањем и методом металургије праха [1,2,6].

2.4.2.4. Реактивни (*In situ*) процеси

У ову категорију спада више различитих процеса као што су реакције између течности и гаса, течности и елемента у чврстом стању, две течности, и мешавине соли. Током ових процеса ватростални ојачивачи стварају се у матрици од легуре алуминијума. Један од примера је усмерена оксидација алуминијума (*DIMOX* процес). У овом процесу легура Al-Mg ставља се преко керамичке предформе у суду за топљење. Све ово загрева се до одговарајуће температуре у атмосфери мешавине азота. Убрзо након топљења легура Al-Mg се инфилтрира у предформу и композит је формиран.

Martin-Marietta процес егзотермне дисперзије или *XDTm* процес још један је од примера *in situ* технике за добијање композита. Овај процес користи се за производњу композита са алуминијумском матрицом ојачаних TiB_2 . Овај процес је флексибилан и омогућава формирање и чврстих и меких фаза различитих величина и грађе, укључујући вискере, честице и плочице, у матрици од легуре алуминијума.

За производњу композита са алуминијумском матрицом ојачаних TiC користи се и реакција између гаса и течности. На пример, убацавањем мехурића угљеничног гаса као што је метан у прегрејани растоп Al-Ti могуће је произвести Al-Ti-Cp композите. Лондонско и Скандинавско Металуршко Друштво осмислило је *in situ* технику која користи реакцију између мешавине соли како би довела до дисперзије финих честица TiB_2 у алуминијумској матрици. Основна ограничења *in situ* технике су везана за термодинамичка ограничења распореда и природе ојачивача који се могу формирати у датом систему, и кинетичка ограничења облика, величине и процентуалног садржаја ојачивача који се могу постићи кроз хемијску реакцију под датим условима тестирања [1,2,6].

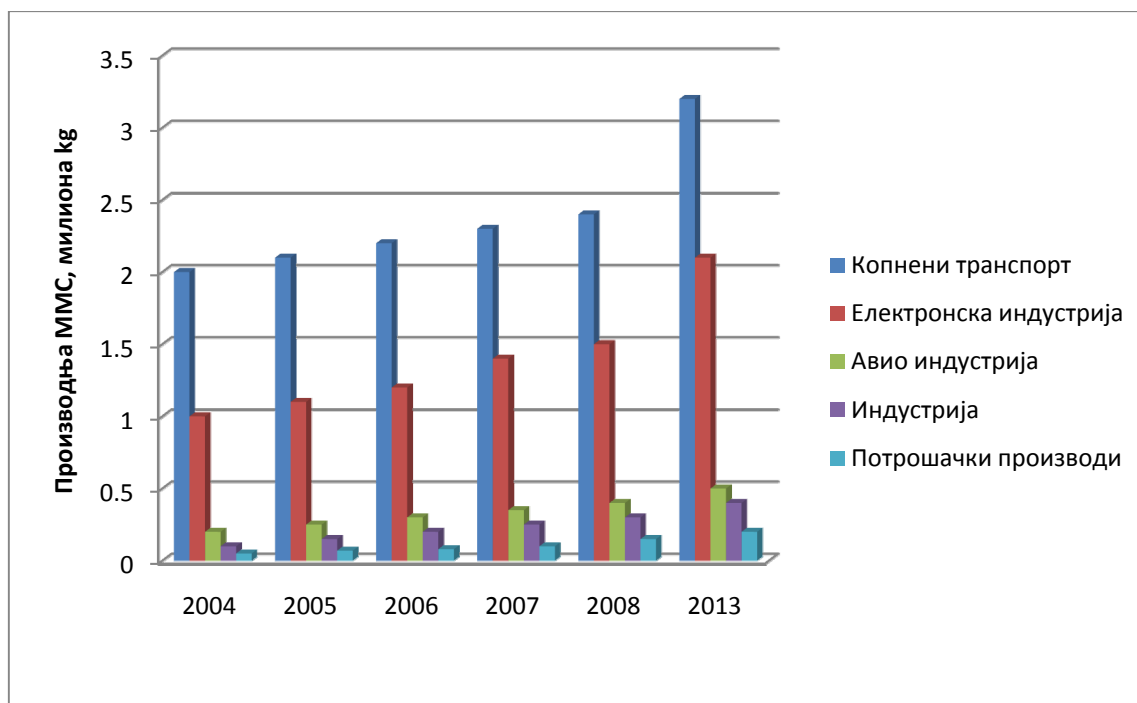
2.5. Примена композита са алуминијумском основом

Композити са алуминијумском матрицом показали су се као успешни „*high tech*“ материјали у разним областима примене. Употреба композита са алуминијумском основом има битне предности, као што су боље радне карактеристике (животни век делова, повећана продуктивност), већа економичност (уштеда енергије или мањи трошкови одржавања), и улога у очувању животне средине (мањи нивои буке и смањена емисија штетних честица у атмосферу) [10,11,12].

Пооштравање конструкционих захтева са аспекта повећања радног века и смањења масе, а самим тим и цене конструкције иницирало је развој и примену нових материјала са основом од лаких метала. Композити са металном матрицом налазе све већу примену при изради кошуљица цилиндара мотора, клипова, кочионих дискова и добоша, карданских вратила као и других делова у аутомобилској и авио индустрији. Посебно место, од свих металних материјала, заузимају композити на основи легуре алуминијума због низа добрих особина.

Побољшање механичких, а посебно триболошких карактеристика хибридних композита могуће је коришћењем одређених ојачивача, најчешће SiC, Al₂O₃ и графита, у одговарајућем масеном или запреминском уделу. Новодобијени хибридни композити са алуминијумском основом имају знатно повећану отпорност на хабање, повећану специфичну крутост и повећану отпорност на замор.

Повећањем количине произведених делова од алуминијумских композитних материјала долази до смањења цене ових делова, што додатно повећава област њихове примене.



Слика 2.3. Тренд раста производње ММС у свету и њихова примена[13]

Истраживања глобалног тржишта показују да је 2007. године утрошено 4.1 милиона kg ММС, а 2008. године 4.4 милиона kg ММС. Очекује се да ће 2013. године бити потребно 5.9 милиона kg ММС. Највећи део припада копненом транспорту, посебно аутомобилској индустрији. Удео потрошње ММС у копненом транспорту износио је 2.4 милиона kg 2008.

године. Предвиђања су да ће 2013. године бити потребно 3.2 милиона kg, уз годишњу стопу раста од 5.5% (слика 2.3).

Велику примену ММС имају и у електронској индустрији. Потреба за ММС расте од 1.3 милиона kg у 2007. години на 1.4 милиона kg у 2008. години, а предвиђа се да ће потребе у 2013. години износити 2.1 милион kg, уз годишњу стопу раста од 6.5% [13].

2.5.1. Примена ММС код аутомобила

С обзиром да се преко 50% светске производње композита са металном матрицом примењује у аутомобилској индустрији, тежиште примене ће бити фокусирано на аутомобиле. Велики број делова аутомобила се производе од композитних материјала. Однос цене и квалитета представља основни разлог примене ових материјала. Оно што је очигледно, јесте да се за сада композити са металном матрицом углавном користе за веома одговорне делове аутомобила [14-21].

Клипови – Клип се налази у веома тешком динамичком, топлотном и механичком окружењу. Он је оптерећен цикличним механичким оптерећењем, фреквенције ~100 Hz, тако да је замор примарни. Клип такође мора да обезбеди чврсто налагање са цилиндром, односно да издржи максимални притисак сагоревања. Динамичка издржљивост, одлична отпорност на хабање и коефицијент топлотног ширења су потребне карактеристике које треба да поседује цилиндар. Такође је потребно да чело клипа може да издржи температуру од око 300°C. Због термичког градијента и термичког циклуса, потребна је висока термичка (топлотна) проводљивост да би се смањила укупна температура и топлотни удари.

Прекретницу у примени алуминијумских ММС представља производња клипа за дизел моторе *Toyote* [22, 12, 14]. Ови клипови су почели серијски да се производе у Јапану 1983. године. Материјал клипова је композит са основом од алуминијумске легуре ојачане керамичким честицама и влакнима у циљу смањења хабања и побољшања термичке отпорности на замор материјала. Ови композити су добијени поступком ливења гњечењем (*squeeze casting*). Захваљујући великој производњи, од преко 100 000 јединица месечно, добијени су делови одличног квалитета са задовољавајућом ценом.

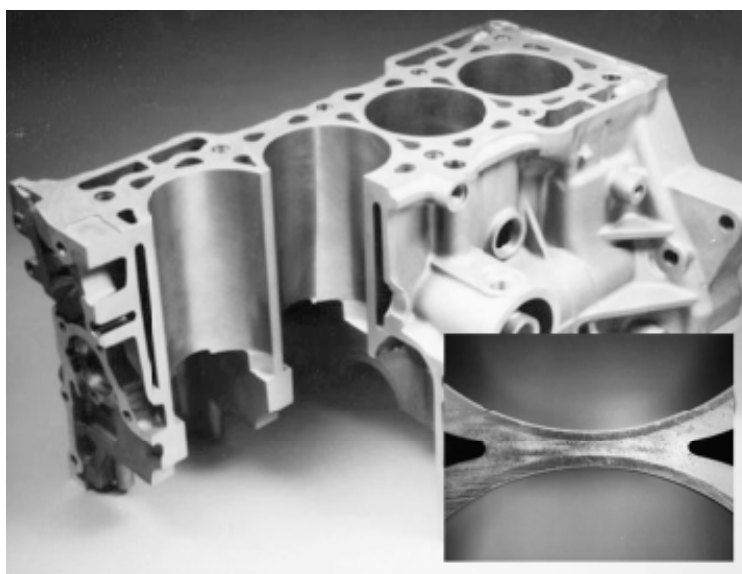


Слика 2.4. Клипови од алуминијумских ММС

Композити са металном основом са керамичким ојачивачима који се користе за израду клипова имају знатно побољшану отпорност на хабање у односу на базни материјал. Истовремено, клип има и мали коефицијент термичког ширења, захваљујући прецизним толеранцијама, што резултира већим притиском и побољшаним својствима преноса топлоте [14]. Мања маса клипа такође доприноси побољшању радних карактеристика. Поред тога, поступак ливења ММС је доста једноставнији од традиционалног поступка производње клипова. Свеобухватно гледано, и поред више цене материјала алуминијума

по јединици мере, укупна цена је мања од клипова произведених од традиционалних материјала. Већи број позитивних перформанси даје предност коришћењу ММС за израду клипова. Као ојачивачи за композите са металном матрицом најчешће се користи силицијум-карбид (SiC), посебно за тркачке аутомобиле. Клипови од ММС користе се код азијских и западно-европских произвођача (Слика 2.4).

Кошуљице цилиндра. Распрострањена употреба алуминијумских легура за израду блокова мотора је главни разлог примене алуминијумских легура за израду цилиндара. Серијска производња кошуљица цилиндара од алуминијумских ММС започета је 1990 године. Први пут је уграђена у 2.3 литарски мотор *Honda Prelude* [23]. Као материјал коришћен је хибридни композит са алуминијумском основом ојачан угљеником (*carbon*) и Al_2O_3 (12 % Al_2O_3 + 9 % *carbon*). Кошуљице цилиндра су добијене поступком ливења гњечењем (*squeeze casting*) са средњим притиском. Овај мотор је приказан на слици 2.5.



Слика 2.5. Мотор *Honda Prelude* са алуминијумском ММС кошуљицом цилиндра

Отпорност на хабање алуминијумског ММС је боља од отпорности на хабање ливеног гвожђа. Укупна тежина блока мотора је смањена за 20% употребом ММС. Поред тога, алуминијумски ММС има већу топлотну проводљивост, па је самим тим радна температура мотора нижа, а радни век мотора дужи. Дебљина кошуљица цилиндра је тања од кошуљица од ливеног гвожђа, што омогућава повећање запремине истог мотора без његовог редизајна.

Поред модела *Honda Prelude*, кошуљице цилиндра од ММС композита се користе код *Honda S2000*– спортског аутомобила, код модела *Acura NSX* и код *Porsche Boxter* мотора [12, 14]. Мотор за аутомобил *Toyota Celica 2000* такође има кошуљице цилиндра од ММС. Кошуљице цилиндара од алуминијумских ММС користе се такође код Хондиних мотоцикала високих перформанси. Ови ММС су добијени поступком металургије праха.

За израду вентила мотора користе се титанијумски ММС. Ови композити са дисконтинуалним ојачањима први пут су примењени за израду вентила 1998. године код 2.0 литарског мотора *Toyota Altezza L-4* [24]. Ови композити, односно вентили су добијени поступком металургије праха.

Цена вентила од титанијум ММС је два пута већа од металних, што је у директној вези са количином произведених јединица. Цена ових вентила полако пада, с обзиром на велике уштеде у маси (30%) и велику отпорност на хабање. У експлоатацији до сада није

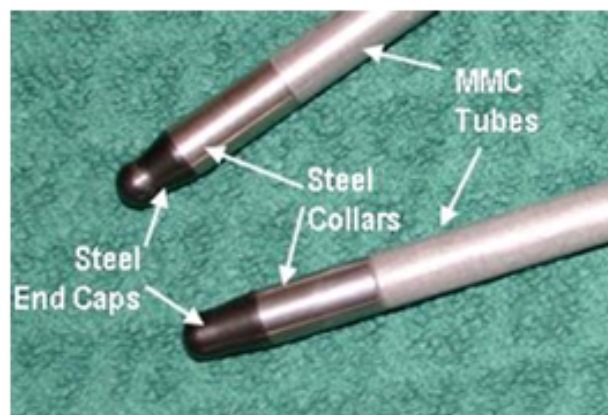
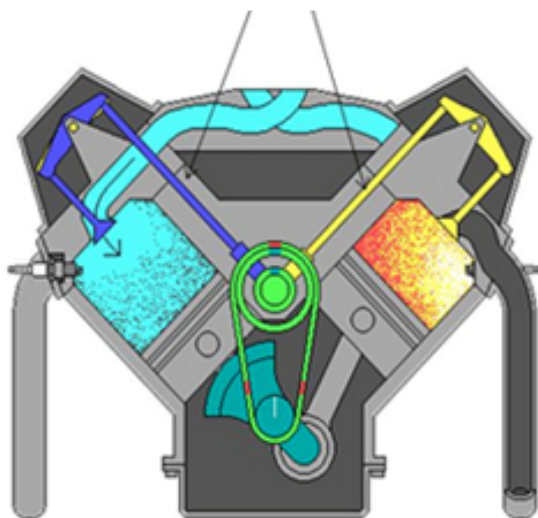
било отказа на вентилима од титанијум ММС. На слици 2.6 су приказани издврни и усисни вентили који се користе код *Toyota Altezza*.



Слика 2.6. Вентили од титијумових ММС

Влакнима ојачани алуминијумски ММС се користе за израду шипке подизача вентила (слика 2.7). Као ојачивач се користе влакна Al_2O_3 , а основа је алуминијумска легура. Први произвођач ових делова је компанија *3M Corporation*. Шипке подизача вентила од алуминијумских ММС имају 25% већу савојну крутост и дупло већи капацитет пригушења од стандардних челичних делова. С обзиром на мању густину, односно масу, број обртаја мотора може бити повећан за 200-400 min^{-1} без повећања динамичког оптерећења. Радни век оваквим шипки је далеко већи од челичних [25].

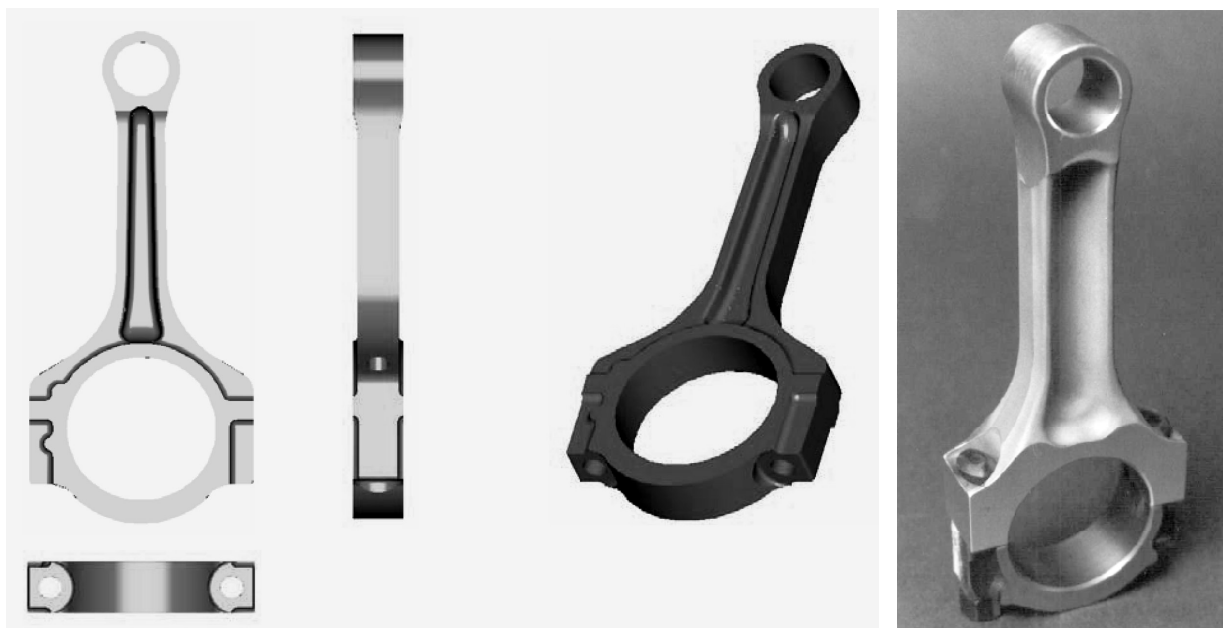
Шипке подизача вентила



Слика 2.7. Алуминијумске ММС шипке подизача вентила

Развојна испитивања ММС усмерена су на производњу таквих материјала који би могли да се користе за израду клипњача мотора. Прототип клипњаче је приказан на слици 2.8. Испитивања ових делова су у току.

Алуминијумски ММС кочиони системи. Захваљујући својим добрим карактеристикама, високој отпорности на хабање и високој топлотној проводљивости алуминијумски ММС се користе за израду кочионих дискова и добоша аутомобила. Захваљујући смањењу масе, смањују се инерцијалне силе, укупна маса возила и потрошња горива.

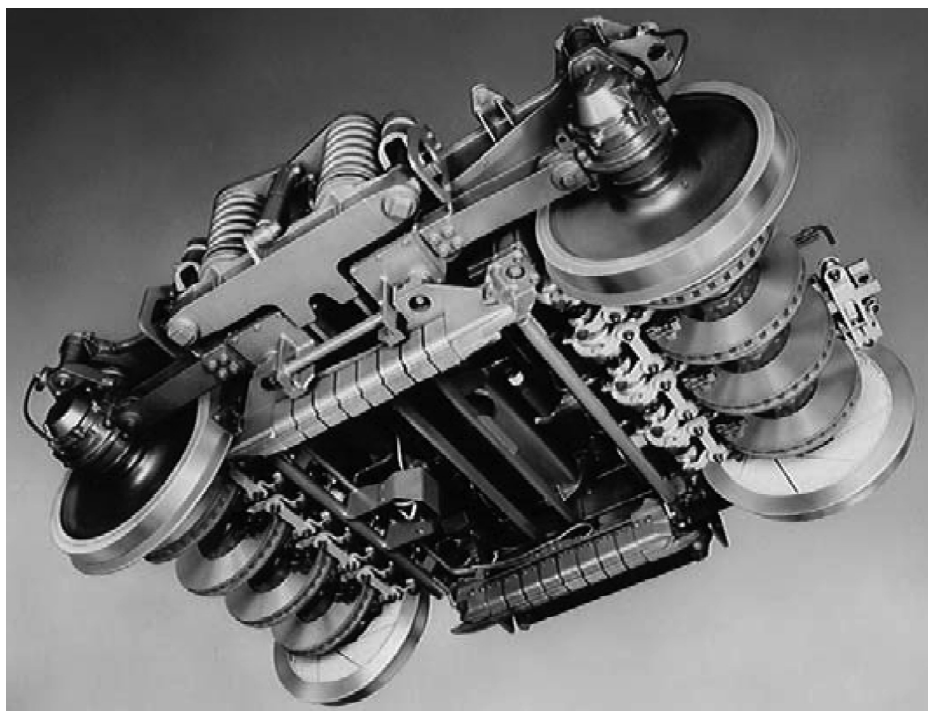


Слика 2.8. Клипњаче од алуминијумских MMC

За израду кочионих дискова и добоша користе се Al-Mg и Al-Si легуре ојачане керамичким ојачивачима SiC и Al₂O₃ [26-31]. За производњу композита користе се разне методе ливења, а удео ојачивача иде до 20% запреминског удела. Велики број светских произвођача користи алуминијумске MMC за израду кочица. *Lotus Elise* (1996-1998) сва четири кочиона система су добијена од MMC. *Plymouth Promler* користи MMC за израду задњих кочионих система. Дисконтинуално ојачани алуминијумски MMC користе се за израду кочионих дискова за *Volkswagen Lupo 3L* и *Audi A2*. Хибридна и електрична возила такође користе алуминијумске MMC кочице и то *Toyota RAV4*, *Ford Prodigy* и *General Motors Precept* (12,14,31). На слици 2.9 су приказани кочиони елементи добијени од алуминијумских MMC.



Слика 2.9. Кочиони елементи од алуминијумских MMC



Слика 2.10. Кочиони дискови од алуминијумских ММС код возова

Дисконтинуално ојачане алуминијумске кочионе дискове користе Немачки брзи возови – *Inter City Express* (ICE). Ови дискови се користе и на ICE -1 и ICE -2 возовима, на више од 100 композиција, слика 2.10 [14].

Алуминујумски ММС се примењују на тркачким аутомобилима. Као материјал се користи Al2124/SiC/25p. ММС се користе и као материјал за израду кочионих плочица код аутомобила *Porsche 911*. Ови композити имају такође керамичка ојачања[14].



Слика 2.11. Карданско вратило уграђено у аутомобил Chevrolet Corvette

Al-ММС се користе за израду карданских вратила, захваљујући повећању специфичне крутости коришћених материјала. Главни недостатак постојећих карданских вратила представљају критичне брзине када она постају динамички нестабилна. Критична брзина (број обртаја) вратила је функција дужине, спољашњег и унутрашњег пречника вратила, као и специфичне крутости. Коришћење ММС омогућава промену конструкције

карданског вратила и то: или примену дужег вратила истог пречника или мањег пречника исте дужине. Примена ових погодности додатно смањује масу конструкције за исте димензије. Као материјал се користи А16061 ојачан керамичким ојачивачем Al_2O_3 . Ови композити су добијени поступком *stirr casting*, а након тога се машинском обрадом добијају вратила. Ова карданска вратила су најпре 1996. године уграђена у *Chevrolet S-10* и *GMC Sonno* доставни камион. 1997. године Ал-ММС карданска вратила су уграђена у *Chevrolet Corvette*. Ова вратила се користе и у аутомобилу *Ford Crown Victoria*. На слици 2.11 приказано је карданско вратило уграђено у аутомобил *Chevrolet Corvette*[12,14].

2.5.2. Примена ММС у осталим областима

ММС са алуминијумском основом имају јако широку примену. Захваљујући својим карактеристикама они се примењују за израду кочионих чељусти, зупчаника, вентила, каишника и ременица, турбина турбокомпресора и компресора, кућишта пумпи и делова за ослањање.

Основне предности ММС су мања маса, побољшана отпорност на хабање, низак ниво коефицијента термичког ширења и добре термичке особине. Цена ММС је још увек велика и опада са повећањем количине произведених делова.

3

ПРЕГЛЕД ИСТРАЖИВАЊА У ОБЛАСТИ АЛУМИНИЈУМСКИХ ХИБРИДНИХ КОМПОЗИТА

3.1. Хибридни композити

Хибридни композити су композити код којих постоје две или више врста или облика ојачивача и/или побољшивача. Као основни материјал, односно матрица, користе се: алуминијум, магнезијум, титанијум, бакар и др. Од композитних материјала са металном матрицом највише се користи алуминијум и његове легуре. Алуминијум и његове легуре добро прихватају разне ојачиваче и побољшиваче. Позитивне особине алуминијумских композита су мала густина, добра термичка проводљивост и отпорност на корозију, као и добра комбинација механичких и триболошких карактеристика. Као ојачивачи најчешће се користе: бориди, карбиди, нитриди, оксиди и др. Најпознатији ојачивачи представљени су у табели 3.1.

Табела 3.1. Ојачивачи композитних материјала [32-33, 6]

Ојачивач		Густина, g/cm ³	Модул еластичности, GPa	Коефицијент термичког ширења
Бориди	CrB ₂	5.10	-	7.5
	MoB	8.65	-	-
	TiB ₂	4.50	515-574	7.8
	ZrB ₂	6.20	-	5.9
Карбиди	B ₄ C	2.51	450	4.5
	CrC	7.00	370	11
	SiC	3.21	450	4.5
	TiC	4.95	460	7.6
	WC	15.50	700	4.9
	ZrC	6.75	350	6.6
Нитриди	AlN	3.30	320	5.5
	BN	3.48	195	7.5
	Si ₃ N ₄	3.60	300	3.7
	TiN	5.50	-	9.4
	ZrN	7.30	-	7.0
Оксиди	Al ₂ O ₃	3.97	380	8.0
	BeO	3.06	380	10.3
	MgO	3.75	275	13
	SiO ₂	2.65	110	0.55
	ThO ₂	9.9	240	104
	TiO ₂	4.26	88	6.8
	Y ₂ O ₃	5.01	-	9.3
	ZrO ₂	6.27	185	8

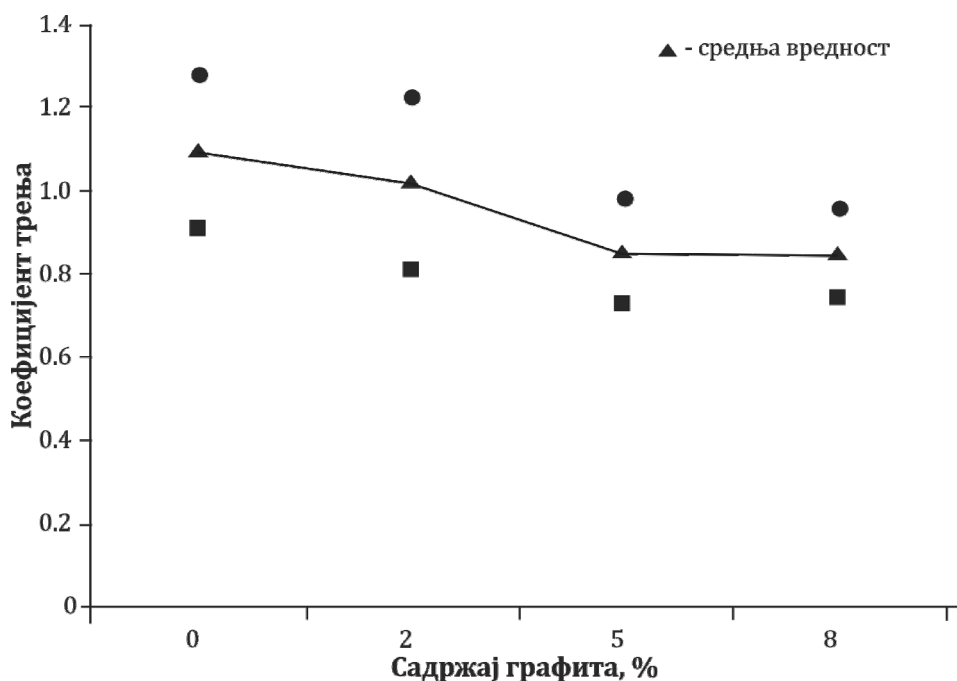
Додавањем керамичких ојачивача повећавају се механичке карактеристике материјала, али се при томе јавља велики проблем обрадљивости материјала. Да би се побољшава обрадљивост материјала добијеним композитима са керамичким ојачивачима додаје се графит. Додавањем графита, смањују се механичке карактеристике (опада тврдоћа), а побољшавају се триболошке карактеристике [34-36, 48-50].

Комбиновањем два различита ојачивача, добијају се хибридни композити. За композите са алуминијумском основом као ојачивачи најчешће се примењују SiC, Al₂O₃ и графит. Композити ојачани SiC (силицијум карбидом) и графитом (Gr) називају се Al/SiC/Gr хибридни композити, а композити ојачани Al₂O₃ и графитом Al/Al₂O₃/Gr хибридни композити.

3.2. Преглед истраживања хибридних композита са алуминијумском матрицом

Алуминијум је најатрактивнији нежелезни елемент који налази велику примену у аутомобилској, авионској и свемирској индустрији и индустрији прецизних уређаја. Побољшање механичких и триболошких карактеристика алуминијума постиже се додавањем одговарајућих ојачивача и формирањем композита. Најбоље карактеристике имају хибридни композити са два или више ојачивача. Преглед истраживања се односи на хибридне композите са алуминијумском основом ојачаних силицијум карбидом и графитом.

Ted Guo и сарадници [37] су проучавали триболошко понашање Al/SiC/Gr композита са 10%SiC и различитим садржајем графита (2, 5, 8%). Са повећањем садржаја графита до 5% опада вредност коефицијента трења због формирања мазивог слоја (слика 3.1). Даље повећање графита нема већи ефекат на коефицијент трења, већ само на механичке карактеристике, с обзиром да долази до опадања тврдоће композита.

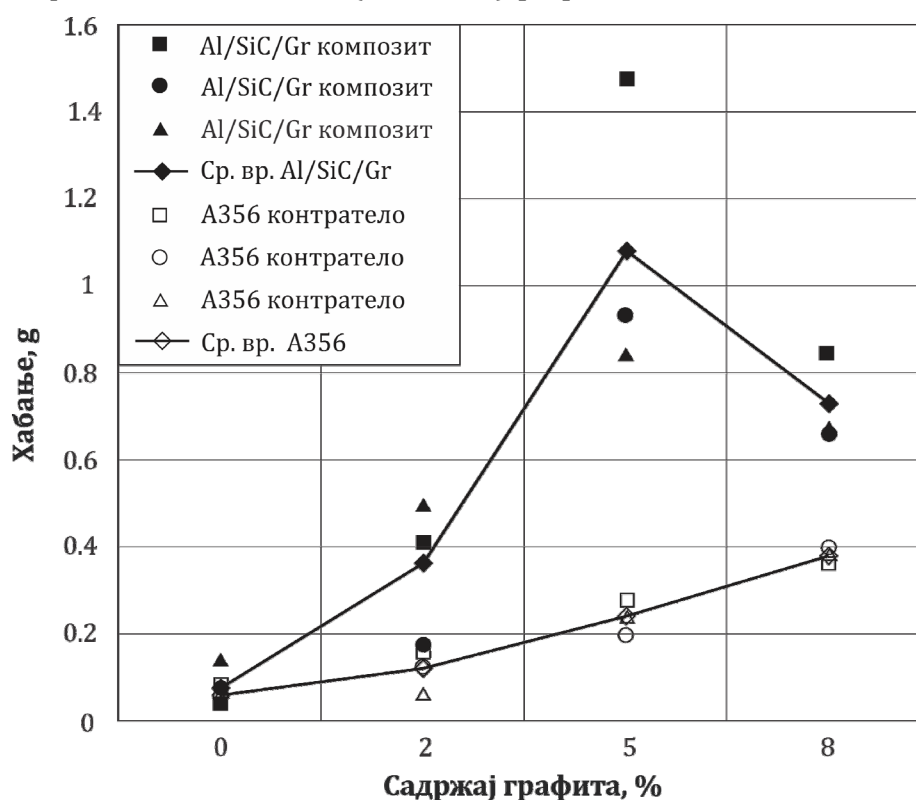


Слика 3.1. Промена коефицијента трења у зависности од садржаја графита [37]

Guo и *Tsao* [37] су као основу користили алуминијум 6061 (величина честица праха 30 μm) и ојачиваче SiC (величина честица праха 45 μm) и графит (величина честица праха 8 μm). Процент SiC износи 10% запреминског садржаја, а проценат графита варира од 2, 5 до 8% запреминског удела (v/o). Хибридни композити одговарајућег састава добијени

су методом полуцврстог згушњавања праха (*Semi-solid powder densification*) на *Instron* уређају од 10 тона (model 1125). За хибридне композите су извршена испитивања триболошких и механичких карактеристика. Механичке карактеристике (тврдоћа, коефицијент термичког ширења и жилавост лома) испитиваних композитних материјала опадају са повећањем садржаја графита.

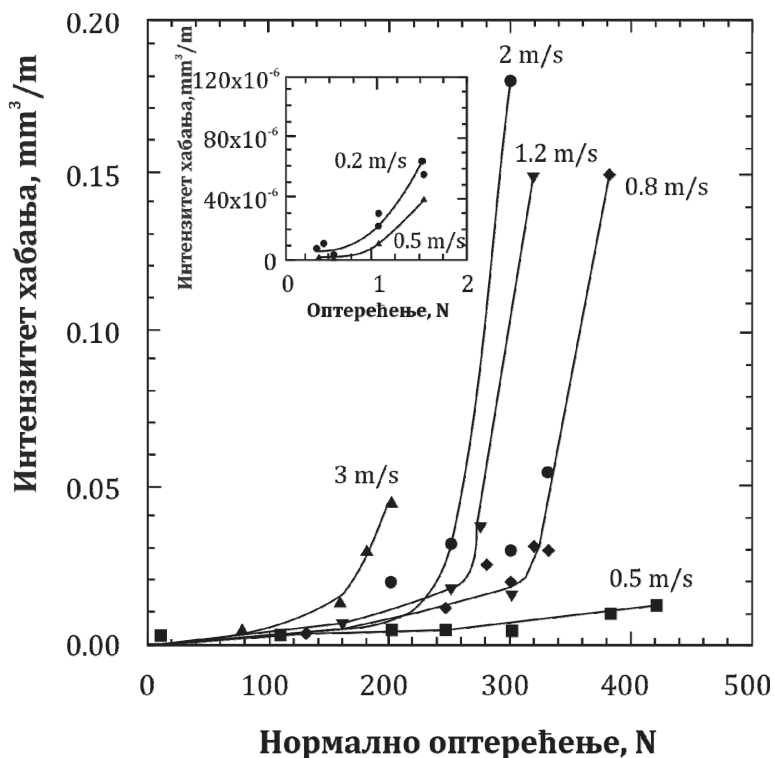
Испитивање триболошких карактеристика извршено је на трибометру у времену од 5 минута, без подмазивања, при притиску од 0.094 МПа и брзини клизања 1.09 m/s. Мерења су показала да коефицијент трења опада са повећањем садржаја графита (од 0 до 5 %), после тога коефицијент трења има константну вредност (од 5 до 8 % Gr). Мерење похабаног материјала контратела вршено је упоредно са хибридном композитом А356 са истим садржајем графита. За разлику од А356 композита где губитак масе, односно хабање расте са повећањем садржаја графита, код композита са основом А6061 до 5%Gr хабање расте, а затим опада (слика 3.2) [37].



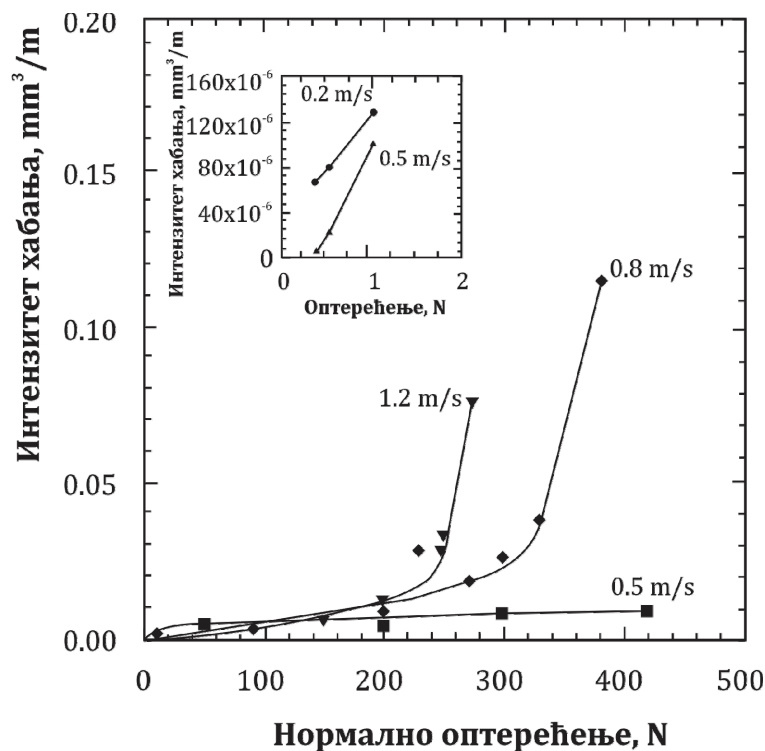
Слика 3.2. Хабање композита и контратела у зависности од садржаја графита [37]

Riahi и *Alpas* [38] су се усредсредили на системска испитивања улоге коју трибо-слојеви чине на контактним површинама хибридних композита са алуминијумском основом А356. Испитивања су вршена на два различита хибридна композита. Први композит је Al/SiC/Gr хибридни композит са основом А356, 10%SiC величине честица 16 μm и 3% графита, величина честица 80 μm и 138 μm . Као други композит испитиван је Al/Al₂O₃/Gr хибридни композит са основом А356, 5% запреминског садржаја Al₂O₃ величине честице 17 μm и 3% графита величина честица 70 μm и 170 μm .

Аутори су одредили и механичке карактеристике добијених хибридних композита. Изведена триболошка испитивања дају зависност величине хабања од брзине клизања и оптерећења. Испитивања су извршена на трибометру са *block on ring* контактним паром за оптерећења од 5-420 N и брзине клизања од 0.2-3.0 m/s (слике 3.3 и 3.4).



Слика 3.3. Зависност хабања Al/SiC/Gr композита од оптерећења и брзине клизања [38]



Слика 3.4. Зависност хабања Al/Al₂O₃/Gr композита од оптерећења и брзине клизања [38]

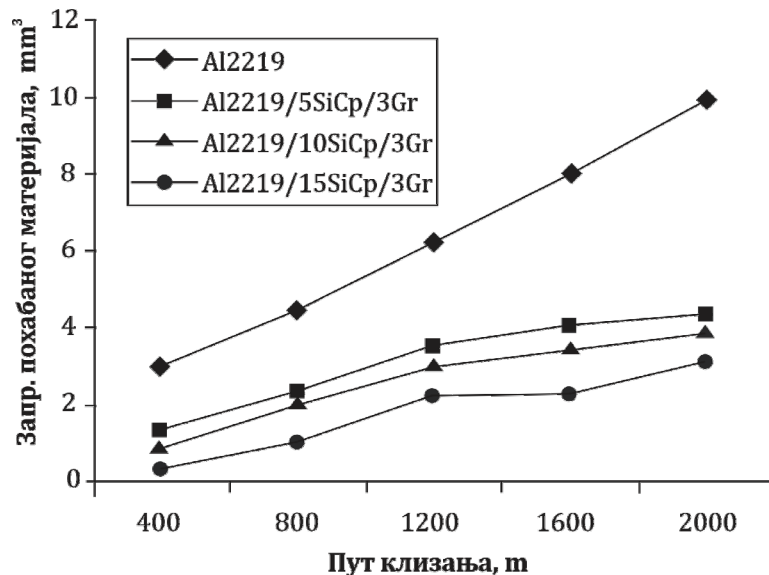
Basavarajappa и сарадници [39-41] су проучавали триболошко понашање хибридних композита са алуминијумском основом Al2219 ојачаних силицијум-карбидом (SiC) и графитом (Gr). Хибридни композити су добијени поступком течне металургије.

Испитивање триболошких карактеристика извршено је по стандарду ASTM G99-95 на трибометру са *pin-on-disc* контактним паром. Испитивана су четири различита композита Al2219, Al2219/5SiC/3Gr, Al2219/10SiC/3Gr и Al2219/15SiC/3Gr. Код испитиваних композита као ојачивачу коришћени су SiC и графит запреминског удела од 3% са

честицама величине 45 μm . Процент SiC испитиваних узорака варира од 5, 10 и 15% удела са величином честице од 25 μm .

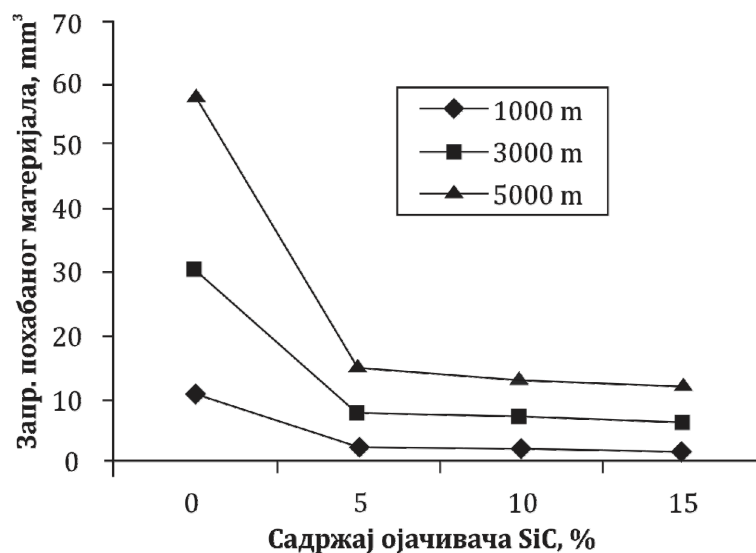
Триболошка испитивања су спроведена за оптерећења у распону од 10 до 60 N и брзине клизања од 1.53, 3.0, 4.6 и 6.1 m/s. Испитивања су вршена на путу клизања од 5000 m, при чему је материјал диска челик EN 36 са тврдоћом од 65 HRc.

Резултати испитивања [39-41] показују да са повећањем процентуалног удела SiC повећава отпорност на хабање композита, односно хабање се смањује (слика 3.5).



Слика 3.5. Зависност запремине похабаног материјала од пута клизања [39-41]

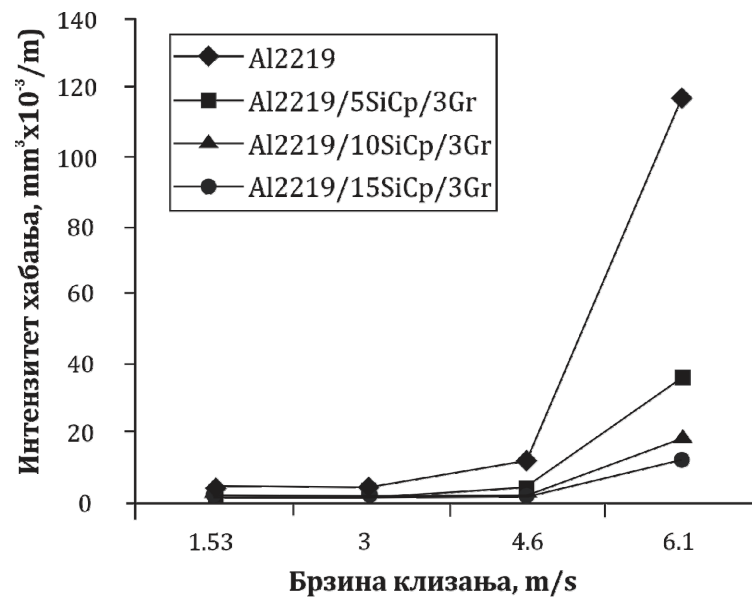
Са повећањем пута клизања расте запремина похабаног материјала, а истовремено опада са повећањем процента SiC (слика 3.6).



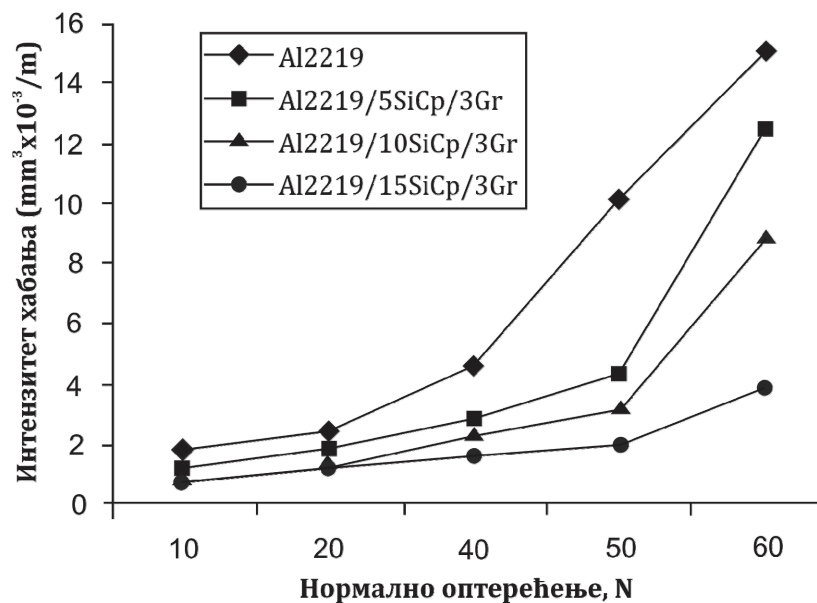
Слика 3.6. Зависност запремине похабаног материјала од садржаја SiC за различите путеве клизања [39-41]

Интензитет хабања расте са повећањем брзине клизања и величине оптерећења, посебно после 4.6 m/s и 50 N (слике 3.7 и 3.8). При мањим брзинама клизања главни механизам хабања је абразивно хабање, док се при већим брзинама не може извести закључак јер долази до раслојавања.

Деформација потповршинског слоја композита оцењује се помоћу мерења микротврдоће у дубини материјала у правцу нормалном на пресек похабаних контактних површина. Микротврдоћа зависи од брзине клизања и опада са повећањем дубине.



Слика 3.7. Зависност интензитета хабања од брзине клизања [39-41]



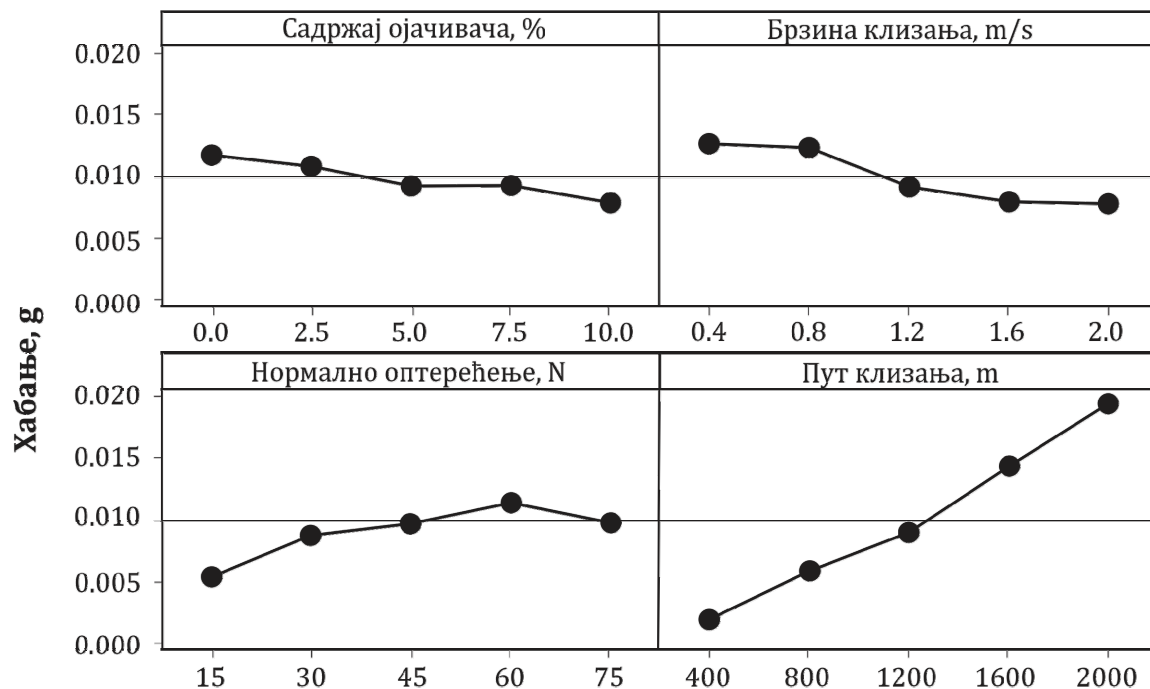
Слика 3.8. Зависност интензитета хабања од оптерећења за брзину клизања 3 m/s и пут клизања од 5000 m [39-41]

Индијски научници *Suresha* и *Sridhara* [42-45] су проучавали триболошко понашање алуминијумских хибридних композита са додатком SiC и графита, тзв. Al/SiC/Gr композите. Они су проучавали зависност величине хабања и коефицијента трења од процентуалног садржаја ојачивача, једног, другог или оба.

Хибридни композити су добијени поступком ливење мешањем (*stir casting*). Као матрица се користи алуминијумска легура LM25 (AL - Si7Mg0.5). Укупан проценат ојачивача композита износи 10%, док појединачни проценат оба ојачивача варира од 0, 1.25, 2.5, 3.75, 5.0%. Код Al/SiC композита са повећањем процентуалног удела SiC расте тврдоћа композита. Код Al/Gr композита са повећањем садржаја графита опада тврдоћа. Док код хибридних Al/SiC/Gr композита тврдоћа нема одређену зависност од

процентуалног садржаја појединих ојачивача. Величина честица SiC износи 10-20 μm , густине 3.22 g/cm^3 , а величина честица графита је 70-80 μm , густине 2.09-2.23 g/cm^3 .

Триболошка испитивања су вршена на трибометру са *pin on disc* контактним паром, по стандарду ASTM G99-95а, без подмазивања за различита оптерећења од 15-75 N, брзине клизања од 0.4÷2.0 m/s, дужину клизања од 400-2000 m са једнаким процентуалним садржајем SiC и Gr у хибридном композиту. Као материјал диска коришћен је челик EN 31 површинске храповости Ra=0.1 μm . На хабање Al/SiC/Gr композита утичу проценат ојачивача, брзина клизања, оптерећење и пут клизања (слика 3.9).



Слика 3.9. Зависност хабања од садржаја ојачивача, брзине клизања, оптерећења и пута клизања Al/SiC/Gr хибричних композита [42]

Повећање процентуалног садржаја графита у композиту доводи до смањења хабања због формирања мазивог слоја, међутим истовремено долази до смањења механичких карактеристика композита, односно тврдоће.

Додатак SiC, с друге стране, побољшава јачину и отпорност на хабање композита, али се зато смањује обрадивост материјала и повећава крутост. Комбиновано коришћење оба ојачивача доводи до побољшања и триболошких и механичких карактеристика композита са алуминијумском основом. Тврдоћа Al/SiC/Gr хибричних композита опада са повећањем садржаја SiC и графита. Оптимални проценат ојачивача износи 7.5% без обзира на оптерећење, брзину клизања и пут клизања.

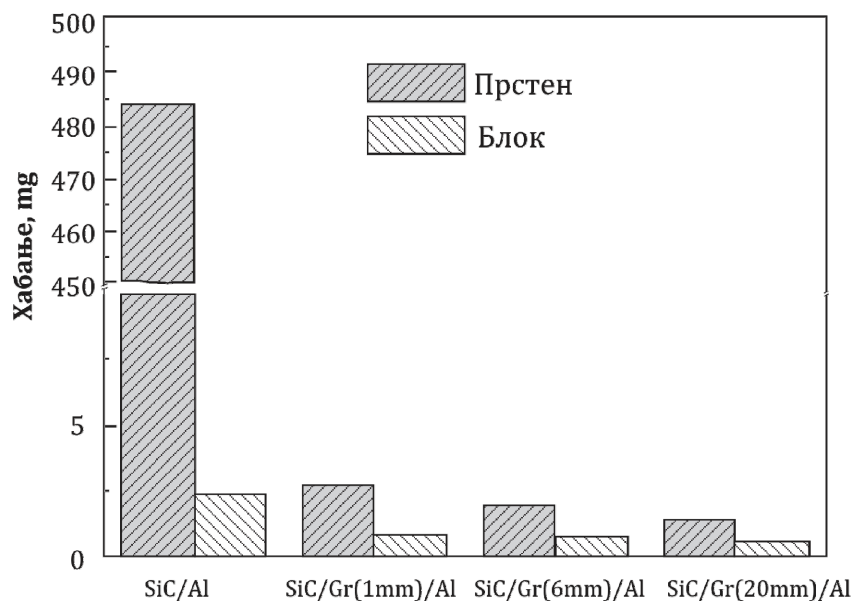
Leng и сарадници [46,47] су испитивали утицај величине честица графита на триболошке и механичке карактеристике хибричних композита. Основу композита чини алуминијумска легура Al2024, а као ојачивач користи се SiC процентуалног удела од 40% и величине честица од 3 μm . Као други ојачивач користи се графит са запреминским садржајем од 5%, али са различитим величинама честица од 1, 6 и 20 μm . Хибридни Al/SiC/Gr композити су добијени поступком ливење гњечењем (*Squeeze casting*).

За сваки од ових композита су одређене механичке карактеристике, односно затезна чврстоћа и модул еластичности. Са повећањем величине честица графита опада затезна чврстоћа и модул еластичности добијених хибричних композита.

Испитивање триболошких карактеристика вршено је на трибометру који ради на *blok on ring* принципу. Од композита се праве прстенови, а блокови се израђују од челика W18Cr4V. Испитивања су реализована под оптерећењем од 150 N, брзини клизања од 0.4 m/s, у времену од 120 s, при температури од $22\pm 3^\circ$ и без подмазивања.

Измерене вредности коефицијента трења за композите Al/SiC налазе се у границама од $0.3\div 0.5$. Коефицијент трења хибридних композита Al/SiC/Gr налази се у границама $0.25\div 0.3$. Ове вредности су доста мање због подмазујућих својстава графита, а очигледно је и мање расипање вредности.

У оквиру триболошких испитивања извршено је и мерење масе похабаног материјала. Највеће је хабање композита Al/SiC (484 mg), док је хабање хибридних композита доста мање ($1.4\div 2.7$ mg). Губици материјала код хибридних композита су од 170 до 340 пута мањи од Al/SiC композита (слика 3.10). Када је у питању величина честица графита, најмање је хабање код композита са најкрупнијим честицама (20 μm), а највеће код композита са најситнијим честицама (1 μm).



Слика 3.10. Хабање хибридних композита и контратела са различитим величинама честица графита [46]

Додавањем графита коефицијент трења хибридних композита се смањује, а отпорност на хабање се доста повећава. Осим тога хабање контратела је смањено за 60-70%.

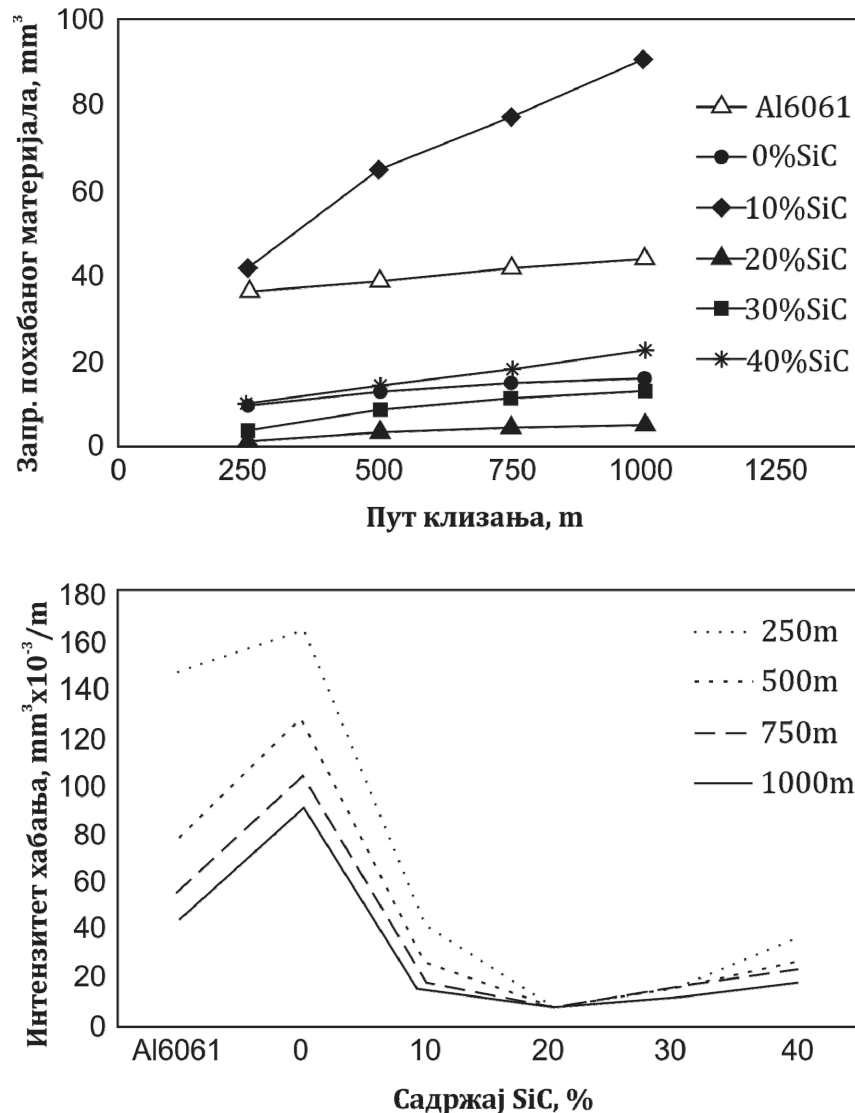
Отпорност на хабање Al/SiC/Gr хибридних композита се повећава са повећањем величине честица графита. Побољшање триболошких карактеристика настаје унапређењем подмазивања трибо-слојева који се састоје од мешавине оксида гвожђа, графита, честица SiC и алуминијума.

Аутори *Mahdavi* и *Akhlaghi* [48,49] су проучавали триболошко понашање хибридних композита Al/SiC/Gr добијених новом методом *In situ* металургијом праха (*In situ Powder Metallurgy-IPM*). Хибридни композити са алуминијумском основом ојачани силицијум-карбидом (SiC) и графитом (Gr) представљају јединствену класу напредних материјала развијених за употребу у триболошким апликацијама. Основу хибридних Al/SiC/Gr композита чини алуминијумска легура Al6061. Добијени композити садрже 9% графита, а процентуални садржаја SiC варира од $0\div 40\%$. Просечна величина честица SiC износи 19 μm , а честица графита 75 μm . Густина SiC износи 3.2 g/cm^3 , а графита 2.2 g/cm^3 .

Триболошка испитивања су извршена на трибометру са *pin on disk* контактном геометријом. Дужине клизања износе 250, 500, 750 и 1000 m. Материјал пина је челик

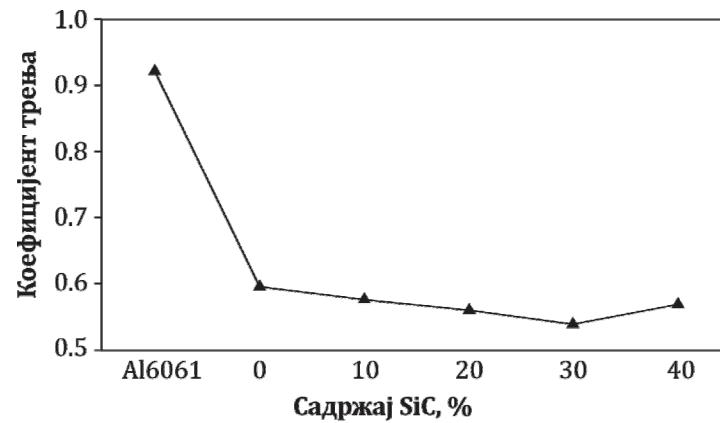
(1.5Cr, 1C, 0.35Mn, 0.25Si) тврдоће 64 НRс. Оптерећење износи 20 N, притисак 1 МПа, а брзина клизања 0.5 m/s.

Тврдоћа добијених узорака се повећава са повећањем садржаја SiC. Када је реч о триболошким карактеристикама хабање расте са повећањем пута клизања. Међутим када је проценат SiC у питању, хабање опада са повећањем садржаја SiC до 20%, после тога (20÷40% SiC) хабање поново расте (слика 3.11). Што се коефицијента трења тиче његова вредност опада са повећањем садржаја SiC и најмања је за 30% SiC. Након тога коефицијент трења расте (слика 3.12).



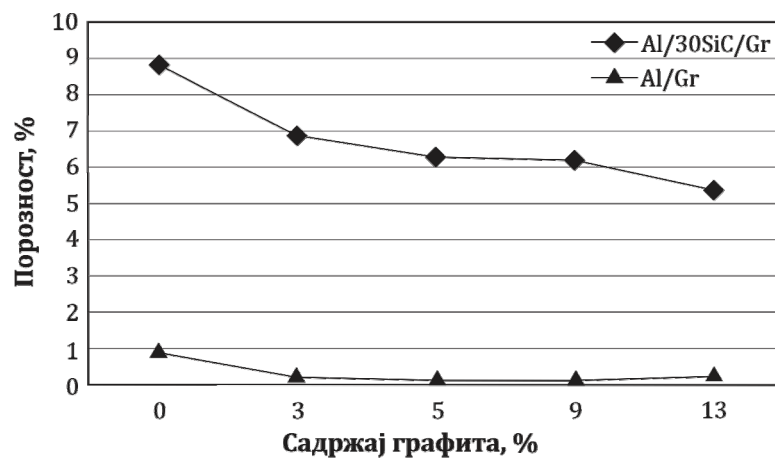
Слика 3.11. Зависност интензитета хабања од пута клизања и садржаја SiC хибричних композита Al/SiC/Gr са 9% графита [48]

Исти аутори у раду [50] анализирају хибридни композит Al/SiC/Gr са основом Al6061, процентуалним уделом од 30% SiC и променљивим садржајем графита од 0 до 13 %, добијен *in situ* металургијом праха (*Powder metallurgy-IPM*). Триболошка испитивања су рађена на трибометру са *pin-on-disc* контактним паром. Величина честица SiC износи 93 μm , а честица графита 75 μm . Услови испитивања, тј. оптерећење, брзина клизања и пут клизања су исти као у раду [48].

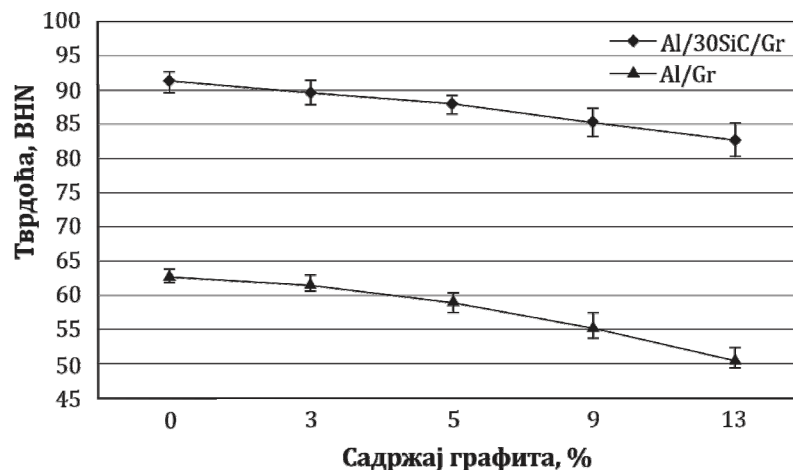


Слика 3.12. Зависност коефицијента трења од садржаја SiC хибричних композита Al/SiC/Gr са 9% графита [48]

Испитивања показују да се порозност и тврдоћа хибричних композита смањују са повећањем процентуалног удела графита (слике 3.13 и 3.14). Алуминијумски композити без SiC имају доста мање вредности порозности и тврдоће од хибричних Al/SiC/Gr композита.

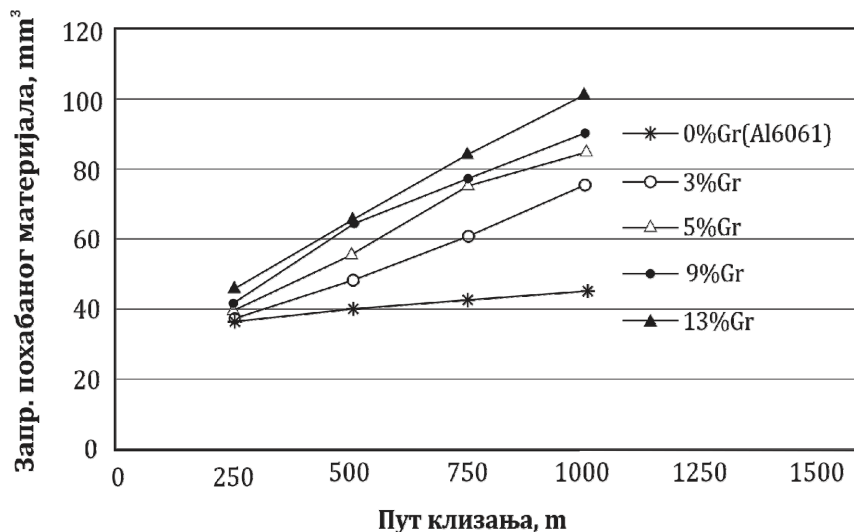


Слика 3.13. Зависност порозности хибричних композита од процентуалног садржаја графита [50]

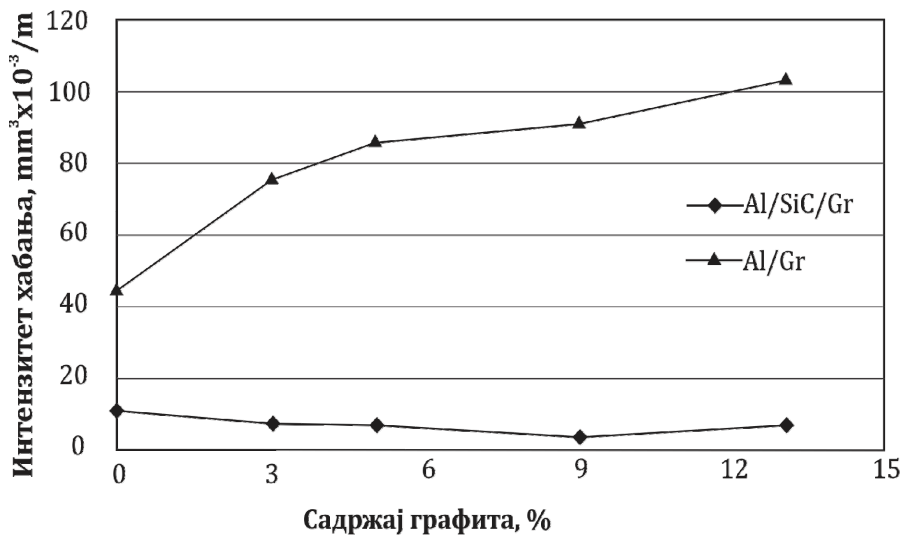


Слика 3.14. Зависност тврдоће хибричних композита од процентуалног садржаја графита [50]

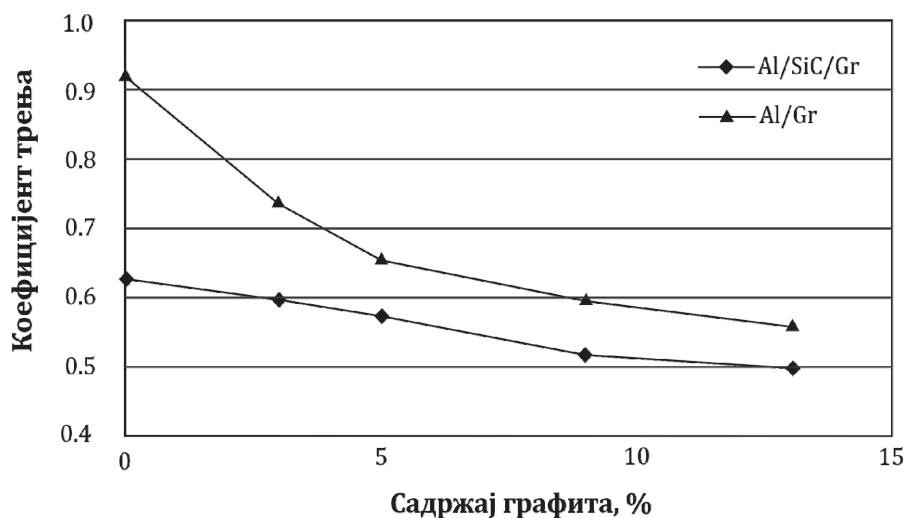
Резултати триболошких испитивања Al/Gr композита показују да интензитет хабања расте са повећањем пута клизања, али и са повећањем садржаја графита (слика 3.15). Исти тренд постоји и код Al/SiC/Gr композита, с тим што је интензитет хабања доста мањи. Најмање хабање код Al/Gr композита настаје кад је садржај графита 9%. Код Al/30SiC/9Gr хибричних композита хабање је 15÷30 пута мање него код Al/9Gr композита (слика 3.16).



Слика 3.15. Зависност запремине похабаног материјала хибричних композита од пута клизања за различите вредности садржаја графита [50]



Слика 3.16. Зависност интензитета хабања хибричних композита од садржаја графита [50]

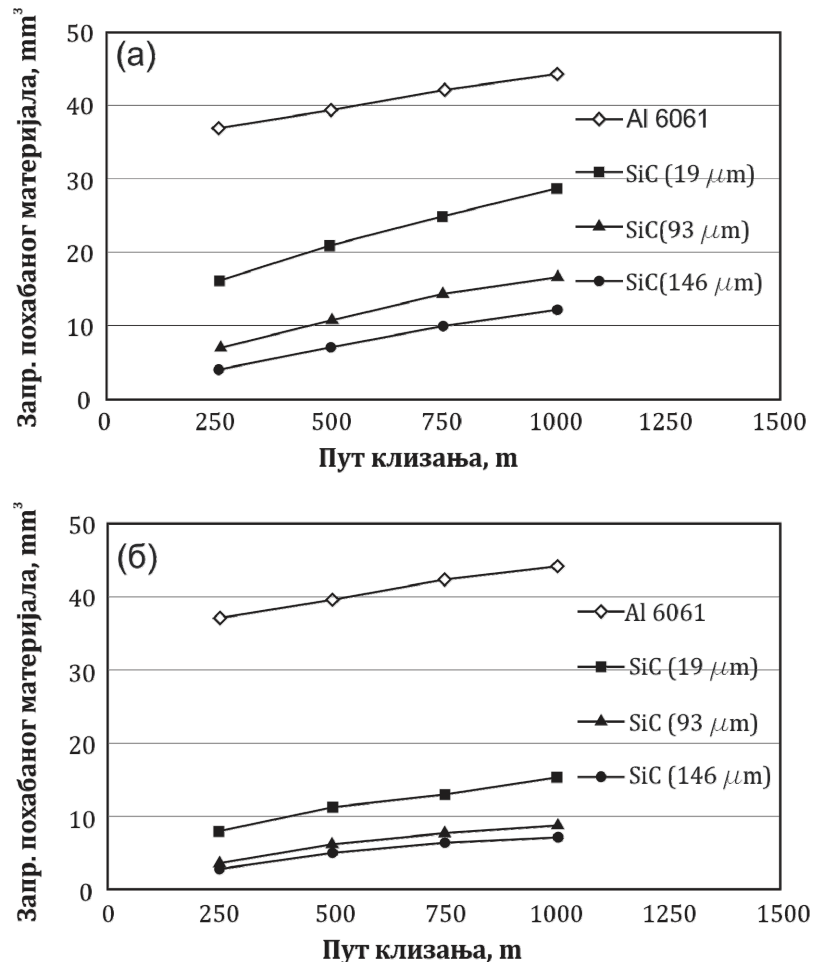


Слика 3.17. Зависност коефицијента трења хибричних композита од садржаја графита [50]

Повећање садржаја графита у композитима доводи до смањења коефицијента трења [50]. Вредности коефицијента трења код хибричних композита Al/SiC/Gr су мање него код Al/Gr композита за ~20% (слика 3.17).

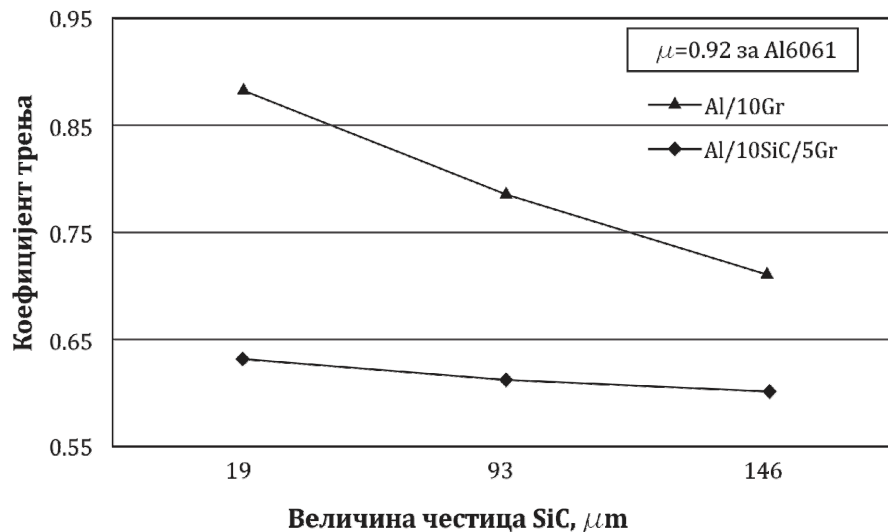
У раду [51] је приказан утицај величине честица SiC на триболошке карактеристике Al/SiC/Gr композита. ИРМ поступком добијени су хибридни композити са основом Al6061 ојачани са 10% SiC и 0÷5 % графита. Честице SiC су величина 19, 93 и 146 μm густине 3.2 g/cm^3 , а величина честица графита је 75 μm густине 2.2 g/cm^3 .

Хабање хибридних композита расте са повећањем пута клизања. Највеће је хабање алуминијумске легуре, док се код Al/SiC композита хабање смањује са повећањем величине честица SiC. Код хибридних Al/SiC/Gr композита тренд је исти, али је хабање доста мање него код Al/SiC композита (слика 3.18).



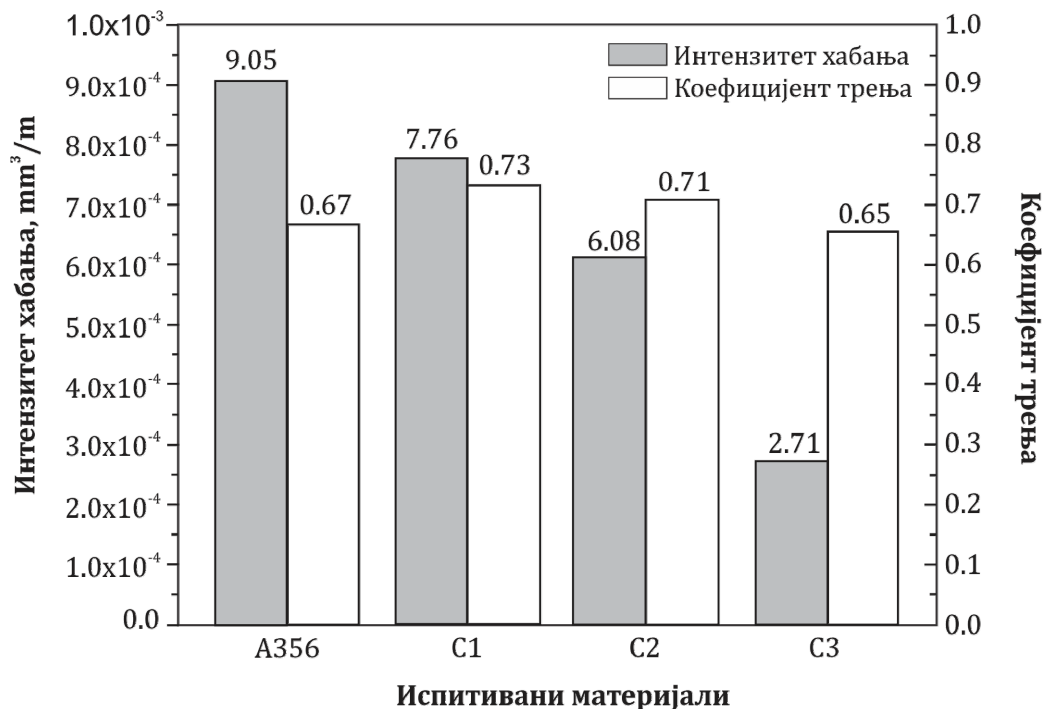
Слика 3.18. Зависност хабања од пута клизања а) за Al/SiC композите и б) за Al/SiC/Gr композите [51]

Коефицијент трења опада са повећањем величине честица ојачивача SiC. Истовремено код Al/SiC/Gr хибридних композита коефицијент трења је мањи него код Al/SiC композита без графита (слика 3.19). Додавање графита (5%) доводи до смањења коефицијента трења услед формирања мазивог слоја. Очигледно је да механичке карактеристике (порозност, тврдоћа) као и триболошке карактеристике (интензитет хабања и коефицијент трења) Al/10SiC композита опадају са додавањем 5% графита односно формирањем хибридних Al/SiC/Gr композита.



Слика 3.19. Зависност коефицијента трења од величине честице SiC [51]

Ames и *Alpas* [52] су проучавали триболошко понашање хибридног композита са основом А356, ојачаног са 20% силицијум-карбида и 3÷10% графита. Новоформирани хибридни композит представља комбинацију два различита триболошка материјала. Наиме, тврде честице SiC и меке подмазујуће честице графита чине један материјал. Триболошка испитивања су извршена на *block on ring* контактном пару без подмазивања. Величина оптерећења износи од 1 до 441 N. Отпорност на хабање Al/20SiC/3Gr хибридног композита приближно је једнака отпорности на хабање Al/20SiC композита при ниским и средњим оптерећењима. За оптерећења мања од 20N хабање хибридног Al/20SiC/3Gr и Al/20SiC композита је 10 пута мање од хабања основног материјала без ојачивача (А356). Захваљујући тврдоћи SiC честица, хибридни Al/20SiC/3Gr композит има 1÷2 пута већу отпорност на хабање од Al/20SiC/10Gr при већим оптерећењима. Међутим графит доводи до смањења хабања контратела. Ново формирани трибо лејери се састоје од мешавине графита, оксида гвожђа, алуминијума и налазе се на површини хибридних композита.



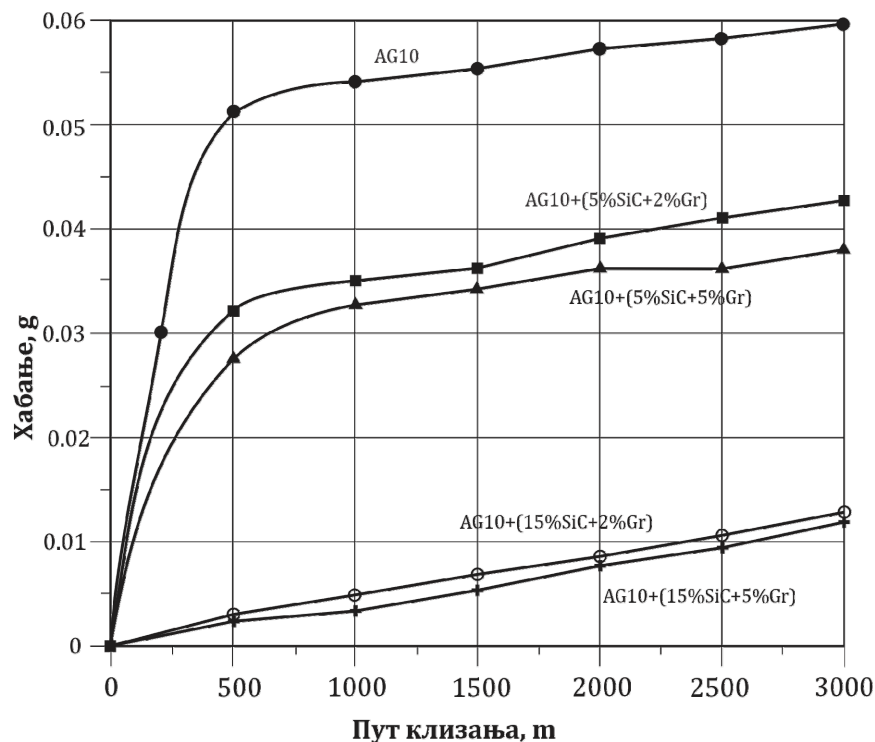
Слика 3.20. Интензитет хабања и коефицијент трења А356 легуре, композита C1(Al/10Al₂O₃), композита C2 (Al/10SiC) и композита C3 (Al/10SiC/1Gr) [53]

Венцл и сарадници [53-55] су проучавали триболошке карактеристике хибридних композита са основом А356 ојачаних керамичким честицама SiC и Al₂O₃ и графитом. Хибридни композити су добијени применом компокастинг поступка и термички обрађени у Т6 режиму обраде. Када је реч о микротврдоћи са додавањем 10% керамичког ојачивача (SiC или Al₂O₃) микротврдоћа расте, а са додавањем 1% графита микротврдоћа опада испод микротврдоће основног материјала.

Честице ојачивача (SiC или Al₂O₃) су распоређене у кластерима у композитној матрици. Распоред честица SiC у кластере је повољнији када је реч о механичким и триболошким карактеристикама у односу на распоред Al₂O₃ честица. Отпорност на хабање расте са додавањем ојачивача, а посебно са додавањем графита. Док је коефицијент трења керамички ојачаних композита већи од коефицијента трења основног материјала (слика 3.20). Истовремено, коефицијент трења хибридног Al/10SiC/1Gr је мањи од коефицијента трења основног материјала (А356).

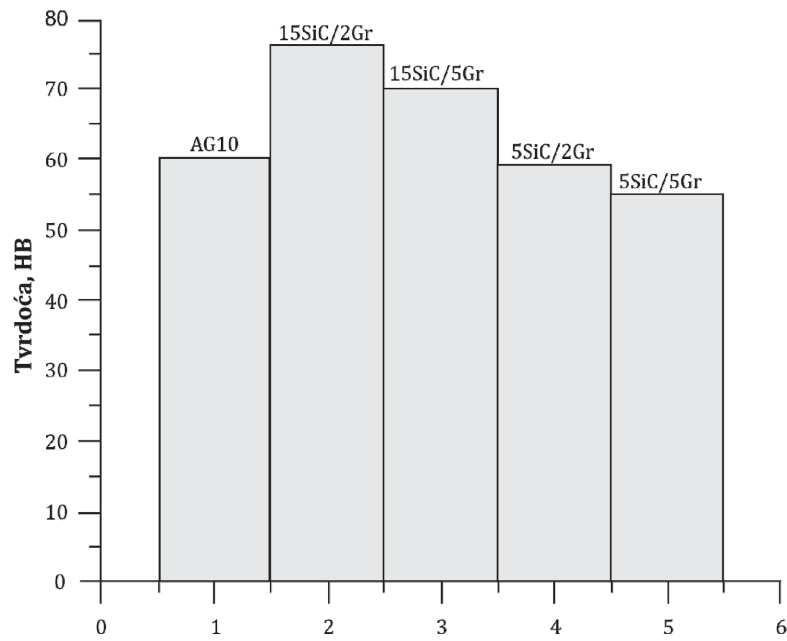
Lagiewka и сарадници [56] су испитивали триболошки утицај комбинованог ојачивача силицијум-карбида (SiC) и графита на хибридни композит са матрицом AlMg10. Испитивани су хибридни композити са следећим саставима ојачивача: 5%SiC2%Gr, 5%SiC5%Gr, 15%SiC2%Gr, 15%SiC5%Gr.

Триболошка испитивања су вршена на трибометру Т-05 са оптерећењем од 50 N и дужини клизања од 3000 m. Резултати показују да је отпорност на хабање хибридних композита већа од отпорности на хабање основног материјала AG10. Такође за исту вредност SiC већа отпорност на хабање се јавља код композита са већим садржајем графита. Истовремено са повећањем садржаја SiC расте отпорност на хабање композита. Највећа отпорност на хабање јавља се код хибридних композита са 15%SiC5%Gr (слика 3.21).

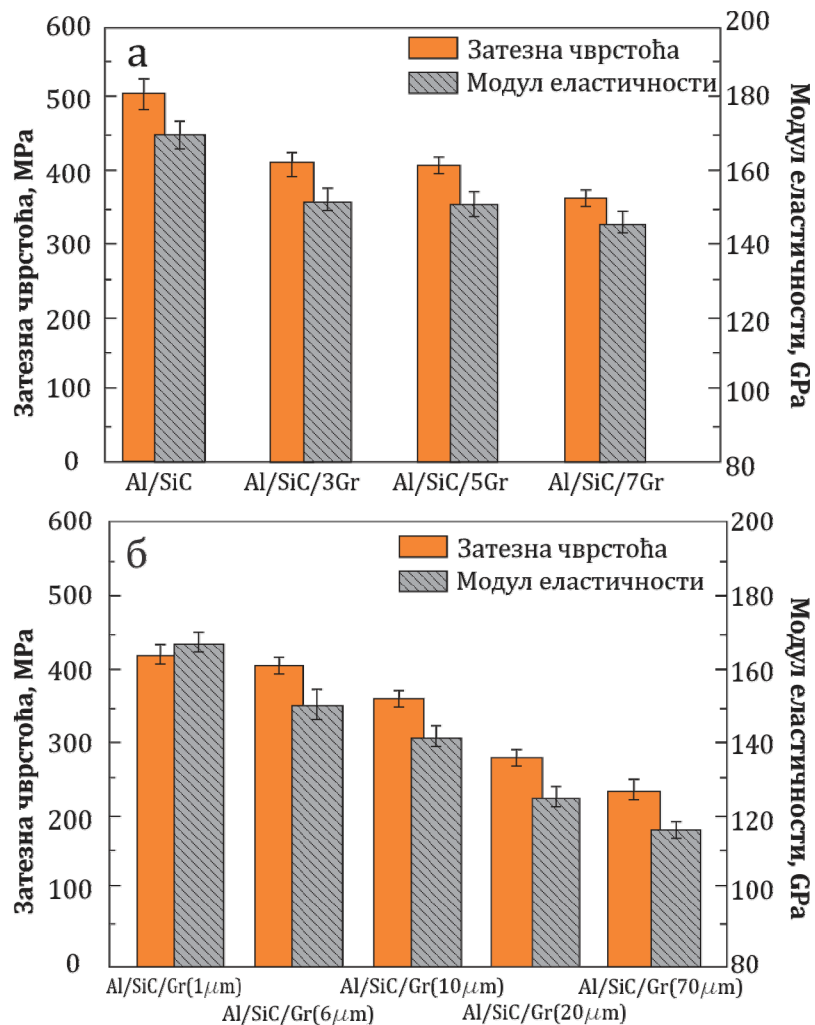


Слика 3.21. Зависност хабања од пута клизања [56]

Када је реч о тврдоћи, она расте са повећањем садржаја SiC, а опада са повећањем садржаја графита. Тврдоћа има највеће вредности за композит са 15%SiC2%Gr, а најмање вредности за композит са 5%SiC5%Gr (слика 3.22).



Слика 3.22. Тврдоћа композитних материјала у зависности од садржаја ојачивача [56]



Слика 3.23. Зависност затезне чврстоће и модула еластичности хибридних композита од садржаја и величине честица графита [57]

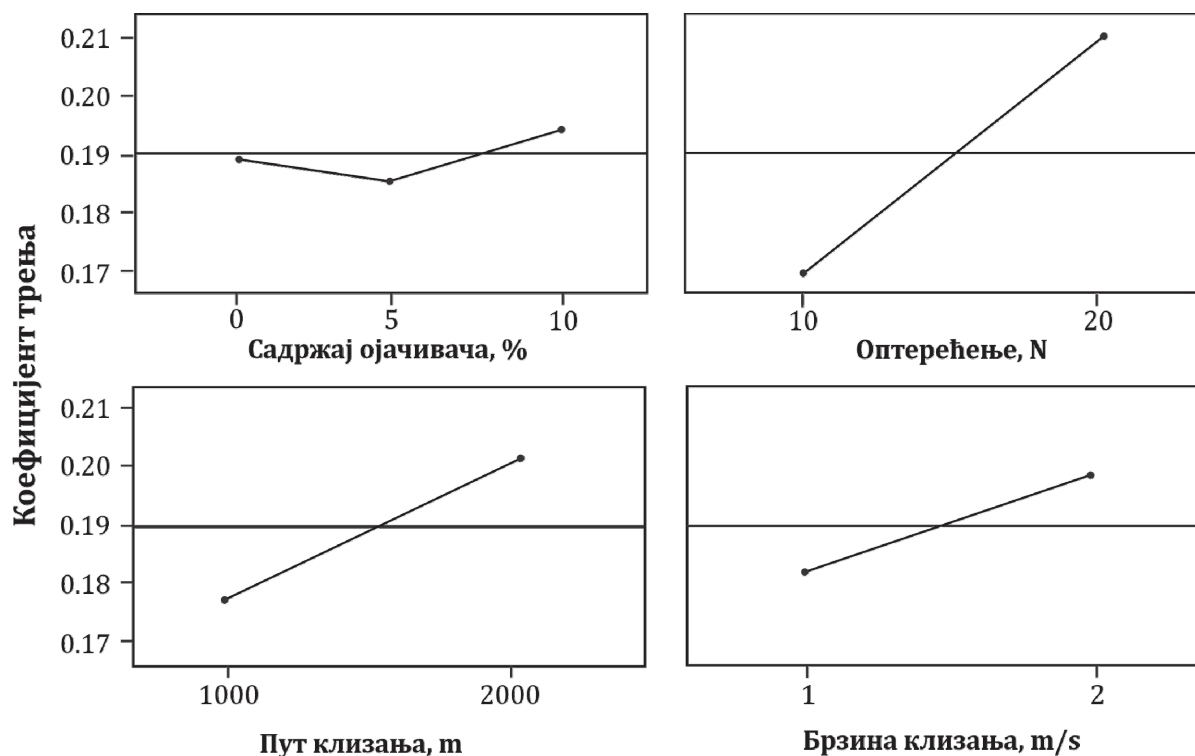
Кинески научник *Leng* и сарадници [57-58] анализирали су утицај величине честица графита и његовог садржаја на триболошке и механичке карактеристике хибридних

композита. За основу хибридних композита користи се алуминијумска легура Al 2024. Као ојачивачи користе се SiC у садржају од 40%, величине честице 3 μm и графит у садржају од 3%, 5% и 7% величина честица од 1,6,10,20 и 70 μm .

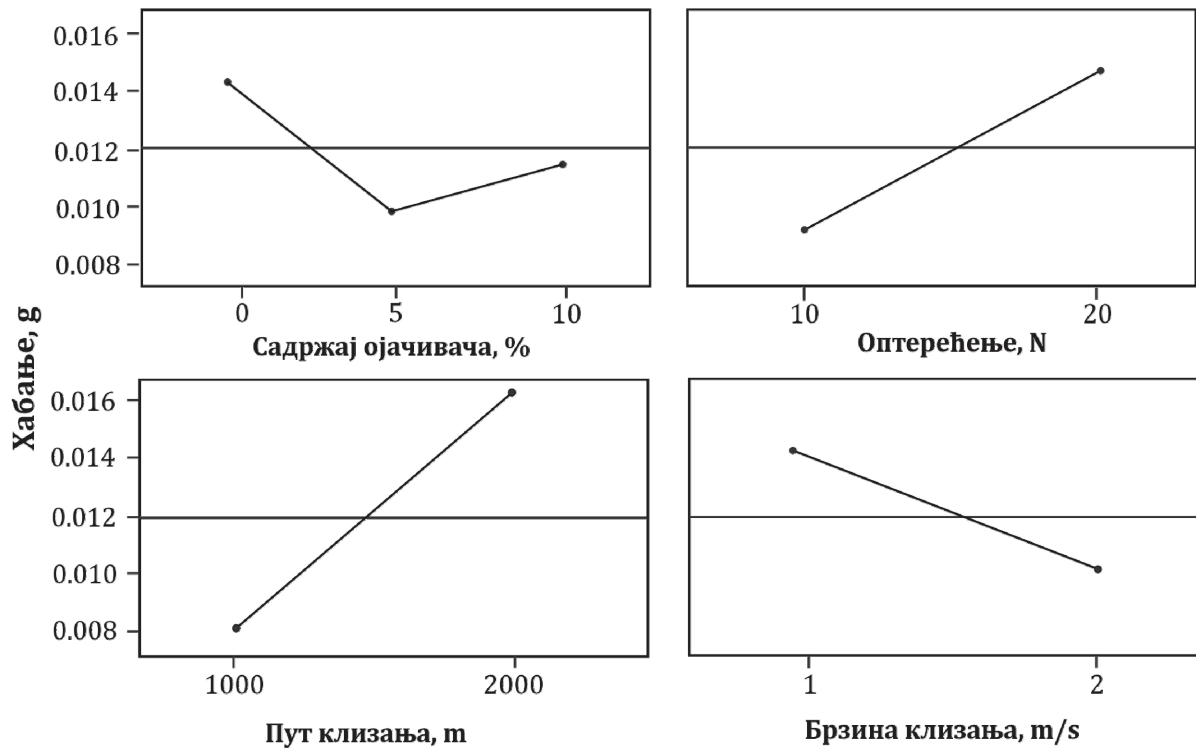
Анализа механичких карактеристика показује да затезна чврстоћа и модул еластичности директно зависе од вредности процентуалног удела графита, али и од величине честица графита. Наиме, и модул еластичности и затезна чврстоћа опадају са повећањем садржаја графита и повећањем честица графита (слика 3.23).

Индијски научници *Ravindran* и др [35, 36, 59] проучавали су триболошко понашање хибридних композита са основом од алуминијумске легуре A2024. Хибридни композити су добијени металургијом праха са 5% SiC и (0, 5 и 10%) графита. Триболошка испитивања вршена су по стандарду ASTM G99-05 на трибометру са *pin on disc* контактним паром. Материјал контратела је челик EN31. План експеримента се базира на варирању оптерећења од 10 N и 20 N, два пута клизања од 1000 m и 3000 m и две брзине клизања 1 m/s и 2 m/s. Величина честица силицијум-карбида је од 43÷53 μm , густине 3.22 g/cm³, а величина честица графита од 43÷60 μm , густине од 2.09÷2.23 g/cm³. Густина добијених хибридних композита се креће од 2.82÷2.89 g/cm³, а тврдоћа од 51÷55 BHN.

Анализа добијених резултата извршена је помоћу ANOVA статистичког програма и показује да коефицијент трења расте са повећањем пута клизања, оптерећења и брзине клизања. Истовремено, коефицијент трења опада са повећањем садржаја графита до 5%, а поново расте за хибридне композите са 10% графита (слика 3.24). Када је реч о интензитету хабања, он расте са повећањем оптерећења и пута клизања, а опада са повећањем брзине клизања. Додавањем графита од 5% смањује се хабање, али поново расте са повећањем садржаја графита од 10% (слика 3.25). Најбоље триболошке карактеристике показује хибридни композит Al/5SiC/5Gr (са 5% SiC и 5%Gr), док даље повећање графита повећава хабање и коефицијент трења. Такође, SEM анализа показује да је деламационо хабање доминантан механизам хабања хибридног композита [59].



Слика 3.24. Зависност коефицијента трења од оптерећења, брзине клизања, пута клизања и садржаја графита [59]



Слика 3.25. Зависност хабања од оптерећења, брзине клизања, пута клизања и садржаја графита [59]

3.3. Преглед основних карактеристика хибридних композита са алуминијумском матрицом

У Табели 2.2 дат је приказ основних информација карактеристичних за испитивање триболошких и механичких карактеристика Al-SiC-Gr хибридних композита [37-59].

Табела 2.2. Преглед основних карактеристика анализираних хибридних композита

Литература	<i>Guo и Tsao</i> [37]	<i>Riahi и Alpas</i> [38]	<i>Basavarajappa</i> и др. [39-41]	<i>Surescha и Sridhara</i> [42-45]
Опрема	Instron 1125	<i>Block on ring</i> трибометар	<i>Pin on disc</i> трибометар ASTM G99-95	<i>Pin on disc</i> трибометар ASTM G99-95a
Ојачивач	SiC, графит	SiC, Al ₂ O ₃ , графит	SiC, графит	SiC, графит
Садржај ојачивача	10 % (v/o) SiC 2,5,8 % (v/o) графита	10% SiC 5% Al ₂ O ₃ 3% графита	5,10,15 % SiC 3% графита	0, 1.25, 2.5, 3.75, 5.0 % SiC 0, 1.25, 2.5, 3.75, 5.0 % графита
Величина ојачивача, μm	SiC – 45 μm Графит – 8 μm	SiC – 16 μm Графит – 80 и 138 μm Al ₂ O ₃ – 17 μm Графит – 70 и 170 μm	SiC – 25 μm Графит – 45 μm	SiC – 10-20 μm Графит – 70-80 μm
Матрица – основа	Al 6061	A356	Al 2219	LM25 (AL - Si7Mg0.5)
Поступак добијања композита	<i>Semi-solid powder densification</i>		<i>Liquid metallurgy technique</i>	<i>Stir casting</i>
Контратело	A356	SAE (AISI) 52100	Челик EN32 - 65 HRc	Челик EN 31 – Ra=0.1 μm
Брзина клизања, m/s	1.09	0.2-3.0	1.53, 3.0, 4.6 и 6.1	0.4-2.0
Нормално оптерећење, N		5-420	10-60	15-75
Контактни притисак, МПа	0.094			
Пут клизања, m			5000	400-2000

Табела 2.2. Преглед основних карактеристика анализираних хибридних композита-наставак

Литература	<i>Leng</i> и др. [46,47]	<i>Mahdavi</i> и <i>Akhlaghi</i> [48,49]	<i>Mahdavi</i> и <i>Akhlaghi</i> [50]	<i>Mahdavi</i> и <i>Akhlaghi</i> [51]
Опрема	<i>Block on ring</i> трибометар	<i>Pin on disc</i> трибометар	<i>Pin on disc</i> трибометар	<i>Pin on disc</i> трибометар
Ојачивач	SiC, графит	SiC, графит	SiC, графит	SiC, графит
Садржај ојачивача	40 % SiC 5% графита	0-40 % SiC 9 % графита	30 % SiC 0-13 % графита	10 % SiC 0-5 % графита
Величина ојачивача, μm	SiC – 3 μm Графит – 1,6,20 μm	SiC – 19 μm Графит – 75 μm	SiC – 93 μm Графит – 75 μm	SiC – 19, 93 и 146 μm Графит – 75 μm
Матрица – основа	Al2024	Al6061	Al6061	Al6061
Поступак добијања композита	<i>Squeeze casting</i>	<i>In situ Powder Metallurgy (IPM)</i>	<i>In situ Powder Metallurgy (IPM)</i>	<i>In situ Powder Metallurgy (IPM)</i>
Контратело	Челик W18Cr4V	Челик (1.5Cr, 1C, 0.35Mn, 0.25Si) 64 HRc.	Челик (1.5Cr, 1C, 0.35Mn, 0.25Si) 64 HRc.	Челик (1.5Cr, 1C, 0.35Mn, 0.25Si) 64 HRc.
Брзина клизања, m/s	0.4	0.5	0.5	0.5
Нормално оптерећење, N	150	20	20	20
Контактни притисак, МПа		1	1	1
Пут клизања, m	120s (time)	250, 500, 750 и 1000	250, 500, 750 и 1000	250, 500, 750 и 1000

Табела 2.2. Преглед основних карактеристика анализираних хибридних композита-наставак

Литература	<i>Ames и Alpas</i> [52]	<i>Venci и др.</i> [53-55]	<i>Lagiewka и др.</i> [56]	<i>Leng и др.</i> [57,58]	<i>Ravindran и др.</i> [35,36,59]
Опрема	<i>Block on ring</i> трибометар	<i>Pin on disc</i> трибометар	Трибометар Т-05		<i>Pin on disc</i> трибометар
Ојачивач	SiC, графит	SiC, Al ₂ O ₃ , графит	SiC, графит	SiC, графит	SiC, графит
Садржај ојачивача	20 % SiC 3-10 % графита	10% SiC 10% Al ₂ O ₃ 1% графита	5,15 % SiC 2,5 % графита	40 % SiC 3,5,7% графита	5 % SiC 5 и 10 % графита
Величина ојачивача, μm		SiC – 39 μm Графит – 35 μm		SiC – 3 μm Графит – 1,6,10,20,70 μm	SiC – 43-53 μm Графит – 43-60 μm
Матрица – основа	A356	A356	AlMg10	Al2024	Al2024
Поступак добијања композита		<i>Compocasting</i>		<i>Squeeze casting</i>	Металургија праха
Контратело					Челик EN 31
Брзина клизања, m/s		0.06 (0.038)			1 и 2
Нормално оптерећење, N	1-441	1	50		10 и 20
Контактни притисак, МПа					
Пут клизања, m		500	3000		1000 и 3000

4

Поступак добијања хибридних композита са основом од легуре алуминијума

4.1. Избор одговарајућег поступка за добијање хибридних композита

Циљ истраживања представља испитивање триболошких карактеристика хибридних композита са алуминијумском основом. Хибридни композити су композити код којих постоје две или више врста или облика ојачивача и/или побољшивача. Најчешће коришћени ојачивач код композита на бази алуминијума је силицијум-карбид (SiC), а побољшивач (пре свега карактеристика трења) је графит. Својства композита у великој мери зависе од облика, димензија и процентуалног садржаја ојачивача односно побољшивача, као и примењене технологије добијања композита [60-63].

Постоји више технологија производње композитних материјала са металном основом, а најчешће су: технологија металургије праха или нека од технологија ингот металургије (ливењем). Ливење у полуочврслном стању је једна од технологија која се примењује за добијање композита. Оно може да се јави у две варијанте: као реокастинг поступак и као поступак тиксоливења. Обе варијанте се могу применити за производњу композита и тада говоримо о компокастинг поступку. Овај поступак спада у групу технологија код којих се врши прерада надеутектичких и подеутектичких легура у полуочврслном стању [3, 64-66].

Анализом различитих поступака добијања композита уочене су следеће предности компокастинг поступка у односу на друге поступке ингот металургије.

- Честице ојачивача се релативно лако инфилтрирају, практично заробљавају. Овим се избегава решавање проблема квашљивости на граници основе и ојачивача, који је један од највећих проблема у поступцима инфилтрације честица када је основна легура у течном стању [67];

- Трошкови (цена израде композита) су нижи [68];

- Погодном комбинацијом параметара мешања полуочврслног растопа са инфилтрираним честицама, могуће је постићи повољну расподелу честица ојачивача у основи композита и на тај начин утицати на његове механичке особине;

Будући да се компокастинг поступком могу произвести композитни материјали у облику тзв. тиксоингота, овај поступак је могуће користити и као предпоступак за добијање полупроизвода који накнадно могу бити прерађени применом технологија као што су ливење гњечењем, ливење мешањем [69], ваљање, ковање или пресовање [70].

Табела 4.1. Хемијски састав (мас. %) А356 легуре

Елемент	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Ni	Ti	Al
Процент	7,20	0,02	0,29	0,01	0,18	0,01	0,02	0,11	остатак

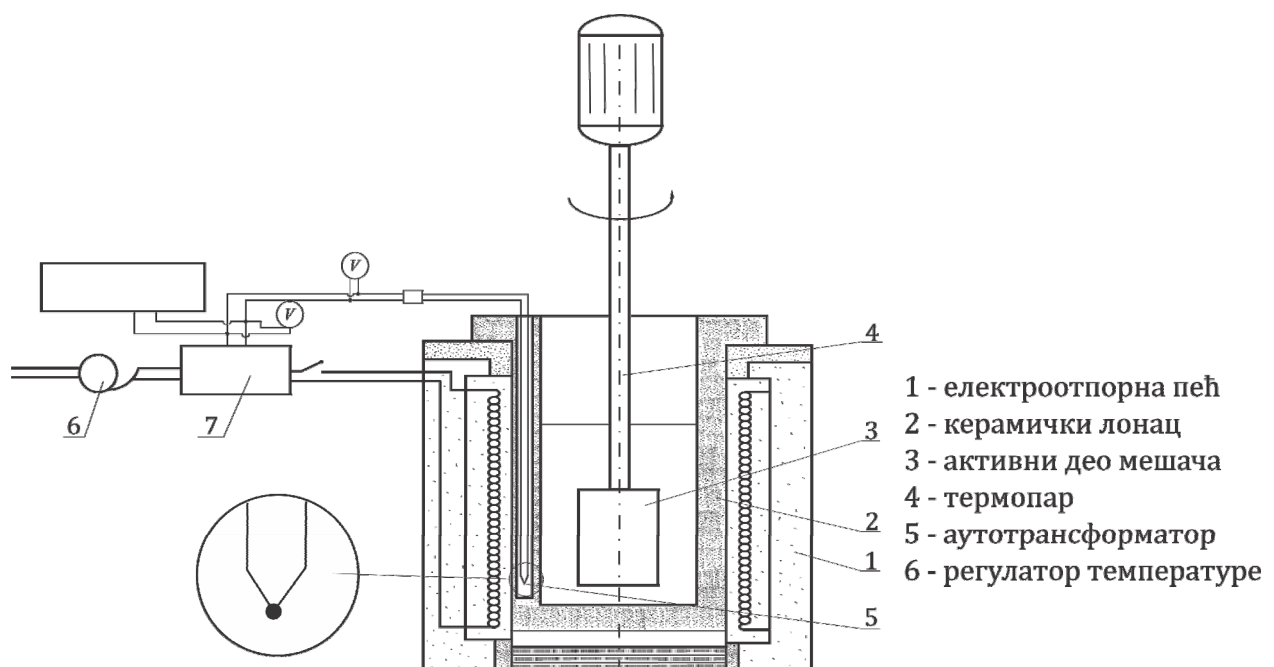
Као основа за добијање композита коришћена је подеутектичка Al-Si легура EN AlSi7Mg0,3 (А356 легура) хемијског састава датог у табели 4.1.

А356 легура је легура алуминијума са силицијумом уз додатак мале количине магнезијума, предвиђена за ливење. Широко је примењена у аутомобилској и авионској индустрији. Одликује се одличном ливкошћу и отпорношћу на корозију. Термичком обрадом, посебно Т6 режимом термичке обраде значајно се побољшавају њене механичке карактеристике [71]. Ово условљава стално ширење њене примене, посебно у аутомобилској индустрији где се користи као замена за челик и ливено гвожђе. У циљу побољшања отпорности на хабање овој легури се често додају разни ојачивачи – керамичке честице и влакна SiC, Al₂O₃ и други [72-80]. Такође, у новије време експериментално се додаје графит [81].

С обзиром на постављени задатак и изабрани технолошки поступак добијања композита у Лабораторији за материјале Института за нуклеарне науке “Винча” развијени су хибридни композити са алуминијумском матрицом од А356 легуре и ојачивачима SiC и графитом.

4.2. Поступак добијања хибридних композита са основом од А356 легуре алуминијума уз додатак 10 мас. % честица SiC и 1, 3 и 5 мас. % честица графита

Композити су добијени компокастинг поступком (инфилтрацијом честица ојачивача у полуочврсли растоп А356 легуре) применом лабораторијске опреме приказане на слици 4.1, која се састојала од процесног дела (1 – 4) и дела за мерење и регулацију температуре (5 – 8). Керамички лонац (2) је био израђен од алумине из више слојева [82]. Детаљнији опис саме апаратуре приказан је у референцама [64-66, 83].



Слика 4.1. Шема апаратуре за извођење компокастинг поступка

Припрема материјала се састојала од хемијског чишћења основе (А356 легуре), њеног уношења у претходно предгрејани лонац електроотпорне пећи, топљења и прегревања до 650 °С (област течне фазе) ради чишћења шљакe. У циљу добијања двојног хибридног

композита (А356 легура + 10 мас. % SiC + 1, 3 или 5 мас. % графита) одмерене количине прахова SiC и графита су претходно добро промешане у чврстом стању, предгрејане на 150°C и након тога коришћене у процесу инфилтрације. Средња вредност пречника честица SiC је била 39 μm , а честица графита 35 μm . Припрема полуочврслог растопа се састојала од хлађења растопа А356 легуре до радне температуре (температурног опсега) планиране за извођење компокастинг поступка (600 \pm 3°C, односно 33 мас. % чврсте фазе). По достизању ове температуре њена вредност је одржавана сталном (помоћу регулатора температуре) око 10 минута пре почетка инфилтрације и касније током самог процеса инфилтрације. Пре процеса инфилтрације у полуочврсли растоп је унет плочасти мешач и извршено је изотермско мешање (на 600°C) у трајању од 5 минута, са брзином обртања мешача од 500 о/мин. Изотермско мешање је извршено у циљу разбијања дендритне структуре која је настала током хлађења растопа и олакшавања процеса инфилтрације.

За оба композита инфилтрација је обављена за време од 7 минута континуираним дозирањем честица у зону уз вратило мешача, при брзини обртања мешача од 500 о/мин. У овој фази је са повећањем количине честица температура лагано дизана до 610 °C у циљу олакшавања инфилтрације, будући да се са додатком честица (секундарна фаза) повећавао вискозитет полуочврслог растопа основе. Након инфилтрације честица извршено је мешање у две етапе. Прва (краћа) етапа је служила за стабилизовање процеса и трајала је 2 минута, при брзини обртања мешача од 1000 о/мин. За време трајања ове етапе температура полуочврслог растопа је враћена на 600°C. Друга (дужа) етапа у трајању од 5 минута извршена је са брзином обртања мешача од 1500 о/мин у изотермном режиму, при температури од 600 \pm 3°C. Ливење полуочврслих растопа извршено је челичну кокилу предгрејану на 500°C. На тај начин добијени су призматични одливци композита димензија 20 \times 30 \times 100 mm. Из ових одливака су машински израђени мањи призматични узорци који су затим топло пресовани у специјалном алату [83] на температури од 570°C са примењеном силом од 60 kN. На овај начин су добијени узорци димензија 20 \times 30 \times 6 mm, који су затим машинском обрадом обрађени на потребне мере и као такви коришћени за триболошка испитивања. Из истих узорака машински су израђени узорци за структурна испитивања и узорци за мерење тврдоће.

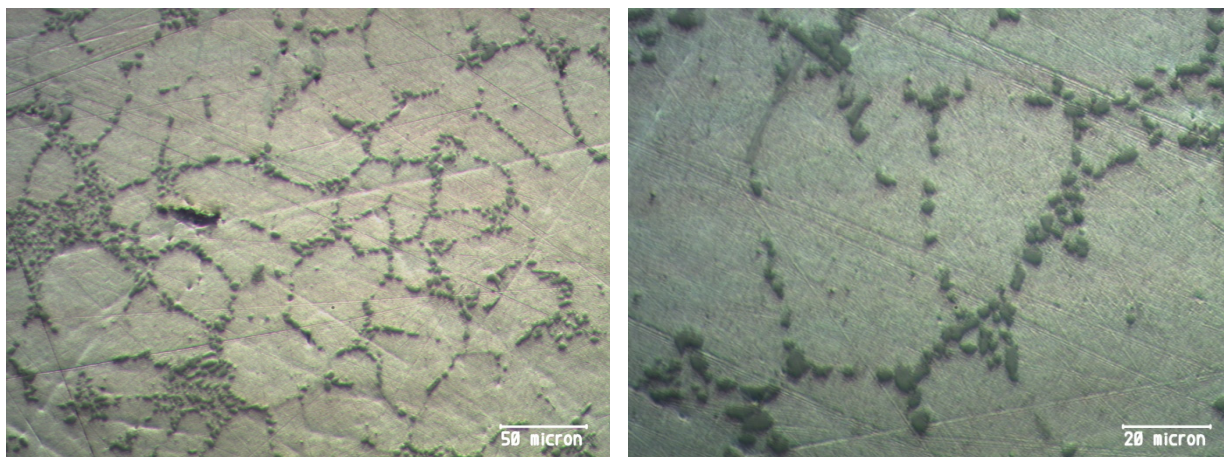
У делу термичке обраде, примењен је комерцијални поступак Т6 који се састојао од растварајућег жарења на 540 °C (6 часова), каљења у води и старења на температури од 160 °C за време од 6 часова.

На слици 4.2 приказан је општи изглед структуре основног материјала (А356), а на слици 4.3 структура класичног композита (А356 легура + 10 мас. % SiC), величине честица SiC око 40 μm . Накупине честица ојачивача су типа II [84]. Уочава се да је основа добро попуњена честицама ојачивача односно да је смањења површина основе без честица, што указује на доста повољну расподелу честица SiC у основној А356 легури. Може се оправдано претпоставити да су се честице SiC током мешања, поред течне фазе, распоредиле и у област чврсте фазе полуочврслог растопа. По престанку мешања, ове честице су остале „заробљене“ у обе фазе. На основу слике 4.3 може се констатовати да, на овом нивоу испитивања, није уочена појава прекида граничне површине. Поред тога, у околини честица SiC, видљиве су и нодуле силицијума.

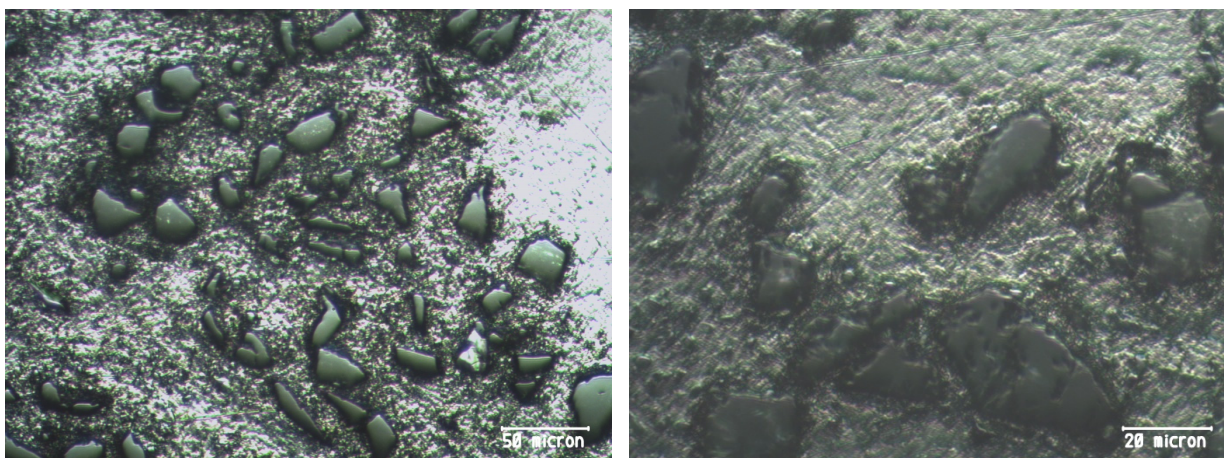
Структуре хибридних композита (А356 легура + 10 мас. % SiC + 1, 3 и 5 мас. % графита), приказане су на сликама 4.4, 4.5 и 4.6. Може се видети да је ова структура слична структури класичног композита (слика 4.3). Меке честице графита нису задржале своју просечну величину (35 μm) током поступка добијања композита. Наиме, у процесу припреме (мешање са честицама SiC) дошло је до њихове ерозије и уситњавања. Ерозија

ових честица је настављена при мешању током компокастинг поступка (судари са честицама SiC, честицама α фазе, активним делом мешача и зидом лонца). На сликама 4.4, 4.5 и 4.6 се могу уочити и крупније и ситније честице графита, као и слојеви графита.

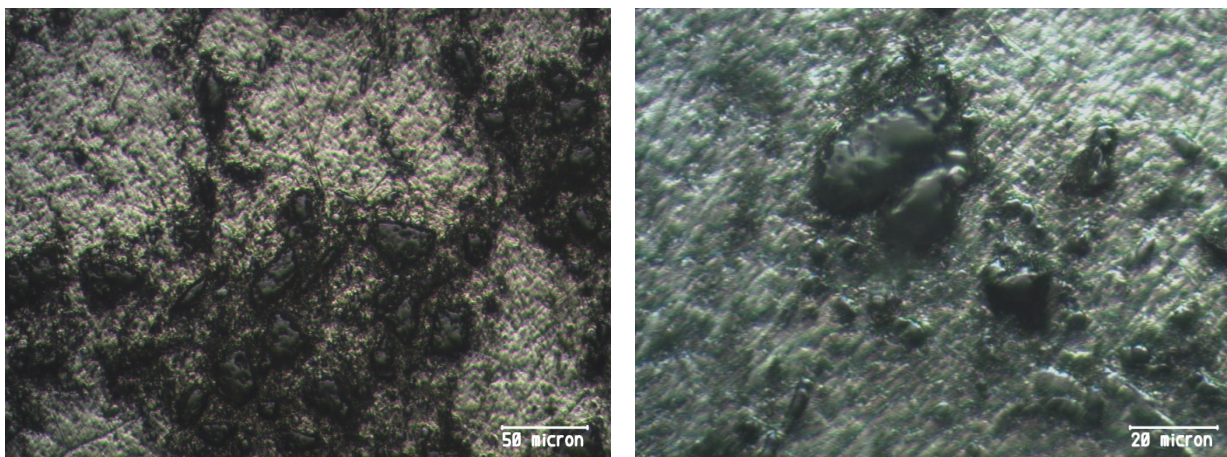
Структуре испитиваних материјала посматране су на металуршком микроскопу *Meiji Techno* МТ 8500 у Центру за трибологију на Факултету инжењерских наука (слика 4.7). Дати микроскоп је компјутерски подржан, а могуће је посматрање материјала са увећањима од 50, 100, 200, 400, 500 и 1000. Микроскоп МТ 8500 са *Plan EPI BD* оптиком обезбеђује изузетно светлу и оштру слику са добрим контрастом боја.



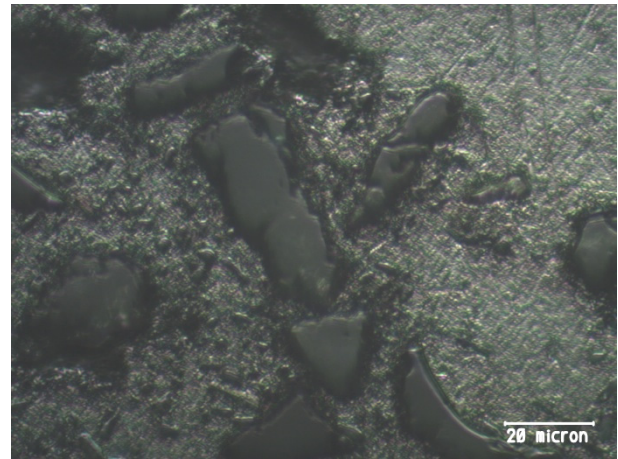
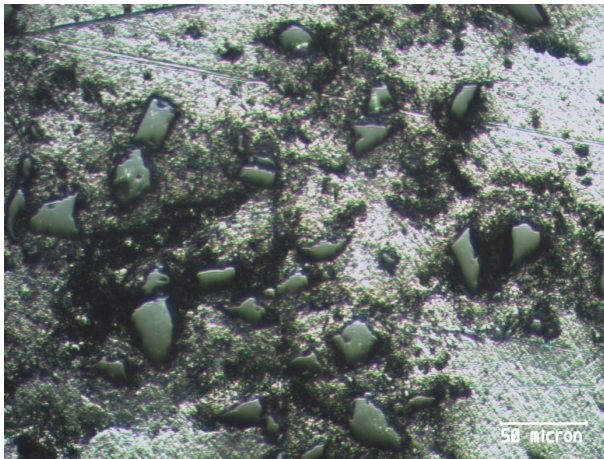
Слика 4.2. Структура основног материјала А356



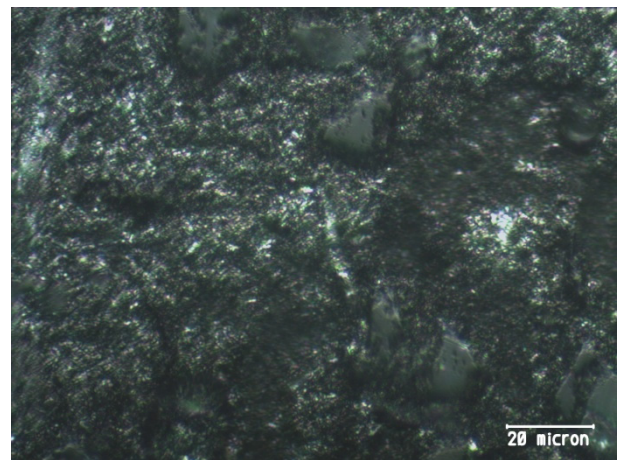
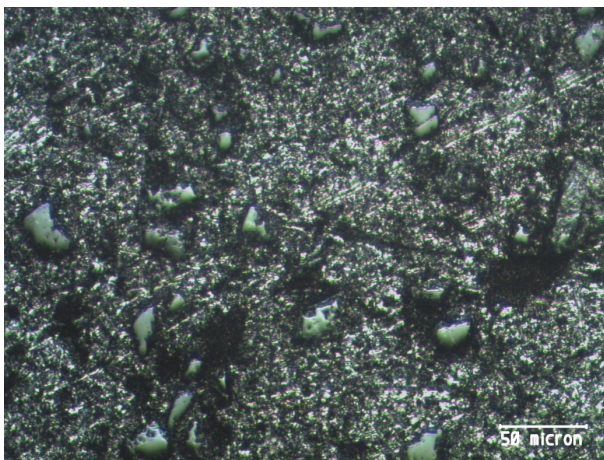
Слика 4.3. Структура класичног композита (А356 + 10 мас. % SiC)



Слика 4.4. Структура хибридног композита (А356 + 10 мас. % SiC + 1% мас. графит)



Слика 4.5. Структура хибридног композита (А356 + 10 мас. % SiC + 3 мас. % графит)

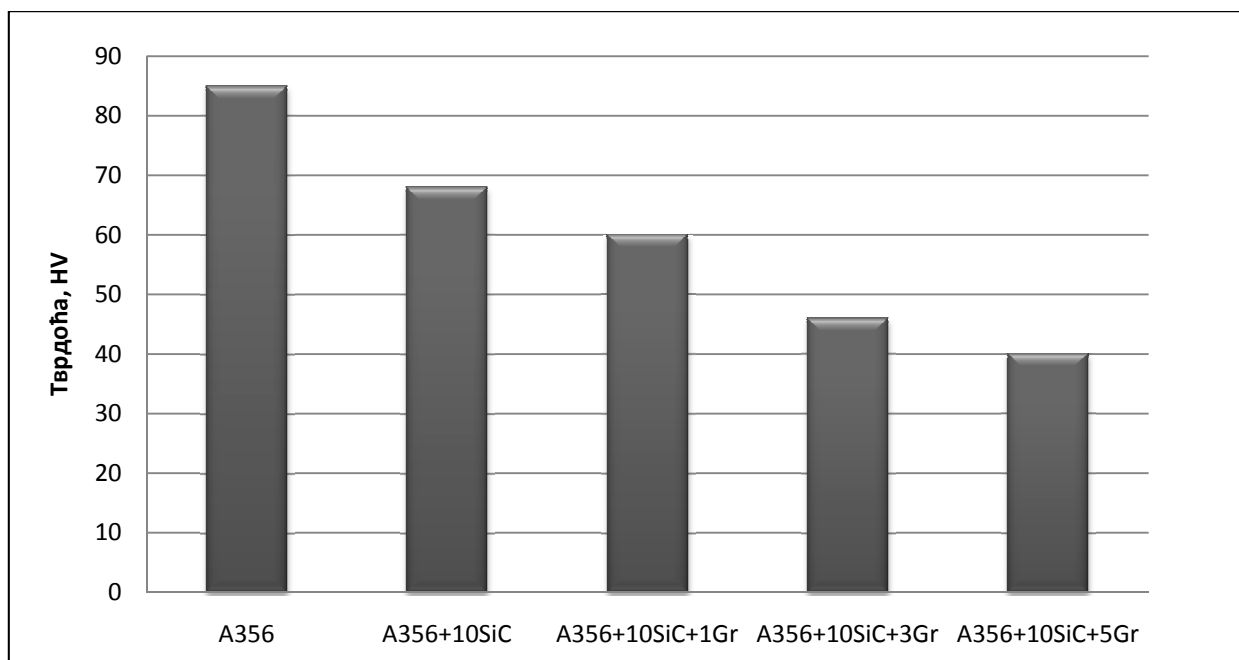


Слика 4.6. Структура хибридног композита (А356 + 10 мас. % SiC + 5 мас. % графит)



Слика 4.7. Металуршки микроскоп МТ8500

У табели 4.2 и на слици 4.8 дате су тврдоће основног материјала, класичног композита као и хибридних композита. Очигледно је да са додавањем графита у основни материјал и класичан композит долази до смањења тврдоће, што је у складу са литературом [37,42,43, 49,50,56,59].



Слика 4.8. Тврдоће основног материјала, класичног и хибридних композита

Табела 4.2. Тврдоће легуре и испитиваних композита

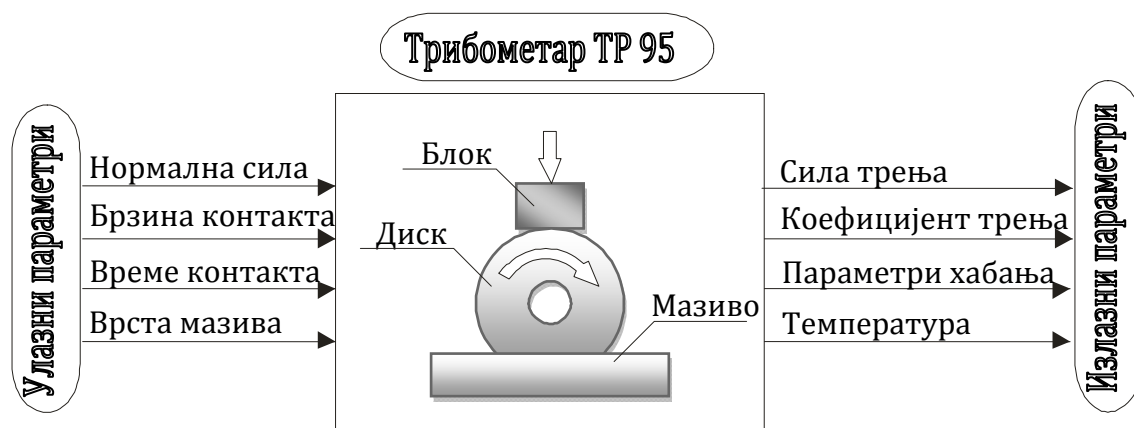
Материјал	Тврдоћа, НВ
A356	85
A356 + 10 мас. % SiC	68
A356 + 10 мас. % SiC + 1% мас. графит	60
A356 + 10 мас. % SiC + 3% мас. графит	46
A356 + 10 мас. % SiC + 5% мас. графит	40

5

ИСПИТИВАЊЕ ТРИБОЛОШКИХ КАРАКТЕРИСТИКА ХИБРИДНИХ КОМПОЗИТА

5.1. Опрема за испитивање триболошких карактеристика

Испитивање триболошких карактеристика хибридних композита са основом алуминијума су моделског типа и обављена су на унапређеном и компјутерски подржаном трибометру TR-95 са *block-on-disc* контактном геометријом у Центру за трибологију Факултета инжењерских наука у Крагујевцу (слика 5.1).



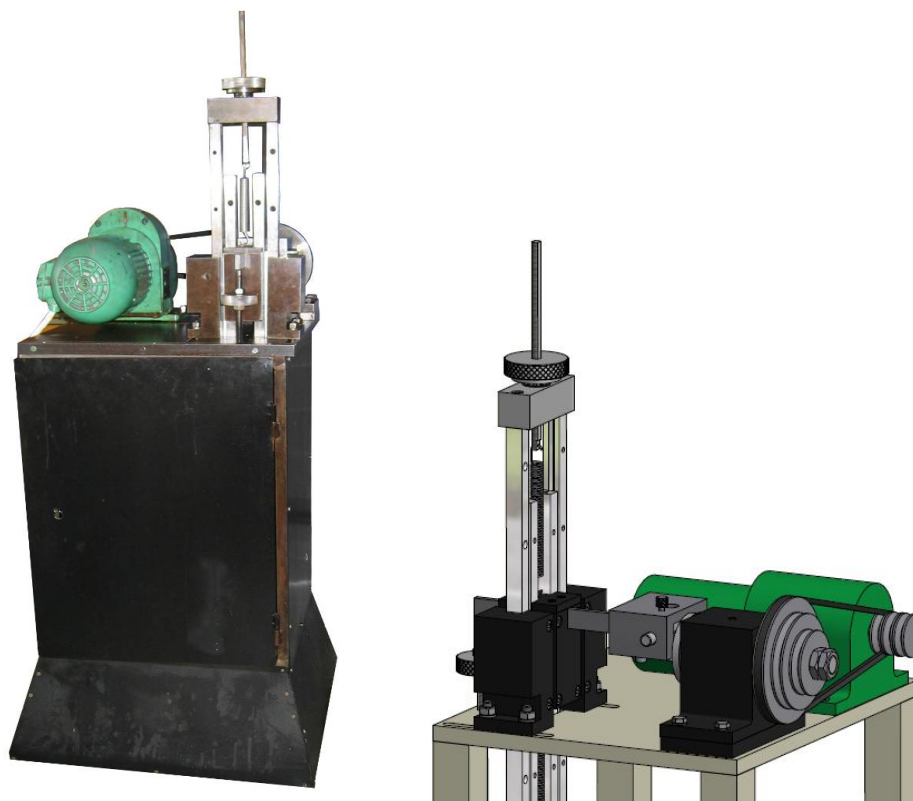
Слика 5.1. Трибомеханички систем са улазним и излазним параметрима

Трибометар TR-95 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 [85-96].

Основну конфигурацију трибометра чине: погонски систем, систем за оптерећење, систем за вођење, систем за подмазивање, систем за самоподешавање блока и мерни систем (слика 5.2).

Погонски систем чини електромотор са ременицама, каишем и варијатором који омогућују варирање бројева обртаја од 100 до 1200 о/мин. 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 5.3).



Слика 5.2. Трибометар TR-95



Слика 5.3. Носач блока

5.2. Мерни систем

За експериментално испитивање формиран је и одговарајући мерни систем који се састоји од:

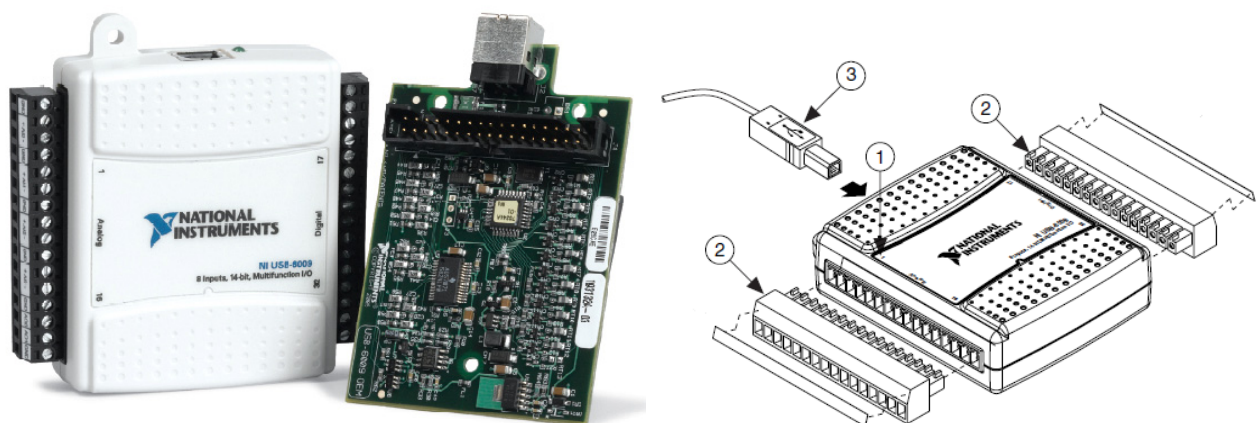
- динамометара (са мерним тракама повезаним у пун *Wheaston*-ов мост),
- мерног појачавача,
- АД претварача и
- РС рачунара.

Изглед мерног система дат је на слици 5.4. 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 конвертора.



Слика 5.4. Изглед мерног система

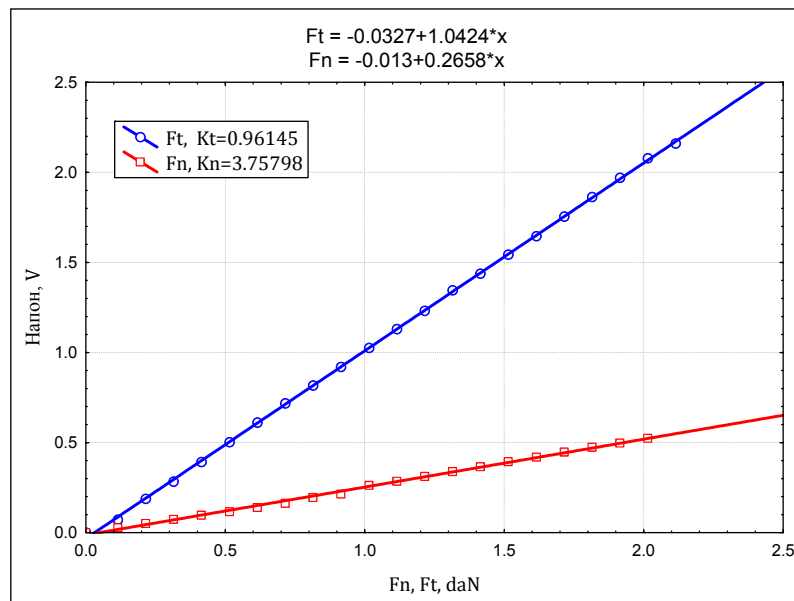
АД претварач поседује 8 аналогних улаза (12-bit, 10 kS/s), два аналогна излаза (12-bit, 150 S/s), односно 12 дигитално излазно/улазних канала и 32-битни бројач. Произвођач картице је *National Instruments*, ознаке 6008. На слици 5.5 приказана је картица са конекторима. Конектором 3 (USB каблом) остварује се конекција између рачунара и картице. Конекторима означеним бројем 2 на слици, остварује се аналогно/дигитална конекција са објектом управљања.



Слика 5.5. АД конвертор - претварач

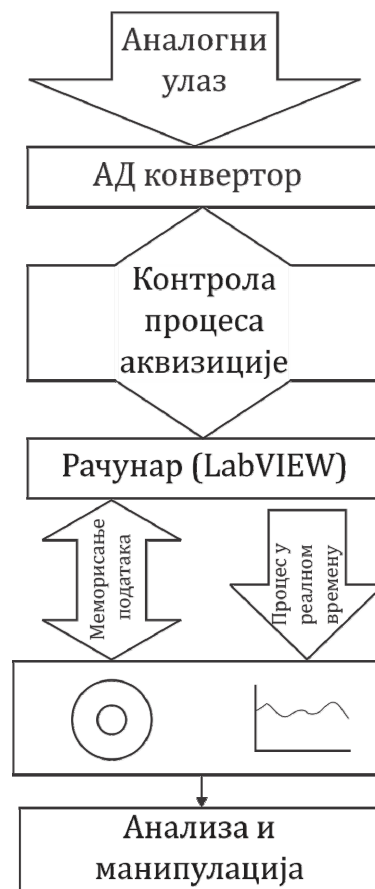
Пре мерења било је потребно извршити калибрацију динамометара. Динамометри су оптерећивани теговима познате тежине од 100 gr до 4 kg, са прираштајем од 100 gr, а одзив давача је регистрован у волтима за познате улазне величине (силе у daN). На основу овако добијених зависности формиране су калибрационе криве и одређене калибрационе константе, слика 5.6. 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 (daN).

Калибрација динамометра је вршена у оба смера (на притисак и истезање) улазног оптерећења и при томе се калибрационе криве поклапају.



Слика 5.6. Калибрационе зависности F_n и F_t динамометра

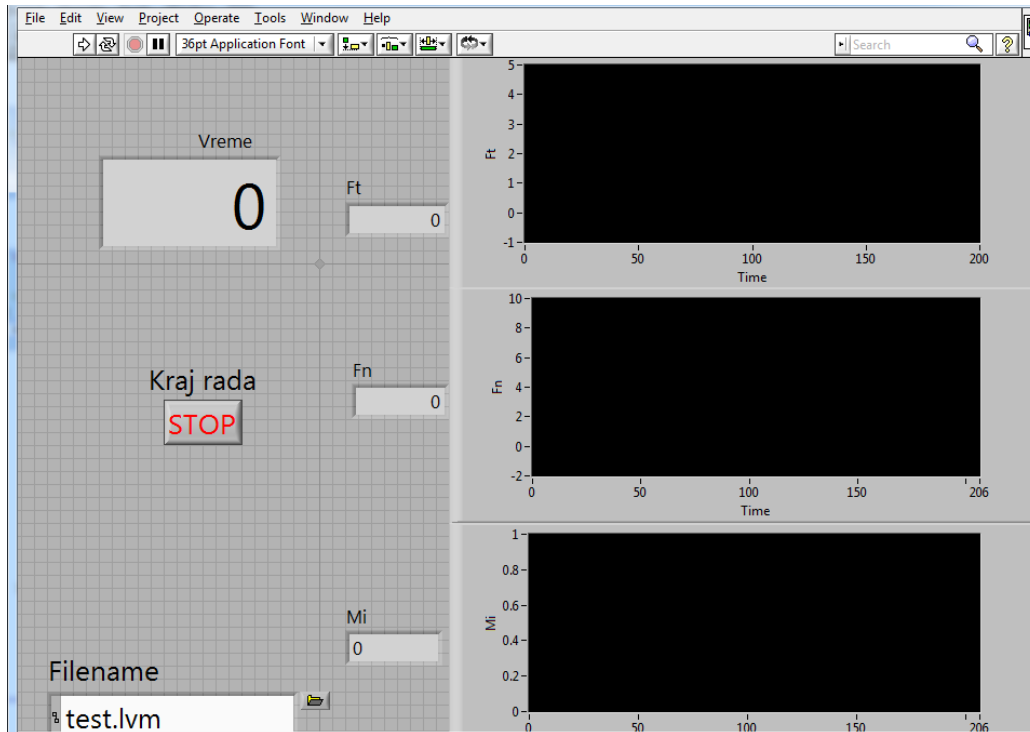
Функционисање мерног система одвија се кроз процес АД конверзије и аквизиције сигнала нормалне силе F_n и силе трења F_t , како би се добио рачунски сигнал коефицијента трења. Одвијање АД конверзије, аквизиција података и њихове анализе, приказане су блок дијаграмом на слици 5.7.



Слика 5.7. Блок дијаграм процеса аквизиције података

Аналогни сигнали сила F_n и F_t доводе се са динамометара (мерних давача), преко појачавача на АД конвертор (претварач), а затим се сигнал шаље у РС рачунар.

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 5.8.



Слика 5.8. Корисничка апликација израђена у *LabVIEW*-у

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 који се чувају на диску рачунара,
- приказ резултата мерења.

Помоћу софтвера са А/Д конвертора 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 $F_n(sr)$, силе трења $F_t(sr)$ и коефицијента трења $\mu(sr)$ 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

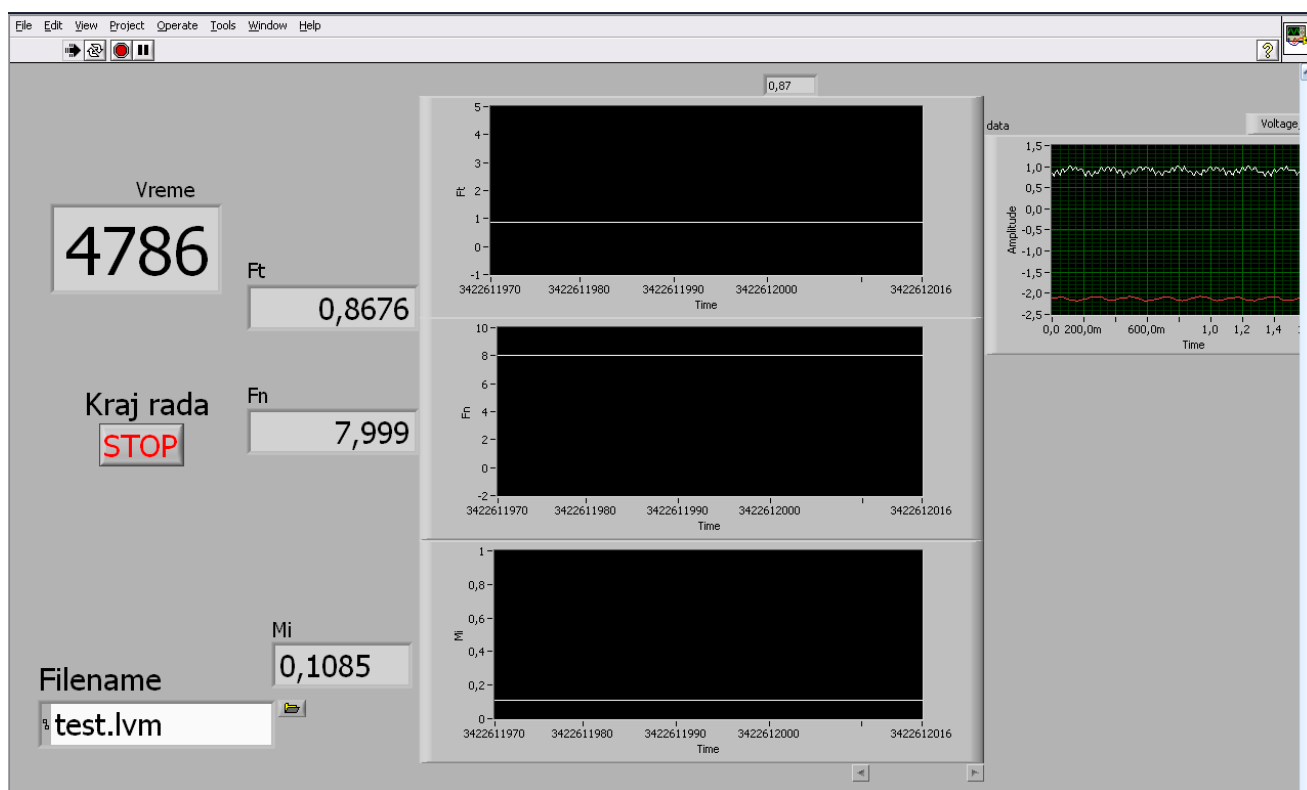
заједно са подацима о мереним силама приказују на екрану монитора и снимају на диск рачунара. Креирана датотека на диску рачунара је у облику ASCII датотеке, табела 5.1.

Квалитет софтвера се огледа у прегледном радном окружењу (мониторингу процеса испитивања), које пружа не само графички приказ сигнала мерене величине већ њену тренутну нумеричку вредност и осредњену вредност у одређеном временском интервалу, слика 5.9.

Аквизиција сигнала свих мерених вредности вршена је са 100 тачака у секунди (100 Hz) у времену од 60 секунди.

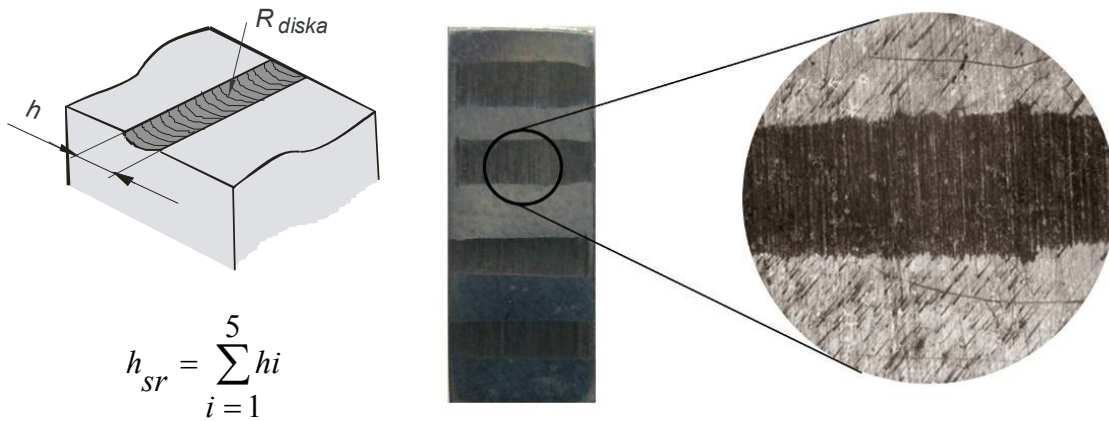
Табела 5.1. Изглед креиране датотеке током испитивања

t s	Fn daN	Ft daN	μ	Fn(sr) daN	Ft(sr) daN	μ_{sr}
0	4.044	0.222	0.067	4	0.268	0.067
2	4.044	0.315	0.067	4.008	0.268	0.067
4	3.988	0.194	0.066	4.001	0.265	0.066
6	3.931	0.236	0.066	3.999	0.264	0.066
8	3.969	0.287	0.066	4.002	0.265	0.066
10	4.025	0.319	0.066	3.998	0.265	0.066
12	4.062	0.282	0.066	4.003	0.266	0.066
14	4.025	0.259	0.066	3.992	0.264	0.066
16	3.95	0.241	0.066	3.993	0.264	0.066
18	3.913	0.25	0.066	3.993	0.264	0.066
20	3.988	0.361	0.066	3.993	0.264	0.066
...



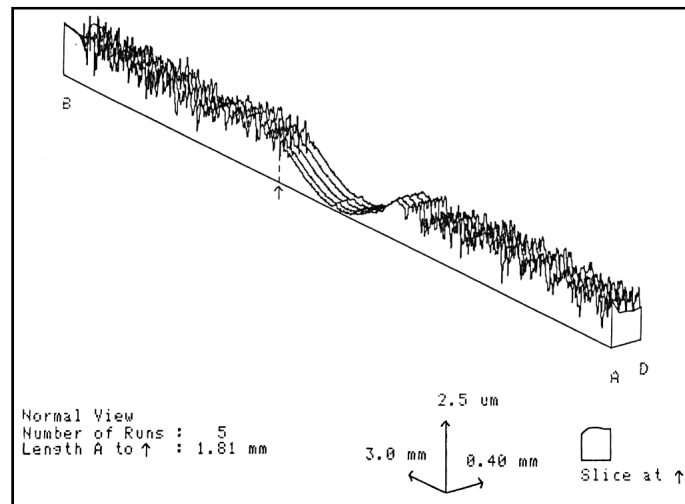
Слика 5.9. Сигнали тренутних и осредњених вредности Fn, Ft и μ

Као основни параметар хабања коришћена је ширина трага хабања на контактної површини блока, како је то приказано на слици 5.10.



Слика 5.10. Ширина трага хабања на блоку

Мерење је вршено на пет места, а затим је израчунавана средња аритметичка вредност која је узимана као меродавна за поређења ширине трагова хабања. На слици 5.11 приказан је просторни изглед похабане површине блока снимљен помоћу мерног уређаја Talysurf 6.



Слика 5.11. Профилометрисање похабаног дела површине блока

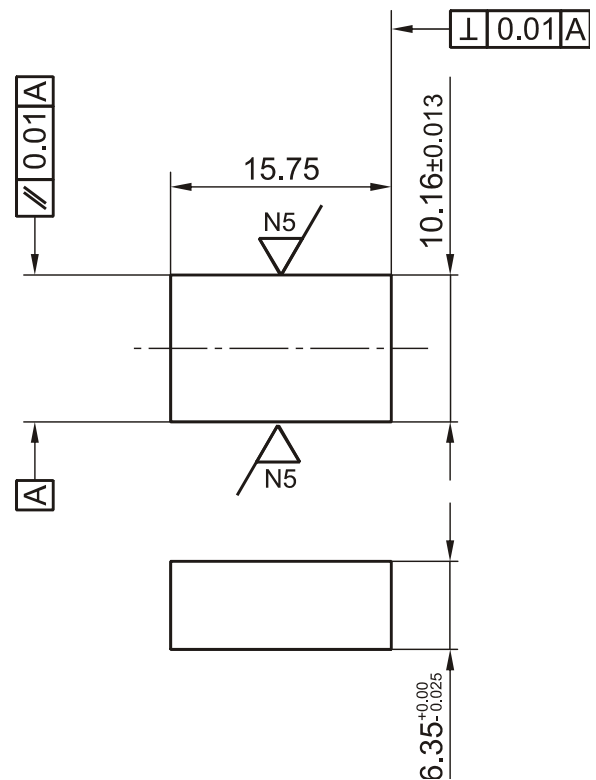
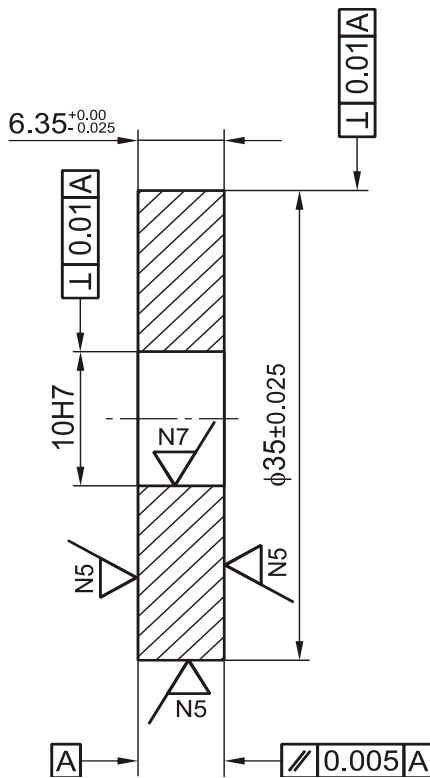
Мерење ширине трага хабања на контактним површинама блока вршена је на универзалном мерном микроскопу UIM-21, слика 5.12 и на металуршком мерном микроскопу МТ8500 слика 4.7.



Слика 5.12. Универзални мерни микроскоп UIM-21

5.3. Контактни елементи

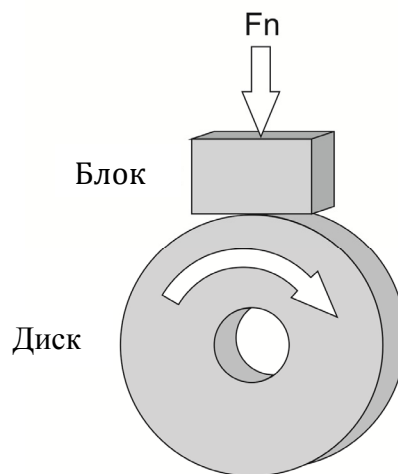
Испитивани контактни пар одговара захтевима ASTM G 77 стандарда. Контактни пар чине ротациони диск пречника $D_d=35$ mm и ширине $b_d=6.35$ mm и стационарни блок ширине $b_b=6.35$ mm, дужине $l_b=15.75$ mm и висине $h_b=10.16$ mm (слике 5.13 и 5.14).



Слика 5.13. Димензије диска према ASTM G 77 стандарду

Слика 5.14. Димензије блока према ASTM G 77 стандарду

Дискови су израђени од челика \check{C} 3840 (90MnCrV8) тврдоће 62 - 64 HRC са брушеним површинама, храпавости $R_a=0.45$ μ m, а блокови од испитиваних композитних материјала. Фотографски приказ блока и диска као и контактна геометрија, дати су на слици 5.15.

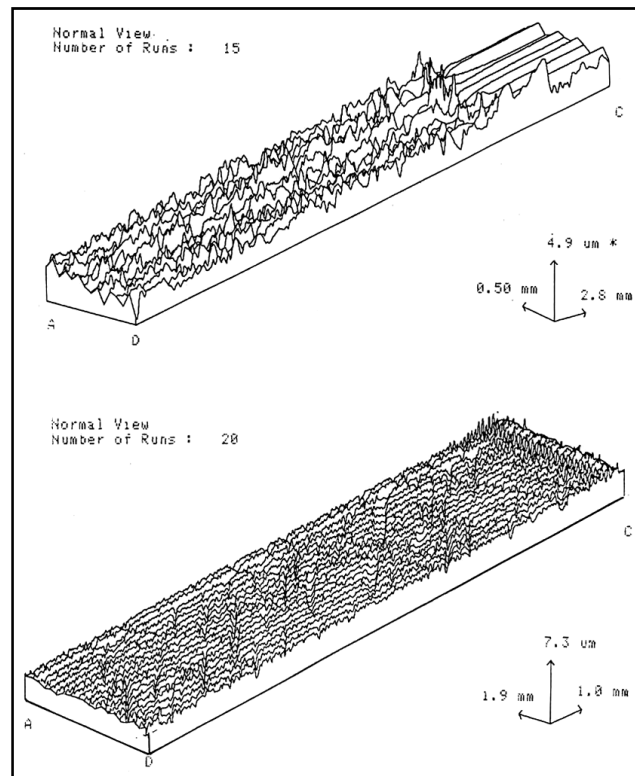


Слика 5.15. Диск и блок

5.4. Микрогеометрија контактних површина

Микрогеометрија контактних површина представља значајну 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 (слика 5.16).



Слика 5.16. Површина пре и после уходавања

У оквиру мерног система коришћен је компјутеризовани мерни уређај *Talysurf 6* (5.17), који омогућава комплексно дефинисање стања контактних површина [97]. 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.

Коришћењем овог мерног система добијена је представа о почетној микрогеометрији контактних површина испитиваних материјала.

Микрогеометрија контактних површина испитиваних композитних 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 на дужини оцењивања, и преко допунских параметра храпавости:

Криве ношења профила - дијаграм који представља однос између вредности релативне дужине ношења и нивоа пресека профила,

Расподела амплитуда - број тачака чија се одступања профила налазе у зони између две линије паралелне средњој линији у функцији средњег растојања ових двеју паралелних линија од средње линије



Слика 5.17. Мерни уређај *Talysurf-6*

5.5. План триболошких испитивања

Испитивање триболошких карактеристика хибридних композита извршено је на трибометру TR-95 са *block-on-disc* контактним паром за различита нормална оптерећења, брзине клизања, путеве клизања са и без подмазивања. Наиме, план триболошких испитивања се базира на варирању три различита нормална оптерећења од 10 N, 20 N и 30N, три различите брзине од 0.25 m/s, 0.5 m/s и 1 m/s . При томе се врши мерење коефицијента трења и ширине трага хабања за различите дужине клизања (30, 60, 90, 150, 300, 600 и 900m) без подмазивања.

Када је подмазивање у питању, испитивања су реализована такође за три различита оптерећења (40 N, 80 N и 120 N) и три брзине клизања (0.25 m/s, 0.5 m/s и 1 m/s). Одређивање коефицијента трења и ширине трага хабања вршено је за пређени пут од 1200 m и 2400 m. У табели 5.2 дат ја план триболошких испитивања.

Табела 5.2. План триболошких испитивања

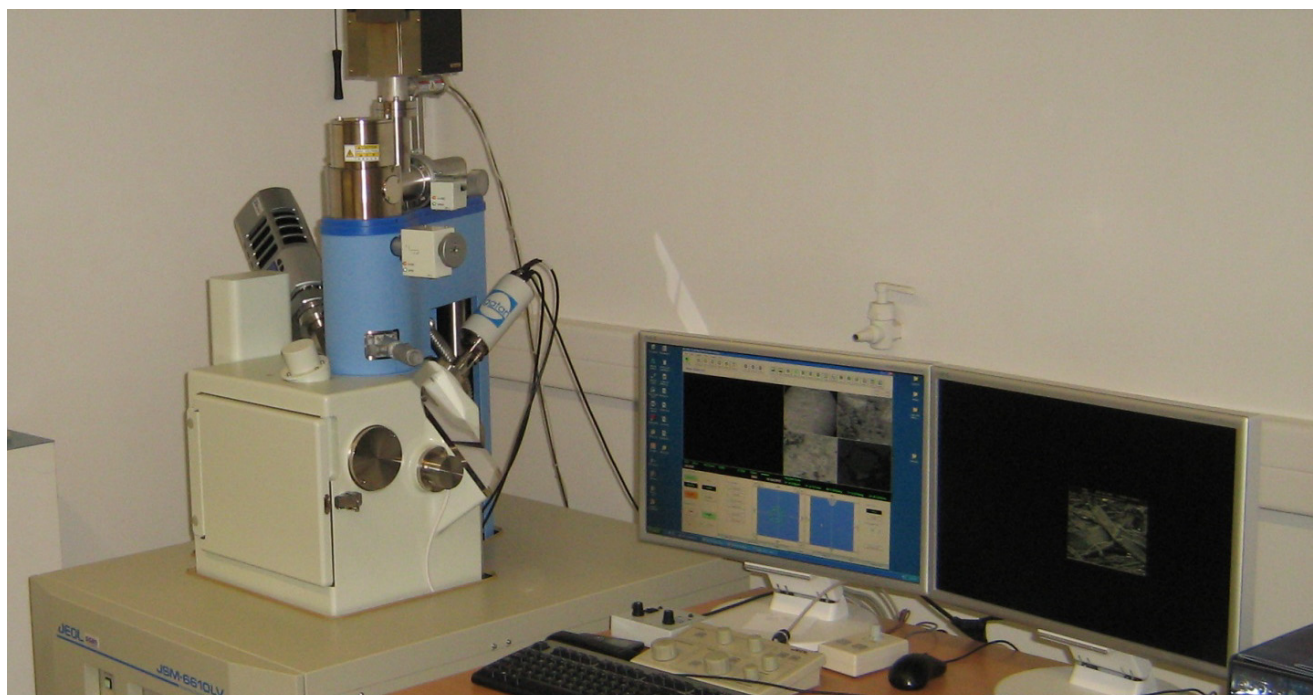
Услови испитивања		Без подмазивања											
		600				900				1.0			
Пут клизања, m		0.25		0.50		1.0		0.25		0.50		1.0	
Брзина клизања V, m/s		10	20	30	10	20	30	10	20	30	10	20	30
А356	10 % SiC	Нормално оптерећење Fn, N	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*
		Коефицијент трења, μ	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*
		Ширина трага хабања, h, m	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*
		0% Gr	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*
		1% Gr	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*
А356	10 % SiC	3% Gr	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	
		5% Gr	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	
		0% Gr	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	
Услови испитивања		Са подмазивањем											
		1200				2400				1.0			
Пут клизања, m		0.25		0.50		1.0		0.25		0.50		1.0	
Брзина клизања V, m/s		40	80	120	40	80	120	40	80	120	40	80	120
А356	10 % SiC	Нормално оптерећење Fn, N	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*
		Коефицијент трења, μ	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*
		Ширина трага хабања, h, m	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*
		0% Gr	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*
		1% Gr	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*
А356	10 % SiC	3% Gr	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	
		5% Gr	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	
		0% Gr	*	*	*	*	*	*	*	*	*	*	

5.6. СЕМ микроскопија

Након завршених триболошких испитивања, извршена је анализа врсте и механизма хабања као и анализа стања контактних површина блокова. Анализа контактних површина је извршена на СЕМ (*Scanning electron microscope, SEM*) микроскопу на Рударско-геолошком факултету у Београду. СЕМ микроскоп припада групи електронских микроскопа који сликање површине узорка врше скенирајући површину усмереним високо енергетским зрацима електрона у виду растера. Електрони интерагују са атомима, производећи при томе сигнале који садрже информације о топографији површине, хемијском саставу и осталим особинама. СЕМ може ко излазне да даје различите врсте сигнала: секундарни електрони (енг. *secondary electron imaging, SEI*), зраци повратног расејања (енг. *back-scattered electrons, BSE*), карактеристични X зраци и други облици електронске трансмисије. Сlike добијене секундарним електронима (СЕИ) а често и БСЕ слике, су уобичајене за све СЕМ микроскопе. Остале врсте сигнала могу бити укључене у анализу али су већином везани за специфични дизајн.

СЕМ микроскоп даје врло високу резолуцију слике откривајући детаље и мање од 1 nm величине. Због уско фокусираног зрака електрона, СЕМ фотографије имају дубоку дубину слике дајући одличне 3D изглед слике, што је веома корисна опција за разумевање структуре површине посматраног материјала. На располагању је широк спектар увећања, од око 10 x (као код лупе) до више од 500,000 x, (око 250 пута веће од границе увећања код обичних оптичких микроскопа).

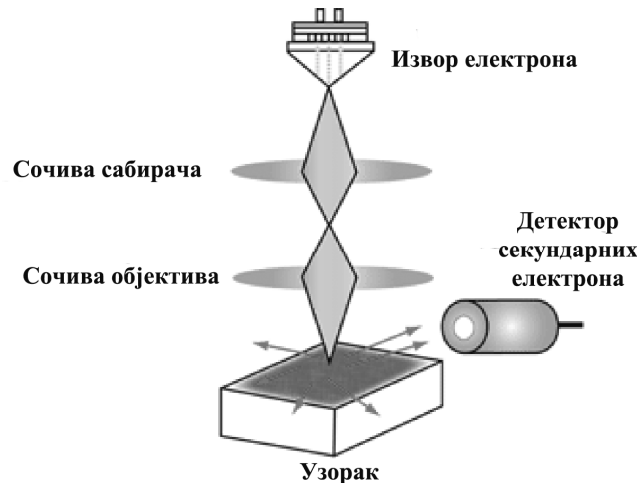
СЕМ-ЕДС микроскоп приказан је на слици 5.18. То је ниско вакуумски СЕМ микроскоп JEOL JSM-6610LV са: *Everhart-Thornley* детектором за секундарне електроне (СЕИ слике); БСЕ детектором; ЕДС детектором. Шематски приказ елемената СЕМ микроскопа дат је на слици 5.19 [98,99].



Слика 5.18. SEM-EDS микроскоп JEOL JSM-6610LV

У унутрашњости кућишта микроскопа налази се извор који емитује електронске зраке. Од основних елемената у систему су и: сабирна сочива, елементи за усмеравање

електронских зрака и сочива објектива. Елементи за усмеравање електронских зрака воде зраке преко површине узорка, тиме што скрећу зрак у x и y правцу, тако да се правоугаона површина растерски скенира. Сочива објектива фокусирају слику на тачку величине од 0.4 nm до 5 nm у пречнику. При интеракцији примарних електрона са узорком, електрони губе енергију понављаним случајним расејањем и апсорпцијом у оквиру запремине интеракције.



Слика 5.19. Шематски приказ елемената СЕМ микроскопа

Величина запремине интеракције зависи од енергије долазећих електрона, атомског броја материјала површине узорка са којим улазе у интеракцију и густине узорка. Размена енергије између електрона и површине узорка као последицу даје рефлексију високо енергетских електрона еластичним расејањем, емисију секундарних електрона нееластичним расејањем и емисију електромагнетних зрака, при чему се сваки од ових зрака детектује посебним детектором. Слободни електрони се сакупљају детектором, појачавају и доводе на дисплеј где се формира крајња слика. Енергија електронског зрака код СЕМ микроскопа обично је у опсегу од 0.5 keV до 40 keV .



Слика 5.20. Узорци за испитивање на носачу и у СЕМ микроскопу

Узорци се морају припремити за сликање на СЕМ микроскопу. Сви узорци морају да буду одговарајуће величине да би могли да стану у комору за узорке (слика 5.20). Пожељно је да су површине што мање храпавости. Узорци који се анализирају на СЕМ микроскопу морају да буду електрично проводни, ако другачије не може барем површина и уземљени да би се спречило сакупљање електростатичког напона на површини. Метални материјали не траже нарочиту припрему, осим чишћења и постављања на носач. Непроводни материјали се обично превлаче танким слојем електро-проводног материјала најчешће златом. Такве танке превлаке додатно појачавају сигнал и резолуцију нарочито код материјала са ниским атомским бројем.

6

РЕЗУЛТАТИ ТРИБОЛОШКИХ ИСПИТИВАЊА

Триболошка испитивања су обављена у Центру за трибологију, Факултета инжењерских наука, уз варирање релевантних параметара (нормалног контактнoг оптерећења, брзине клизања, времена трајања контакта, услова остваривања контакта) на унапређеном и компјутерски подржаном трибометру TP-95.

Пробна испитивања започињу припремом одговарајућих узорака. Наиме, испитивања се остварују у складу са стандардом ASTM G77 којим је ближе дефинисана контактна геометрија. Након дефинисања контактне геометрије (*block on disc*), начина подмазивања, неопходно је било дефинисати и услове испитивања: величине нормалног оптерећења, брзине клизања и времена испитивања. У ту сврху израђен је план испитивања, који поред претходно наведених података садржи и податке о испитивањима које треба реализовати.

Триболошко понашање хибридних композита са А356 матрицом праћено је кроз неколико фаза. Испитивања су извршена у условима са и без подмазивања на узорцима са најбољим структурним, механичким и антикорозионим карактеристикама. Мерени су фрикциони и триболошки параметри: сила трења, односно коефицијент трења и ширина трага хабања. На основу добијених ширина хабања формиране су одговарајуће криве хабања.

6.1. Испитивања без подмазивања

6.1.1. Крива хабања и интензитет хабања

Крива хабања је најчешће коришћен начин представљања хабања материјала у функцији пређеног пута или времена рада трибомеханичког система. Најпре су формиране криве хабања које су добијене за испитивање без подмазивања.

Испитивања без подмазивања су реализована на основу плана испитивања уз варирање три нивоа брзине (0.25 m/s, 0.5 m/s и 1 m/s) и три нивоа нормалног контактнoг оптерећења (10 N, 20 N и 30 N) за пут клизања од 900 m. Сваки експеримент је поновљен три пута.

Крива хабања је формирана на основу ширине трага хабања која је добијена на контактнoј површини испитиваног блока. Мерење ширине трага хабања испитиваних материјала вршено је на микроскопу према утврђеној процедури. Процес хабања је праћен тако што је после одређеног пута клизања (30 m, 60 m, 90 m, 150 m, 300 m, 600 m и 900 m) заустављан процес трења и мерена ширина трага хабања на блоку. Поступак и методологија мерења ширине трага хабања су детаљно објашњени у претходном поглављу.

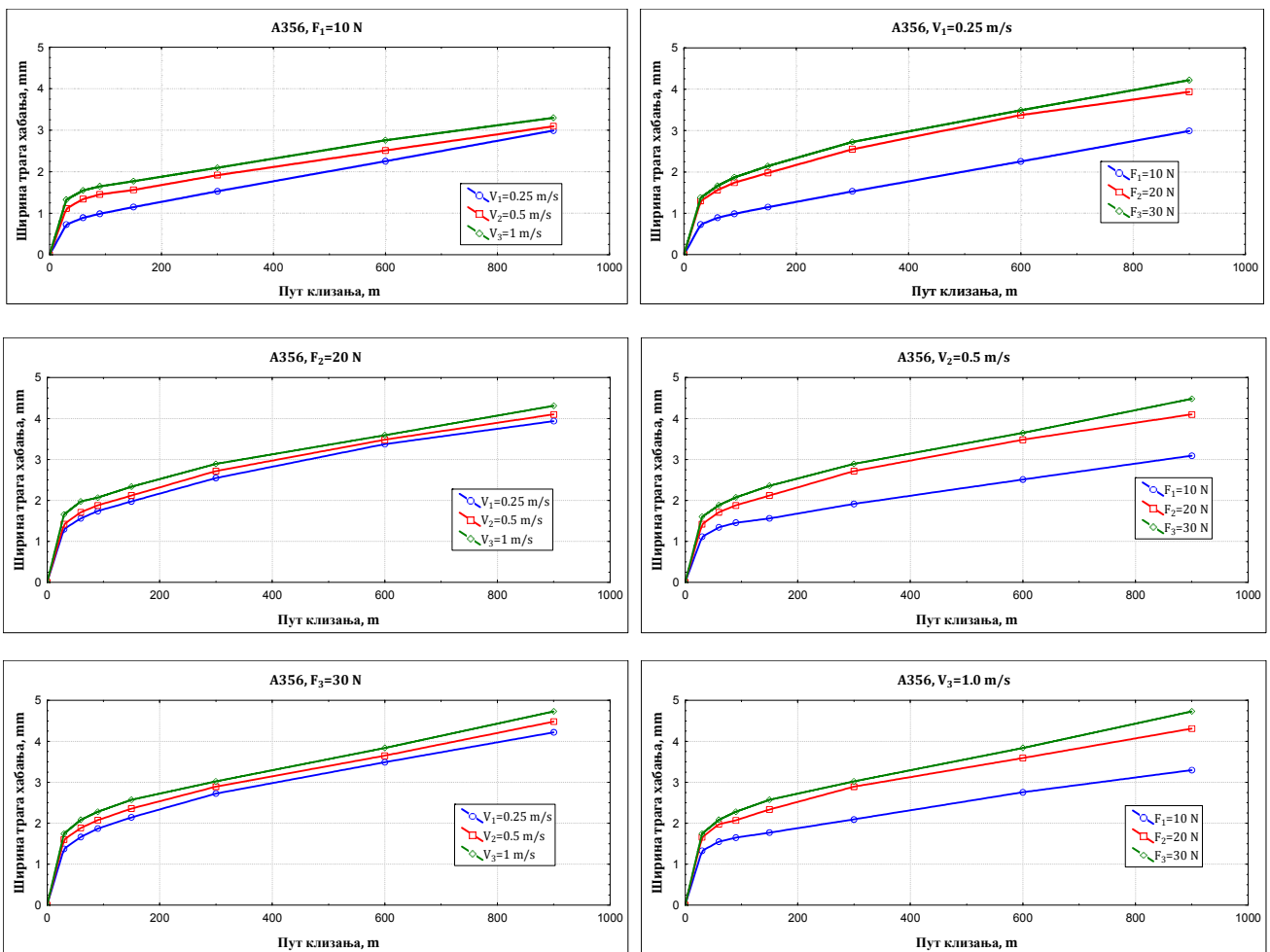
На основу измерених ширина трагова хабања формиране су криве хабања као функције промене ширине трага хабања у функцији пута клизања. Криве хабања су добијене за све услове испитивања (три брзине клизања, три оптерећења) за све испитиване материјале

и приказане су на наредним сликама. Вредности ширина трагова хабања које су дате у табелама представљају средње вредности добијене после три испитивања у истим режимима рада.

Поред одређивања кривих хабања за испитиване материјале су израчунате и запремине похабаног материјала за све режиме испитивања. На дијаграмима је приказана зависност запремине похабаног материјала од пута клизања. На основу положаја добијених кривих може да се закључи у којој се фази хабања налази одговарајући узорак. Добијене вредности и на основу њих формиране криве дате су у прилогу.

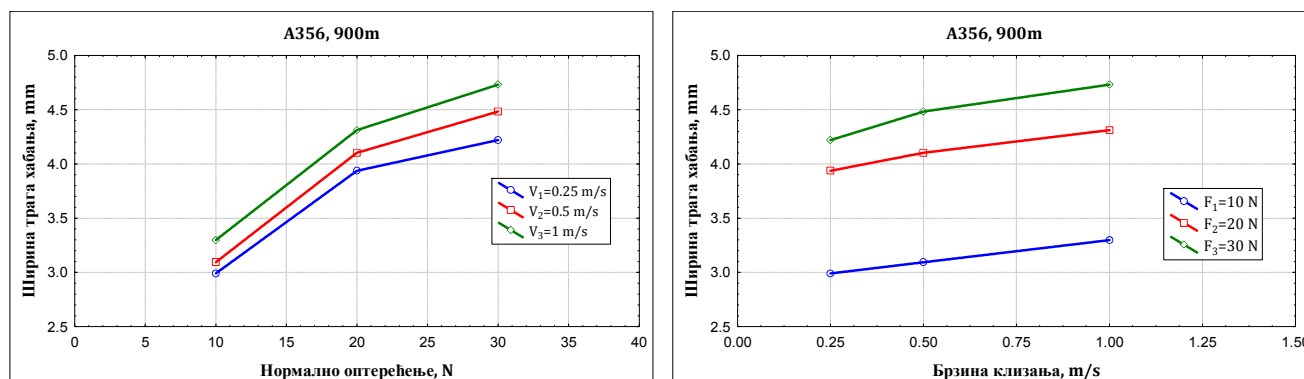
Табела 6.1. Ширина трага хабања, А356

А356		Ширина трага хабања, h , mm						
F_n , N	V , m/s	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
10	0.25	0.728	0.892	0.988	1.149	1.530	2.253	2.991
	0.5	1.112	1.343	1.455	1.562	1.917	2.512	3.094
	1.0	1.327	1.551	1.648	1.772	2.096	2.758	3.298
20	0.25	1.300	1.564	1.742	1.978	2.548	3.376	3.937
	0.5	1.419	1.714	1.882	2.121	2.718	3.485	4.103
	1.0	1.656	1.978	2.071	2.337	2.894	3.593	4.312
30	0.25	1.377	1.667	1.869	2.144	2.725	3.491	4.220
	0.5	1.600	1.885	2.075	2.359	2.894	3.651	4.483
	1.0	1.745	2.085	2.281	2.574	3.023	3.838	4.731



Слика 6.1. Криве хабања, А356

У табели 6.1 дате су вредности ширина трагова хабања који су добијени за све три брзине клизања и три величине нормалног оптерећења за основни материјал А356. На основу добијених ширина трагова хабања нацртане су криве хабања, чији су дијаграми дати на слици 6.1. Зависност ширине трага хабања од брзине клизања и нормалног оптерећења приказани су на слици 6.2. Дијаграмски прикази су добијени за пут клизања од 900 m. Очигледно је да хабање испитиваног основног материјала А356 расте са повећањем нормалног оптерећења, али и са повећањем брзине клизања.



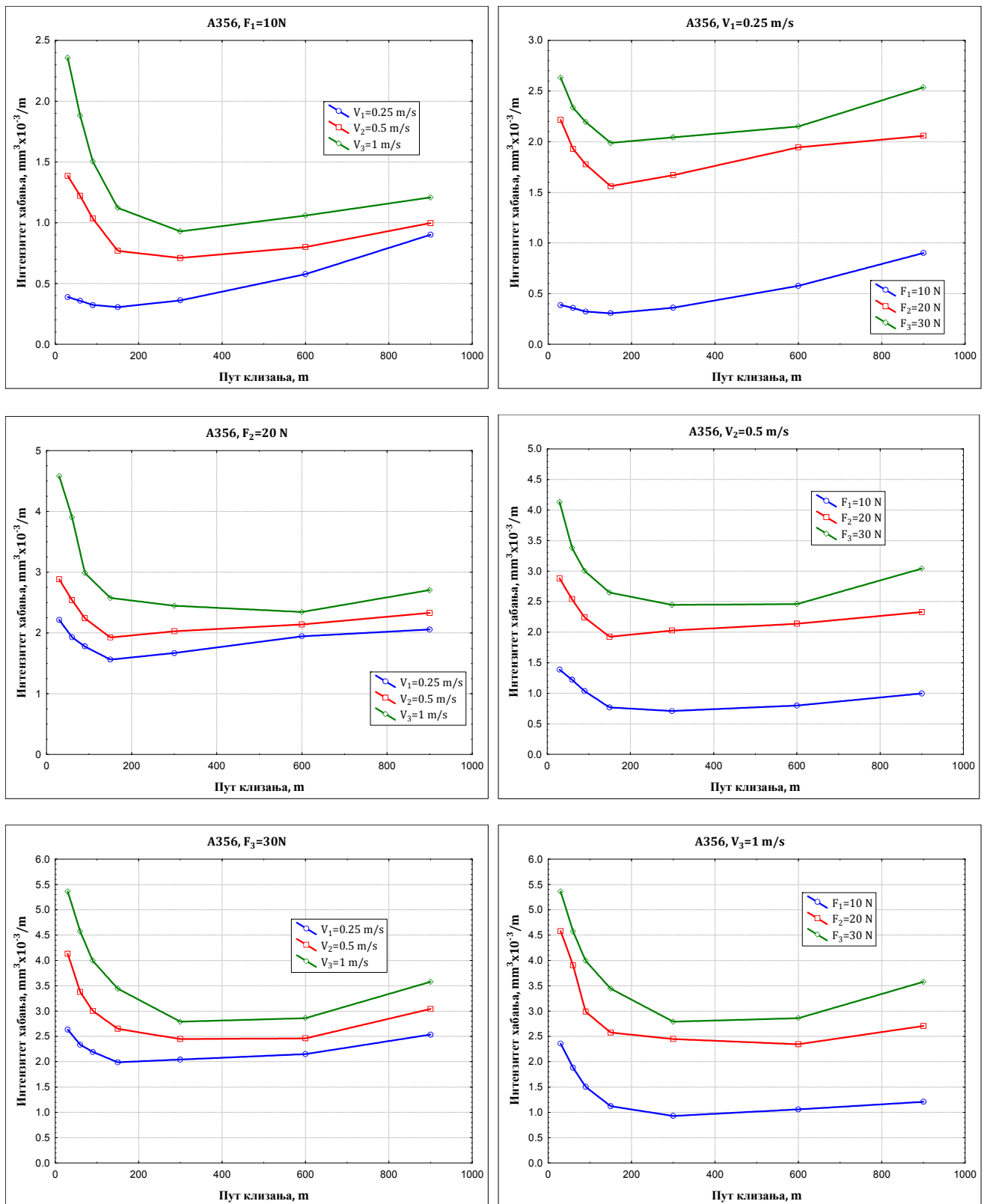
Слика 6.2. Ширина трага хабања, А356, 900m

Интензитет хабања као један од главних параметара за праћење хабања добијен је на основу запремине похабаног материјала, а у функцији пута клизања. Вредности интензитета хабања за основни материјал А356 су дати у табели 6.2 у зависности од брзине клизања, нормалног оптерећења и пута клизања. На основу тога су приказани дијаграми интензитета хабања за различите брзине и оптерећења.

Анализом добијених кривих хабања, зависности запремине похабаног материјала од пута клизања и интензитета хабања могу да се уоче одговарајући триболошки феномени. Наиме на кривама хабања и кривама интензитета хабања за основни материјал А356 се уочава период уходавања, односно период интензивног хабања. Овај период износи ~ 100 m. У овом периоду је очигледан нагли скок хабања и велике вредности интензитета хабања. Након овог пута клизања, испитивани материјал улази у фазу устаљеног хабања. Ова фаза се одликује умереним хабањем и константним растом запремине похабаног материјала. После 600 m пута клизања, интензитет хабања почиње поново да расте, што је главни показатељ да се материјал приближава фази интензивног (разорног) хабања. Исти тренд, односно иста зависност јавља се за сва три оптерећења и све три брзине клизања.

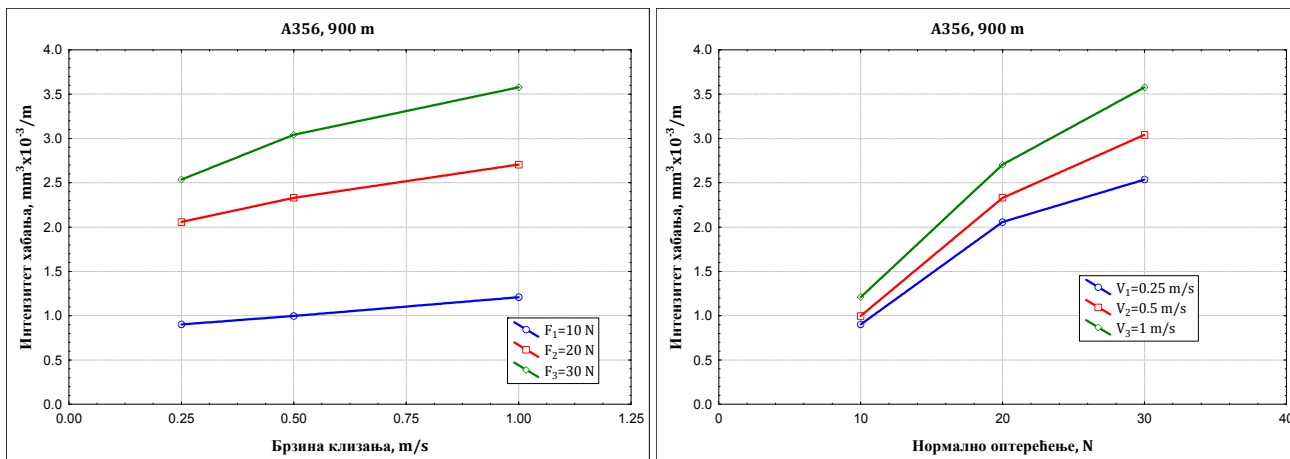
Табела 6.2. Интензитет хабања легуре А356

А356		Интензитет хабања, $\text{mm}^3 \times 10^{-3} / \text{m}$						
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
0.25	10	0.389	0.358	0.324	0.306	0.361	0.577	0.901
	20	2.215	1.929	1.777	1.562	1.670	1.945	2.058
	30	2.633	2.336	2.195	1.989	2.043	2.151	2.536
0.5	10	1.386	1.221	1.035	0.769	0.711	0.800	0.997
	20	2.881	2.540	2.242	1.926	2.028	2.139	2.330
	30	4.131	3.378	3.005	2.650	2.448	2.461	3.042
1.0	10	2.356	1.881	1.505	1.123	0.929	1.059	1.208
	20	4.580	3.904	2.988	2.576	2.448	2.345	2.706
	30	5.360	4.573	3.992	3.443	2.791	2.860	3.577



Слика 6.3. Интензитет хабања легуре А356

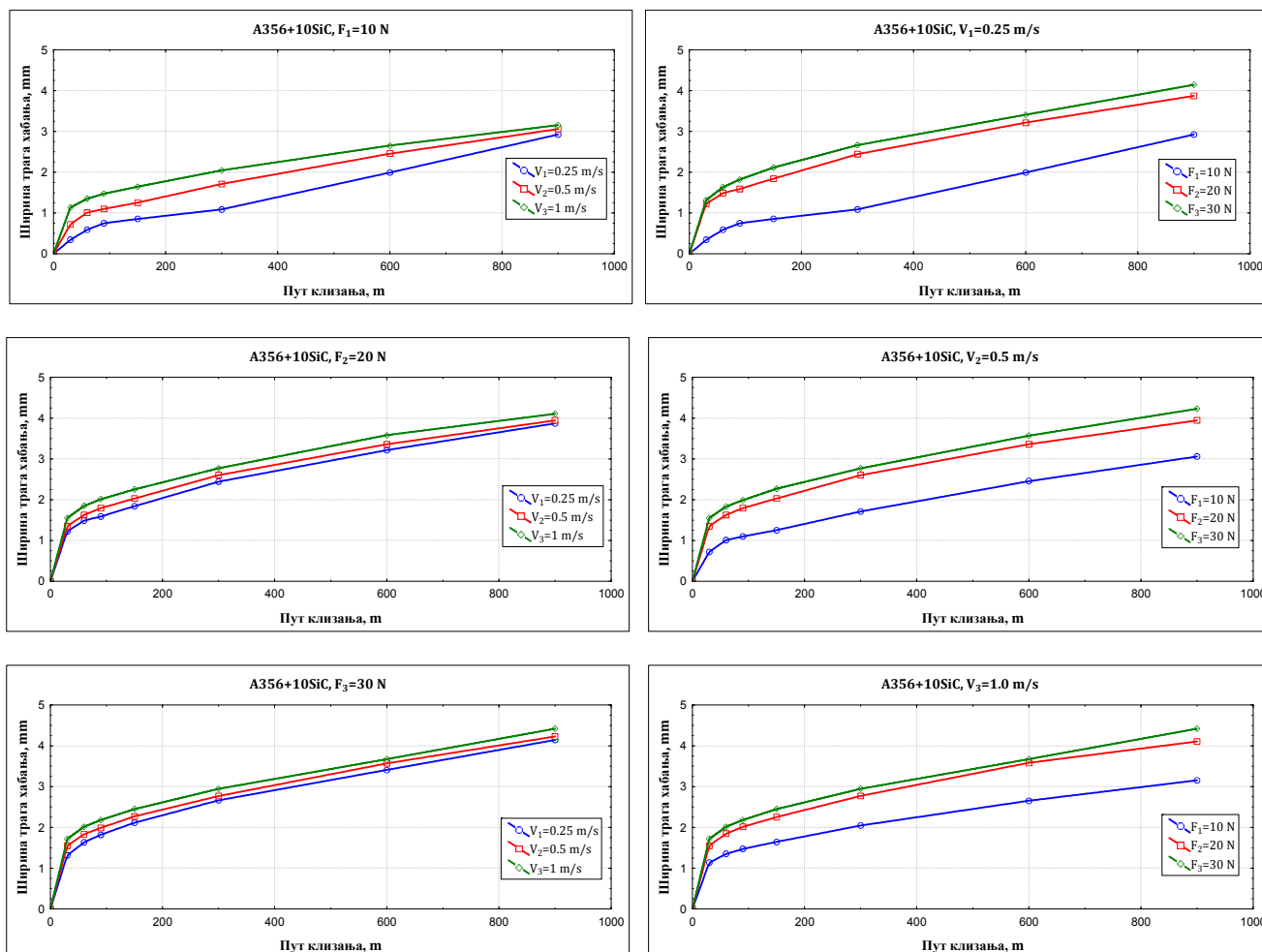
На слици 6.3 приказане су зависности интензитета хабања од брзине клизања (за сва три оптерећења) и зависност интензитета хабања од оптерећења (за све три брзине клизања). Са дијаграма се може уочити да интензитет хабања расте са порастом брзине клизања. Овде је посебно уочљив пораст од брзине клизања 0.25 m/s до брзине клизања 0.5 m/s . Након тога интензитет хабања има благи раст. Истовремено највећи интензитет хабања настаје при највећем нормалном оптерећењу (слика 6.4).



Слика 6.4. Интензитет хабања легуре А356

Добијене криве хабања за основни материјал А356, као и криве хабања које су добијене за остале композитне материјале се у потпуности поклапају са теоријским поставкама, јер након периода уходавања у коме долази до линијског контакта, долази до пораста ширине трага хабања. После тога линијски контакт прелази у површински контакт, а истовремено се смањује контактни притисак.

Након испитивања основног материјала А356, приступа се испитивању композитног материјала који чини основни материјал ојачан са 10 % масеног удела силицијум карбида (SiC).

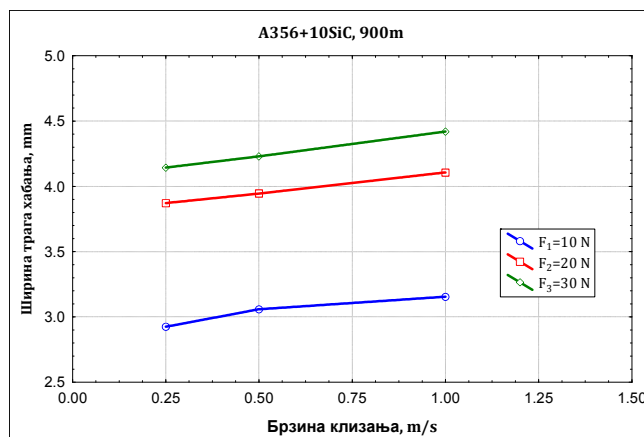
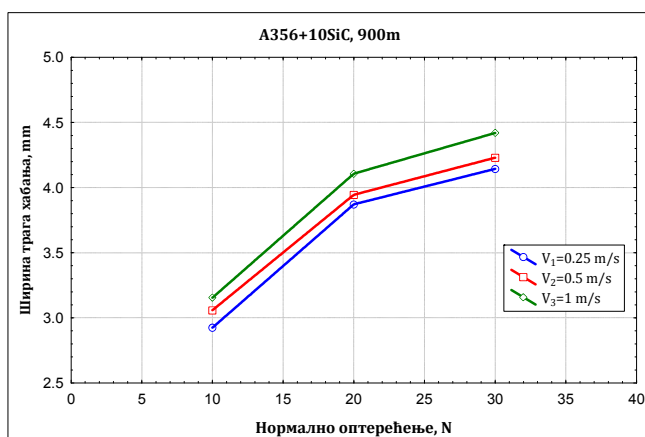


Слика 6.5. Криве хабања, А356+10SiC

Криве хабања композитног материјала А356+10SiC су нацртане на основу ширина трагова хабања коју добијени на исти начин као и за основни материјал. Испитивања су реализована уз варирање три различита оптерећења, три брзине клизања и различите путеве клизања. Ова испитивања су такође извршена без подмазивања. Ширине трагова хабања су дате у табели 6.3, а криве хабања на слици 6.5. Очигледно је да хабање расте са порастом брзине клизања и оптерећења (слика 6.6).

Табела 6.3. Ширина трага хабања А356+10SiC

А356+10SiC		Ширина трага хабања, h, mm						
Fn, N	V, m/s	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
10	0.25	0.342	0.589	0.749	0.853	1.089	1.992	2.925
	0.5	0.720	1.010	1.099	1.254	1.712	2.454	3.059
	1.0	1.135	1.348	1.472	1.645	2.046	2.654	3.155
20	0.25	1.223	1.489	1.589	1.840	2.442	3.216	3.872
	0.5	1.353	1.628	1.794	2.029	2.602	3.361	3.945
	1.0	1.552	1.845	2.013	2.253	2.772	3.584	4.107
30	0.25	1.315	1.633	1.821	2.114	2.644	3.410	4.144
	0.5	1.552	1.832	1.989	2.270	2.769	3.570	4.230
	1.0	1.718	2.015	2.182	2.448	2.946	3.674	4.420

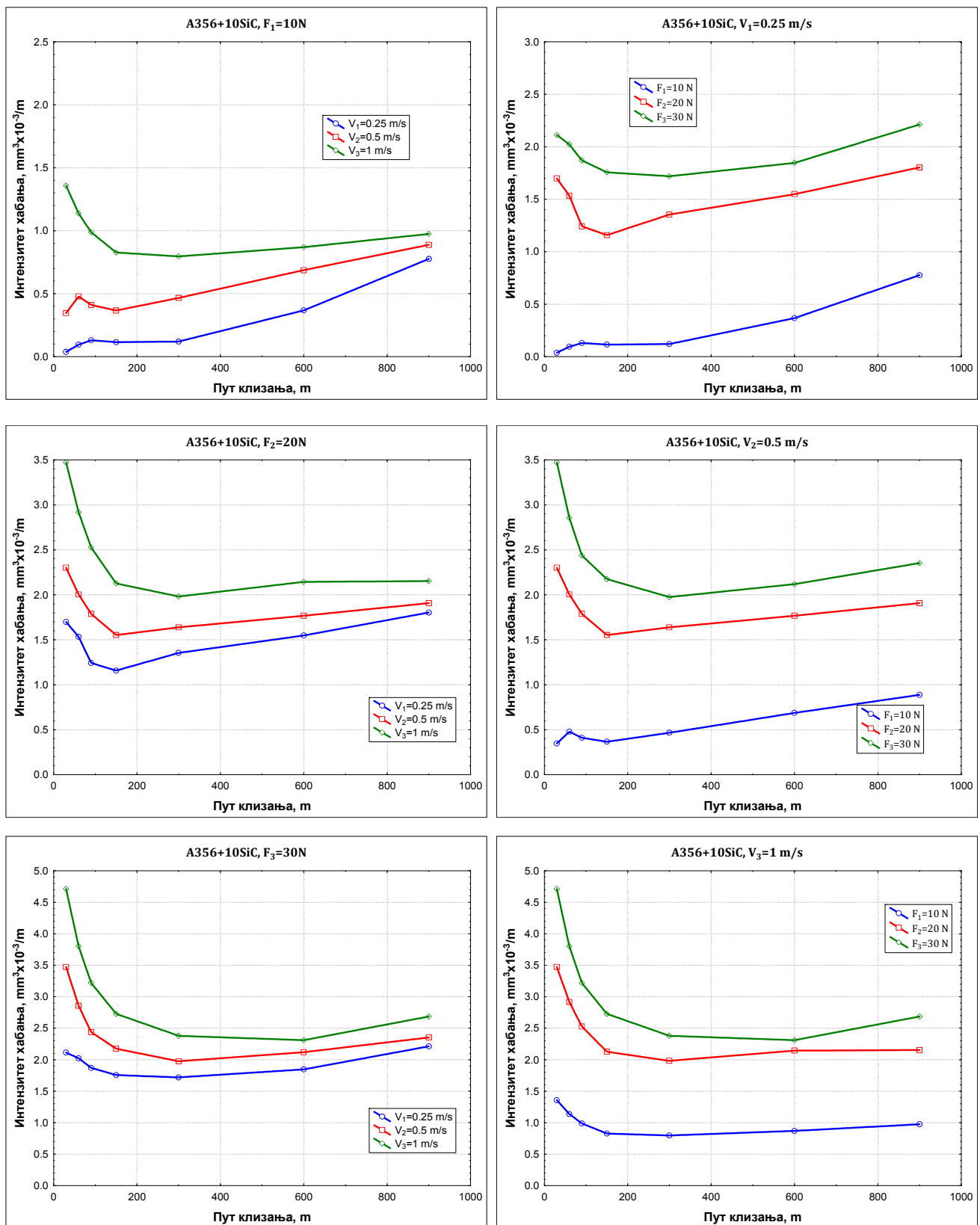


Слика 6.6. Ширина трага хабања, А356+10SiC, 900m

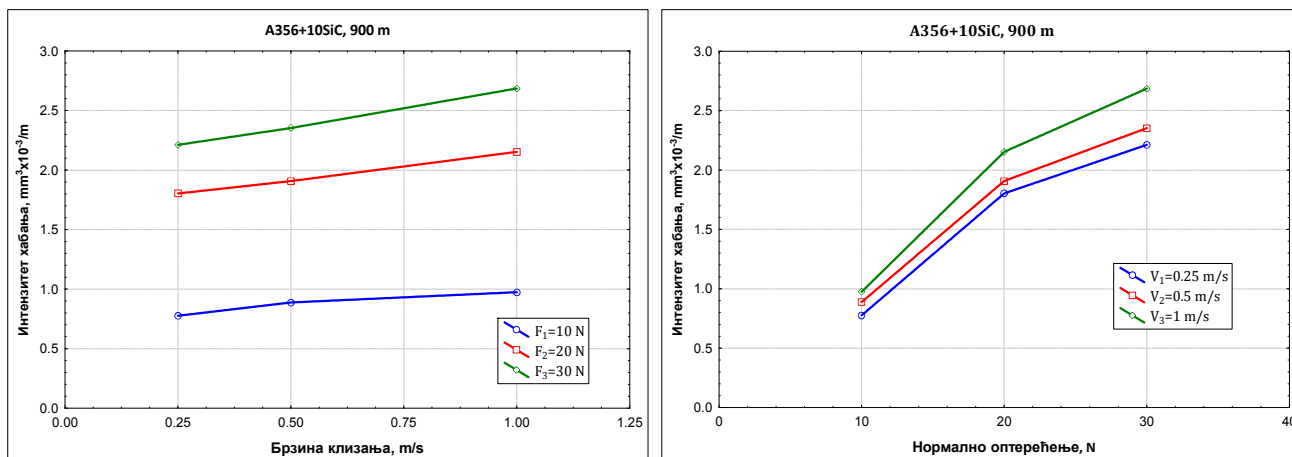
Табела 6.4. Интензитет хабања композита А356+10SiC

А356+10SiC		Интензитет хабања, mm ³ ×10 ⁻³ / m						
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
0.25	10	0.037	0.095	0.130	0.115	0.120	0.367	0.776
	20	1.699	1.534	1.243	1.158	1.354	1.548	1.803
	30	2.112	2.023	1.871	1.756	1.719	1.846	2.212
0.5	10	0.347	0.478	0.411	0.366	0.466	0.687	0.888
	20	2.301	2.005	1.789	1.553	1.639	1.768	1.908
	30	3.473	2.857	2.438	2.175	1.975	2.119	2.353
1.0	10	1.358	1.138	0.988	0.827	0.796	0.869	0.974
	20	3.473	2.918	2.527	2.127	1.982	2.144	2.153
	30	4.712	3.802	3.219	2.728	2.379	2.310	2.686

За композитни материјал А356+10SiC такође је израчуната запремина похабаног материјала, чије су вредности дате у прилогу као и интензитет хабања, чије су вредности дате у табели 6.4. На основу добијених вредности су формиране и нацртане одговарајуће криве које су приказане на слици 6.7.



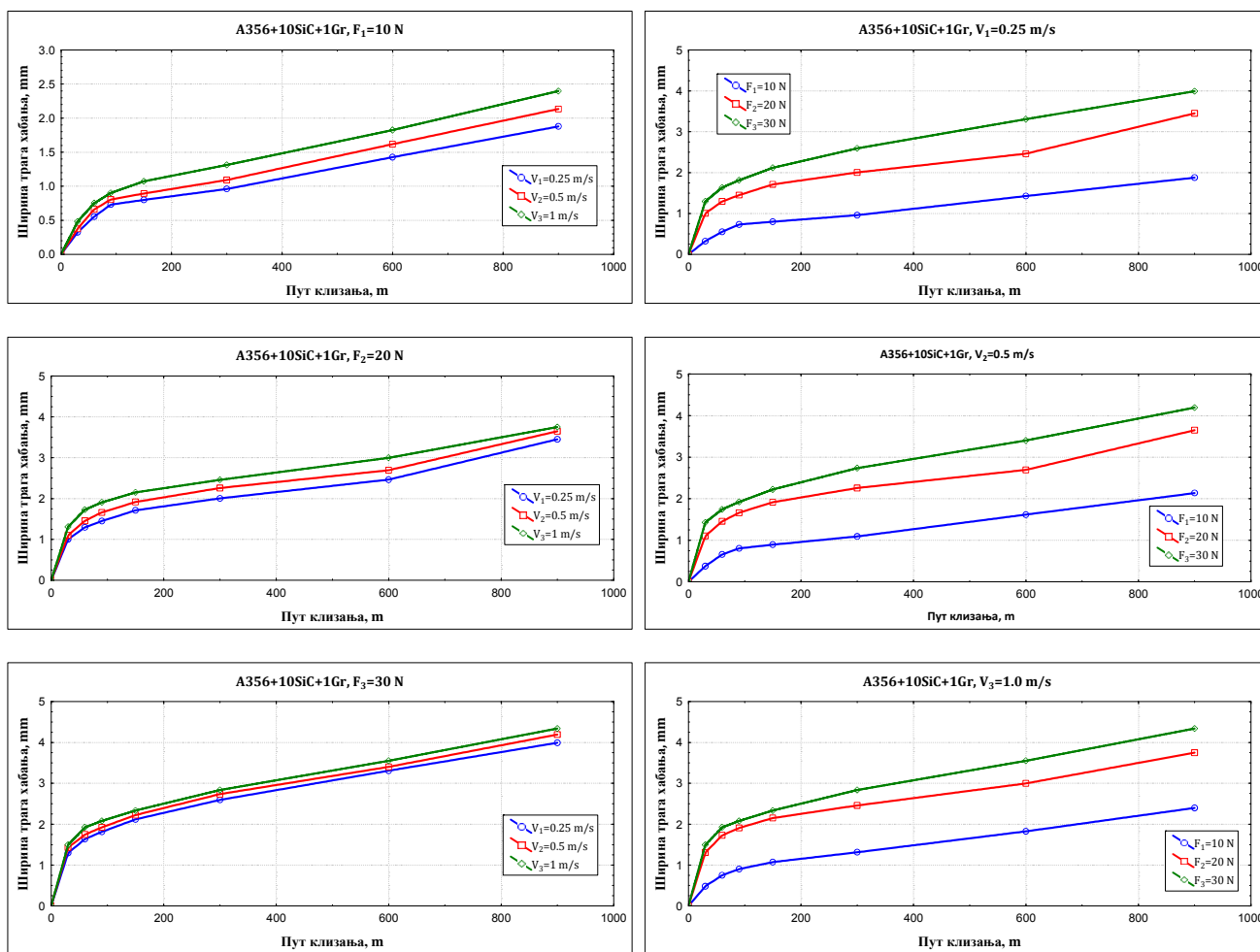
Слика 6.7. Интензитет хабања композита А356+10SiC



Слика 6.8. Интензитет хабања композита А356+10SiC

Интензитет хабања композитног материјала А356+10SiC расте са порастом нормалног оптерећења и порастом брзине клизања (слика 6.8).

Додавањем графита у претходни композитни материјал добијају се хибридни композити. Најпре је формиран хибридни композит са 1% масеног удела графита. Поступак добијања, као и механичке карактеристике добијеног композита описане су у поглављу 4.

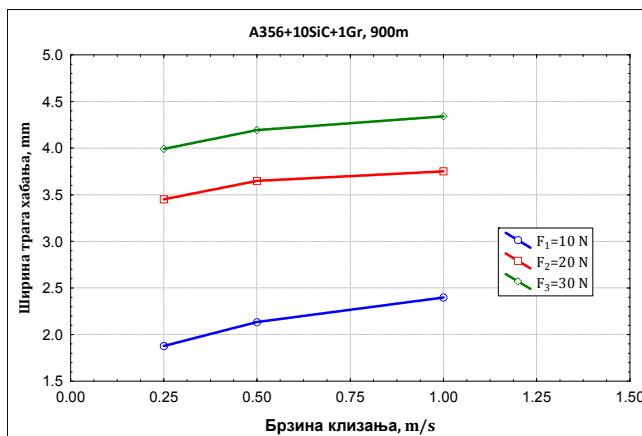
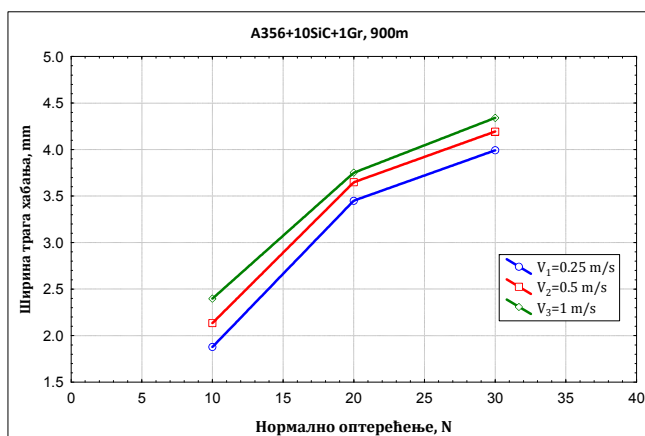


Слика 6.9. Криве хабања, А356+10SiC+1Gr

Ширине трагова хабања добијене триболошким испитивањем хибридног композита А356+10SiC+1Gr приказане су у табели 6.5. на основу добијених ширина конструисане су одговарајуће криве хабања. Криве хабања добијене варирањем брзина клизања и спољашњег оптерећења, приказане су на слици 6.9.

Табела 6.5. Ширина трага хабања, А356+10SiC+1Gr

А356+10SiC+1Gr		Ширина трага хабања, h, mm						
Fn, N	V, m/s	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
10	0.25	0.325	0.555	0.731	0.800	0.960	1.427	1.878
	0.5	0.377	0.660	0.805	0.894	1.092	1.618	2.135
	1.0	0.482	0.751	0.902	1.073	1.313	1.825	2.398
20	0.25	1.004	1.295	1.449	1.712	2.005	2.464	3.451
	0.5	1.102	1.456	1.662	1.916	2.258	2.694	3.649
	1.0	1.306	1.728	1.906	2.151	2.458	2.997	3.751
30	0.25	1.294	1.637	1.813	2.119	2.594	3.309	3.992
	0.5	1.428	1.745	1.922	2.224	2.736	3.402	4.194
	1.0	1.492	1.922	2.080	2.335	2.836	3.551	4.341

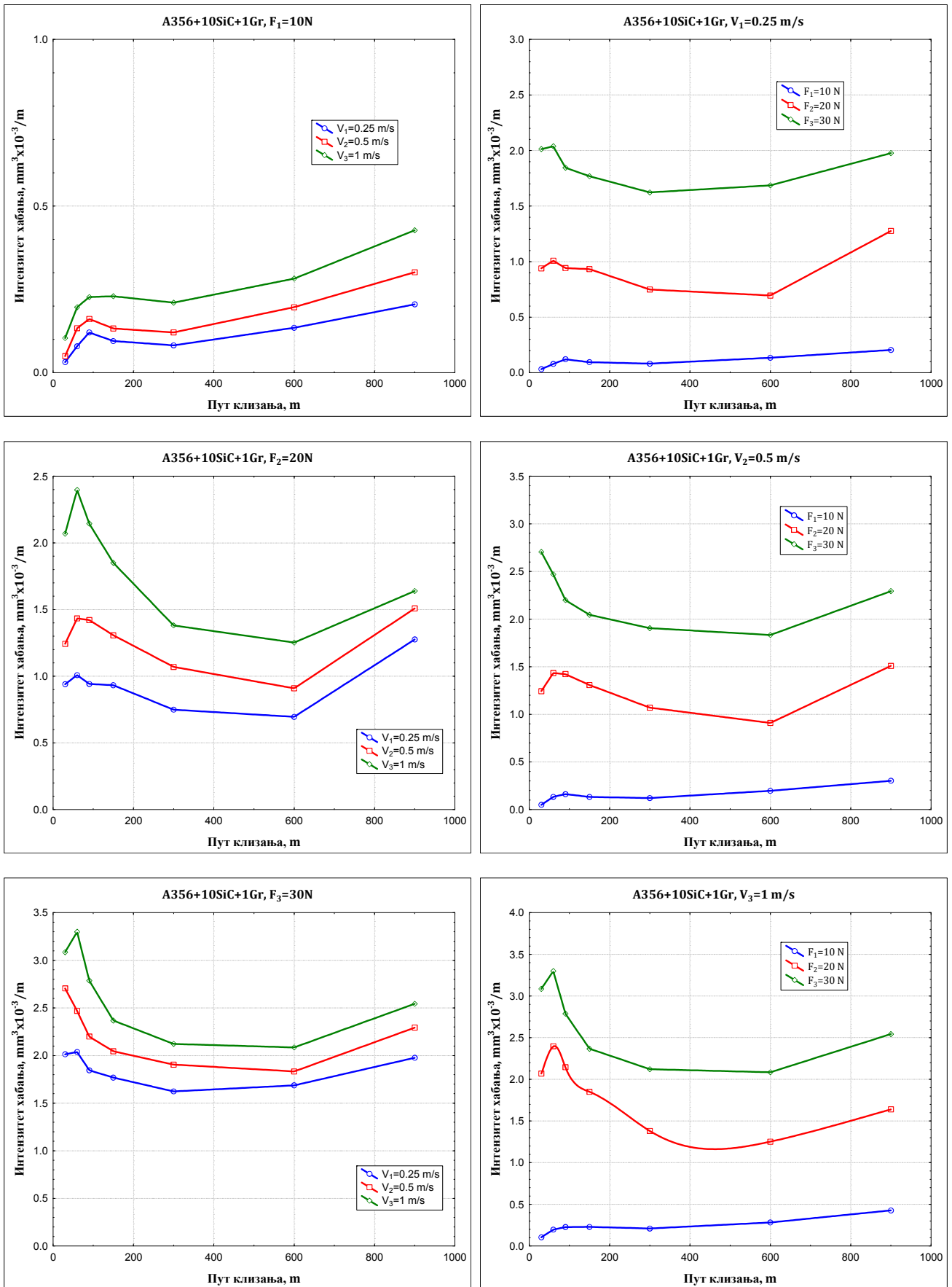


Слика 6.10. Ширина трага хабања, А356+10SiC+1Gr, 900m

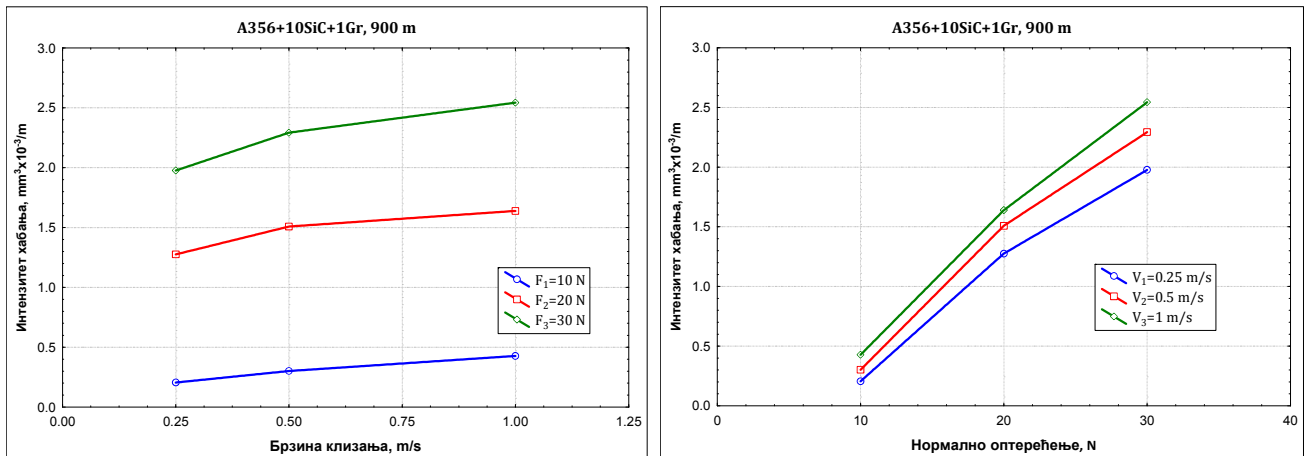
На основу ширина трагова израчунате су запремине похабаног материјала (прилог) и дати су интензитети хабања у односу на пут клизања. Вредности интензитета хабања су приказане у табели 6.6, а дијаграмски прикази су дати на слици 6.11.

Табела 6.6. Интензитет хабања композита А356+10SiC+1Gr

А356+10SiC+1Gr		Интензитет хабања, $\text{mm}^3 \times 10^{-3} / \text{m}$						
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
0.25	10	0.032	0.079	0.121	0.095	0.082	0.135	0.205
	20	0.940	1.009	0.942	0.933	0.749	0.696	1.276
	30	2.013	2.038	1.846	1.769	1.623	1.687	1.977
0.5	10	0.050	0.133	0.161	0.133	0.121	0.197	0.302
	20	1.243	1.434	1.422	1.307	1.070	0.909	1.509
	30	2.705	2.469	2.200	2.045	1.905	1.833	2.293
1.0	10	0.104	0.197	0.227	0.229	0.210	0.282	0.427
	20	2.069	2.397	2.145	1.850	1.381	1.253	1.639
	30	3.086	3.299	2.788	2.367	2.122	2.085	2.544



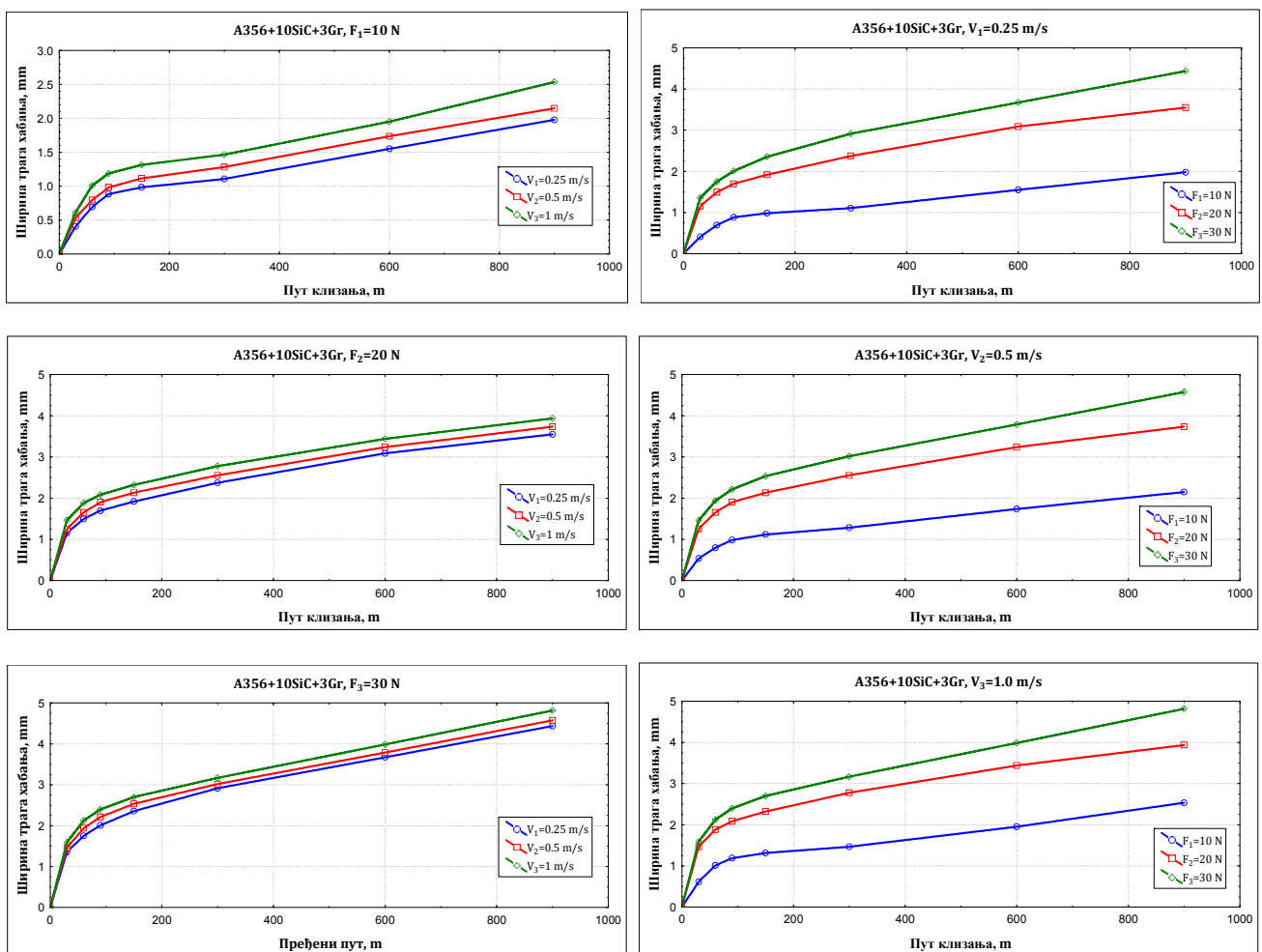
Слика 6.11. Интензитет хабања композита А356+10SiC+1Gr



Слика 6.12. Интензитет хабања композита А356+10SiC+1Gr

Анализа добијених вредности за интензитет хабања хибридног композита показује готово исти тренд као и претходни материјал. Интензитет хабања расте са порастом нормалног оптерећења и брзине клизања.

Резултати триболошких испитивања хибричних композита са 3% и 5% графита приказани су такође преко кривих хабања и интензитета хабања. Запремине похабаног материјала за оба хибридна композита дате су прилогу.

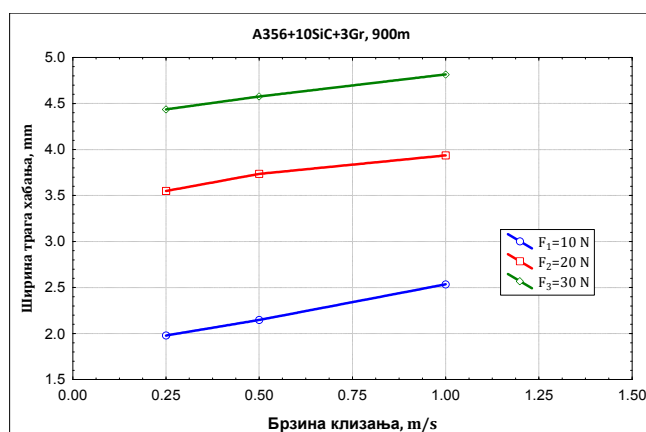
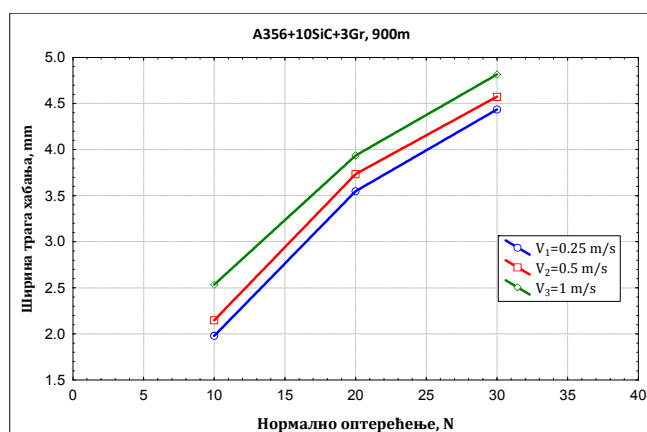


Слика 6.13. Криве хабања, А356+10SiC+3Gr

У поређењу са хибридним композитом А356+10SiC+1Gr, хибридни композит А356+10SiC+3Gr има нешто веће вредности ширине трагова хабања, као и веће вредности запремине похабаног материјала.

Табела 6.7. Ширина трага хабања А356+10SiC+3Gr

А356+10SiC+3Gr		Ширина трага хабања, h, mm						
Fn, N	V, m/s	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
10	0.25	0.410	0.695	0.885	0.984	1.108	1.551	1.979
	0.5	0.506	0.827	1.002	1.116	1.283	1.737	2.148
	1.0	0.615	1.012	1.189	1.315	1.466	1.952	2.535
20	0.25	1.156	1.496	1.698	1.918	2.373	3.089	3.549
	0.5	1.256	1.653	1.901	2.132	2.554	3.238	3.735
	1.0	1.466	1.882	2.084	2.321	2.777	3.439	3.936
30	0.25	1.357	1.750	2.007	2.355	2.915	3.672	4.436
	0.5	1.458	1.937	2.213	2.535	3.018	3.788	4.575
	1.0	1.590	2.123	2.398	2.700	3.168	3.986	4.816

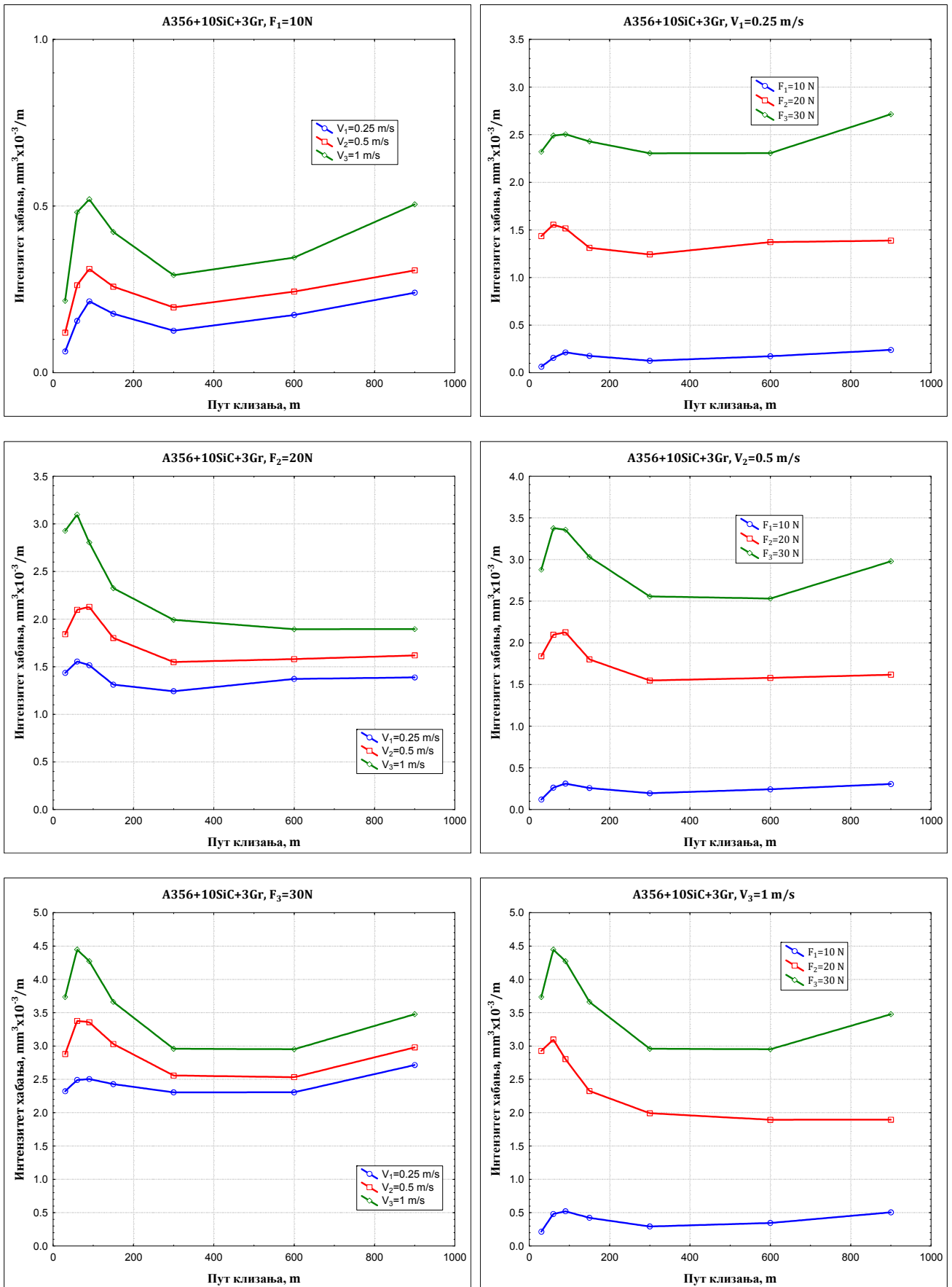


Слика 6.14. Ширина трага хабања, А356+10SiC+3Gr, 900m

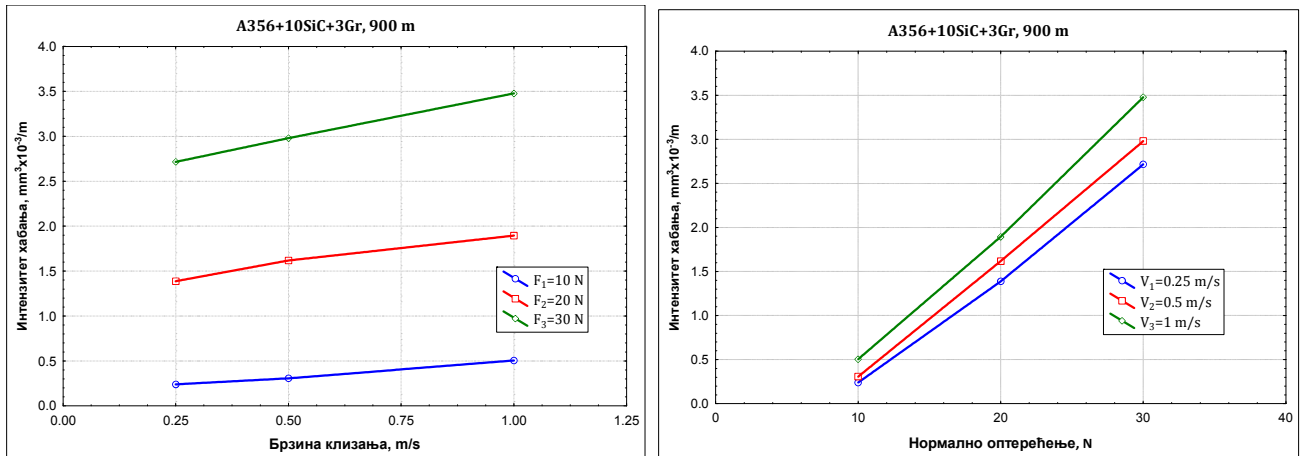
Последица повећаног хабања су и нешто веће вредности интензитета хабања у појединим интервалима. Вредности интензитета хабања су дате у табели 6.8, а дијаграми на слици 6.15 и 6.16.

Табела 6.8. Интензитет хабања композита А356+10SiC+3Gr

А356+10SiC+3Gr		Интензитет хабања, $\text{mm}^3 \times 10^{-3} / \text{m}$						
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
0.25	10	0.064	0.156	0.215	0.177	0.126	0.173	0.240
	20	1.435	1.555	1.516	1.312	1.243	1.372	1.388
	30	2.321	2.490	2.505	2.429	2.305	2.306	2.715
0.5	10	0.120	0.263	0.311	0.258	0.196	0.244	0.307
	20	1.841	2.098	2.128	1.802	1.549	1.580	1.618
	30	2.879	3.377	3.359	3.030	2.558	2.532	2.979
1.0	10	0.216	0.481	0.520	0.422	0.293	0.346	0.505
	20	2.927	3.098	2.804	2.325	1.992	1.894	1.895
	30	3.735	4.447	4.274	3.662	2.960	2.952	3.477

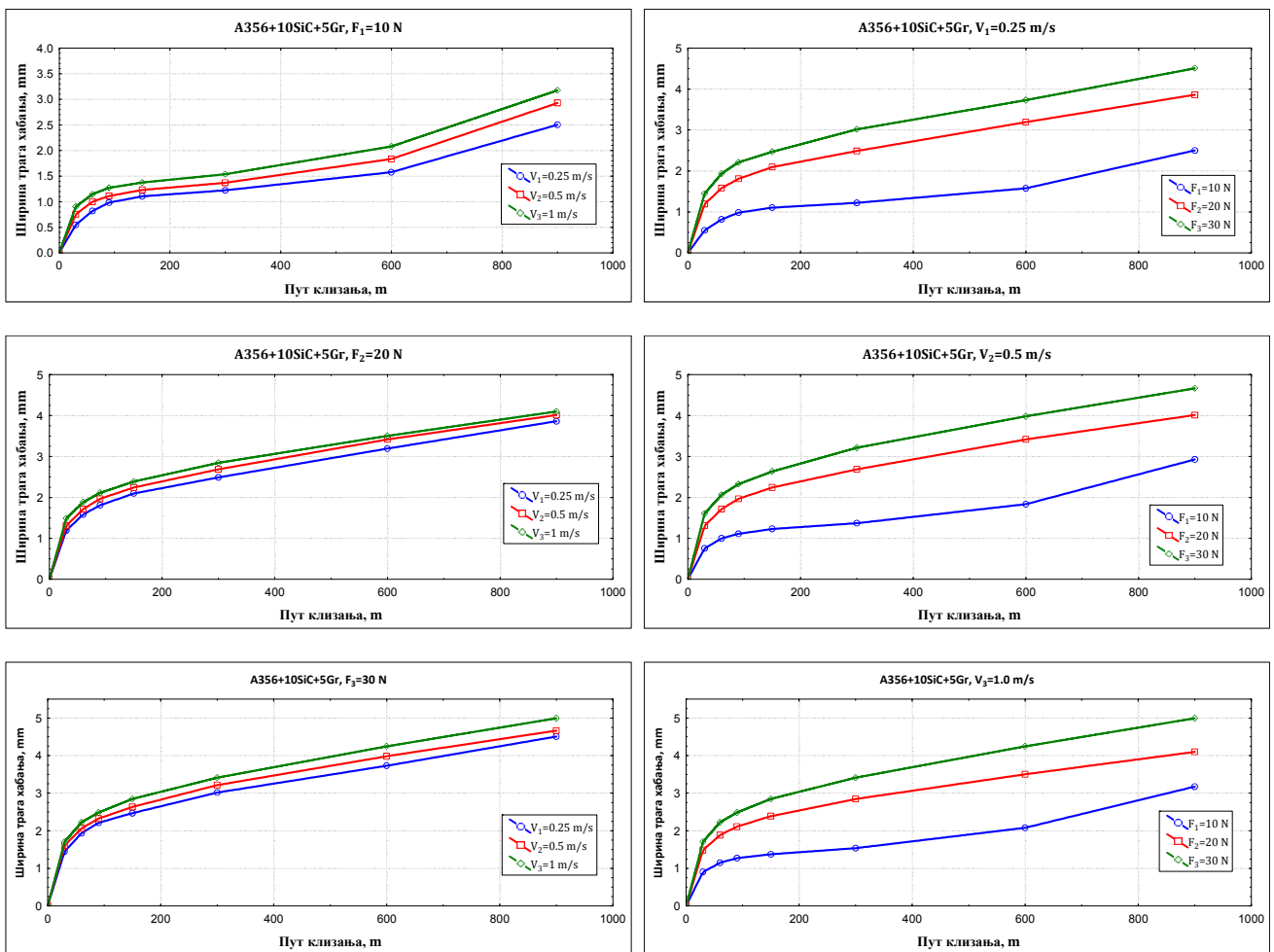


Слика 6.15. Интензитет хабања композита А356+10SiC+3Gr



Слика 6.16. Интензитет хабања композита А356+10SiC+3Gr

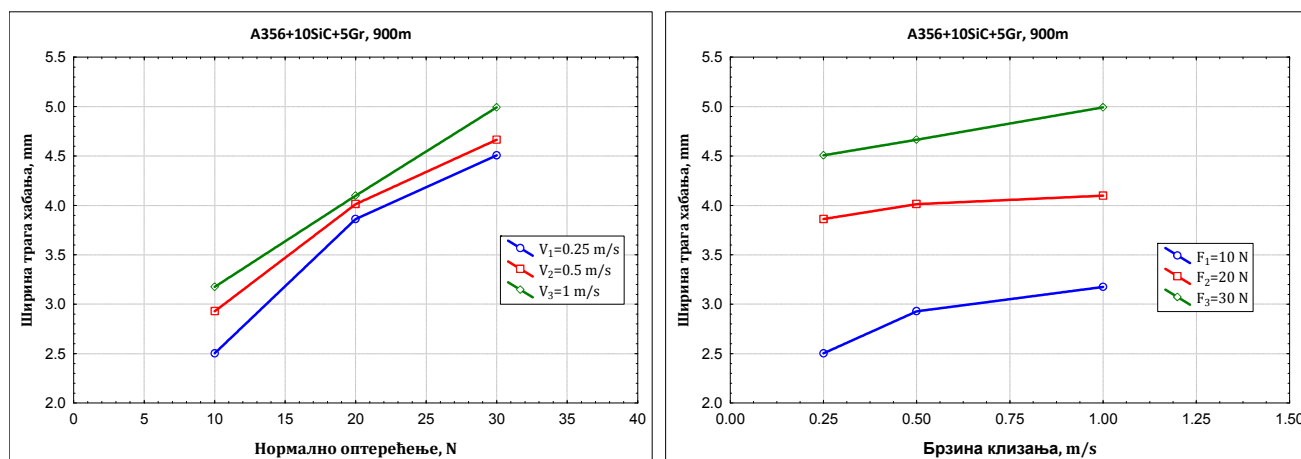
Вредности ширине трагова хабања хибридног композита А356+10SiC+5Gr дате су у табели 6.9, а криве хабања су приказане на слици 6.17. Анализом добијених вредности, уочен је раст ширине трагова хабања за све режиме испитивања. Овај раст је уочљив како на кривама хабања, тако и код интензитета хабања.



Слика 6.17. Криве хабања, А356+10SiC+5Gr

Табела 6.9. Ширина трага хабања А356+10SiC+5Gr

А356+10SiC+5Gr		Ширина трага хабања, h, mm						
Fn, N	V, m/s	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
10	0.25	0.551	0.817	0.983	1.105	1.223	1.577	2.503
	0.5	0.755	1.001	1.111	1.230	1.370	1.835	2.928
	1.0	0.903	1.147	1.272	1.375	1.537	2.080	3.175
20	0.25	1.193	1.582	1.809	2.096	2.489	3.193	3.862
	0.5	1.309	1.715	1.966	2.243	2.686	3.417	4.013
	1.0	1.486	1.883	2.111	2.388	2.845	3.503	4.099
30	0.25	1.447	1.937	2.212	2.469	3.016	3.730	4.507
	0.5	1.607	2.065	2.324	2.634	3.214	3.982	4.665
	1.0	1.707	2.227	2.485	2.848	3.413	4.246	4.993

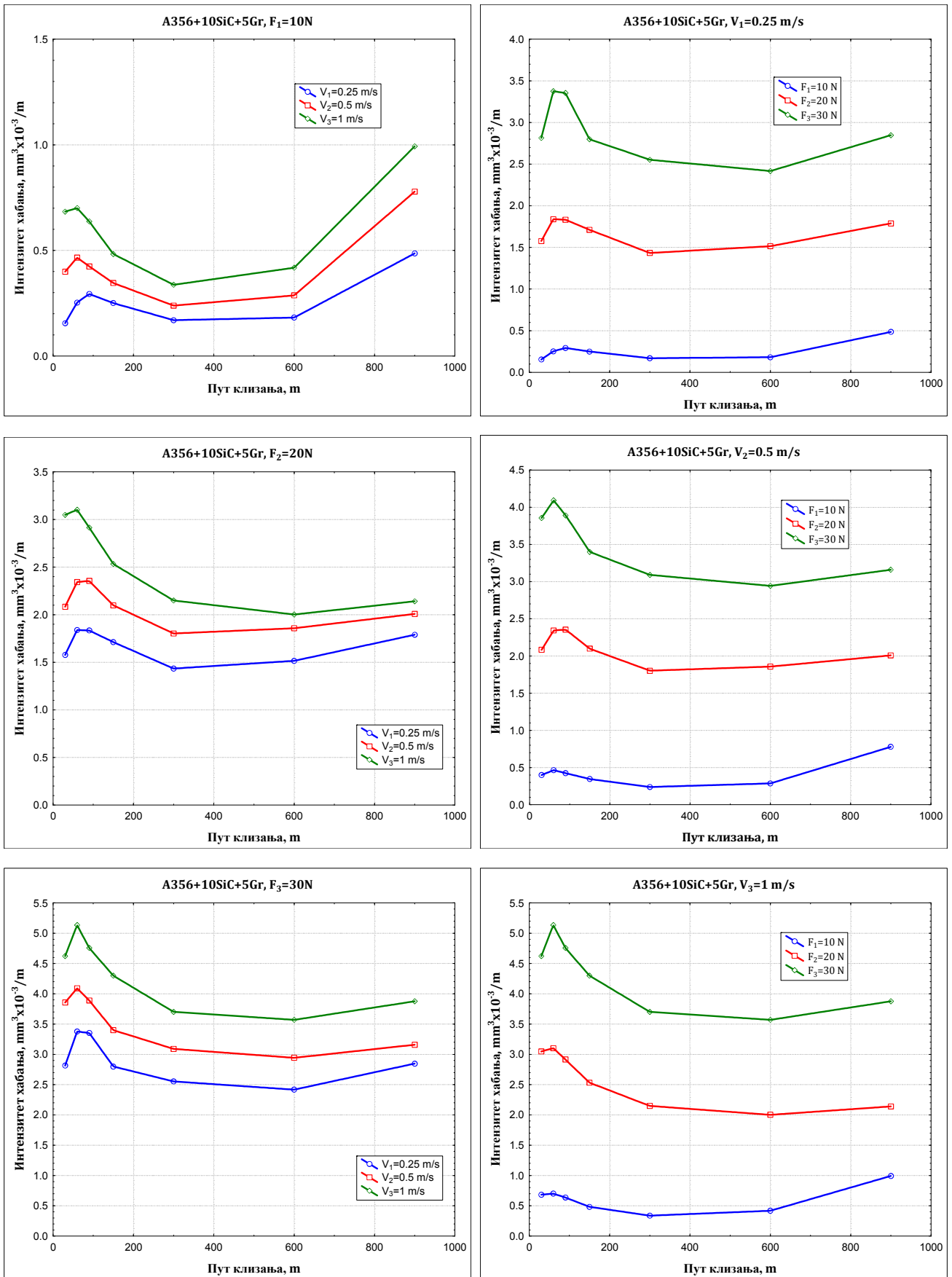


Слика 6.18. Ширина трага хабања, А356+10SiC+5Gr, 900m

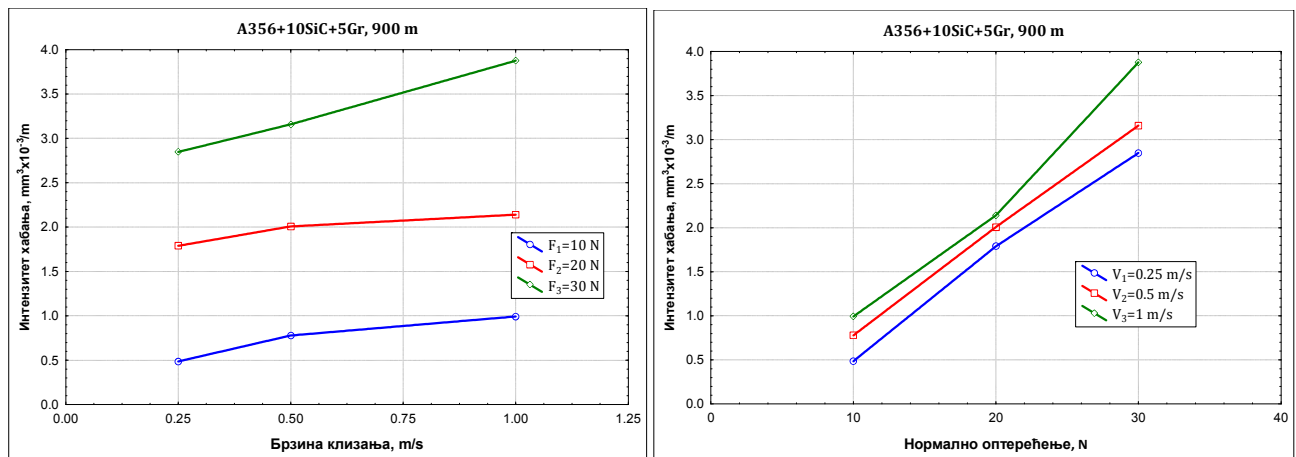
Вредности за интензитет хабања хибридног композита А356+10SiC+5Gr, дате су у табели 6.10, а одговарајуће криве на слици 6.19 и 6.20.

Табела 6.10. Интензитет хабања композита А356+10SiC+5Gr

А356+10SiC+5Gr		Интензитет хабања, $\text{mm}^3 \times 10^{-3} / \text{m}$						
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
0.25	10	0.155	0.253	0.294	0.251	0.170	0.182	0.486
	20	1.577	1.839	1.834	1.712	1.434	1.515	1.789
	30	2.815	3.377	3.354	2.799	2.553	2.418	2.848
0.5	10	0.400	0.466	0.425	0.346	0.239	0.287	0.779
	20	2.084	2.344	2.354	2.098	1.803	1.858	2.008
	30	3.856	4.093	3.890	3.400	3.091	2.943	3.159
1.0	10	0.684	0.701	0.637	0.483	0.337	0.418	0.993
	20	3.049	3.103	2.915	2.533	2.149	2.002	2.141
	30	4.622	5.134	4.757	4.299	3.702	3.570	3.877



Слика 6.19. Интензитет хабања композита А356+10SiC+5Gr



Слика 6.20. Интензитет хабања композита А356+10SiC+5Gr

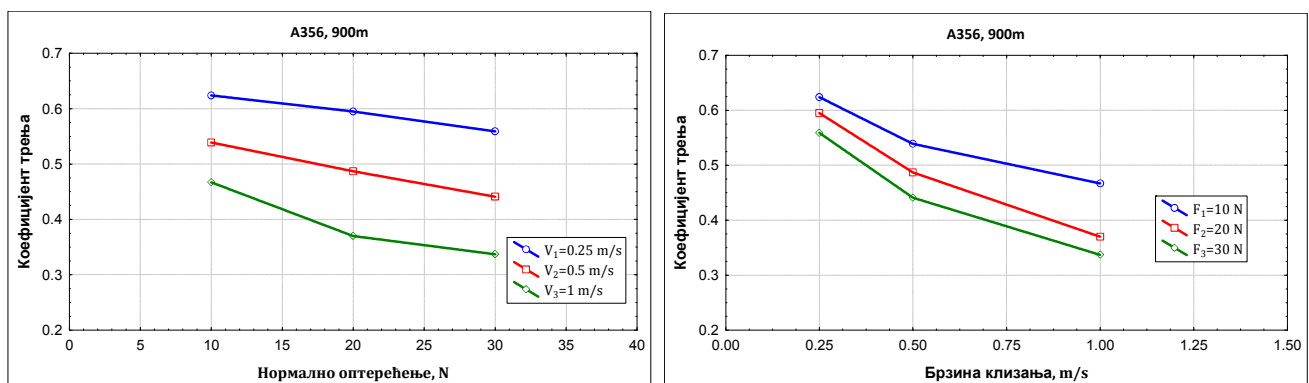
6.1.2 Коэффициент трења

Поред триболошких карактеристика хибридних композита праћене су и фрикционе карактеристике и то сила трења и коэффициент трења. С обзиром на план експеримента, коэффициент трења је добијен за триболошка испитивања уз варирање три брзине клизања и три оптерећења у условима без подмазивања. Начин мерења силе трења, односно коэффицијента трења детаљно је описан у поглављу 5.

У табелама 6.11-6.15 и сликама 6.21-6.25 приказане су вредности коэффицијента трења за испитиване композитне материјале и њихове зависности од брзине клизања и нормалног оптерећења. Добијене вредности коэффицијента трења су приказане након периода уходавања.

Табела 6.11. Коэффициент трења за материјал А356 на путу клизања од 900 m без подмазивања

V, m/s	Fn, N	Коэффициент трења	Ширина трага хабања, mm
0.25	10	0.624	2.991
	20	0.595	3.737
	30	0.559	4.020
0.5	10	0.539	3.094
	20	0.487	3.903
	30	0.441	4.283
1.0	10	0.467	3.198
	20	0.370	4.112
	30	0.337	4.731

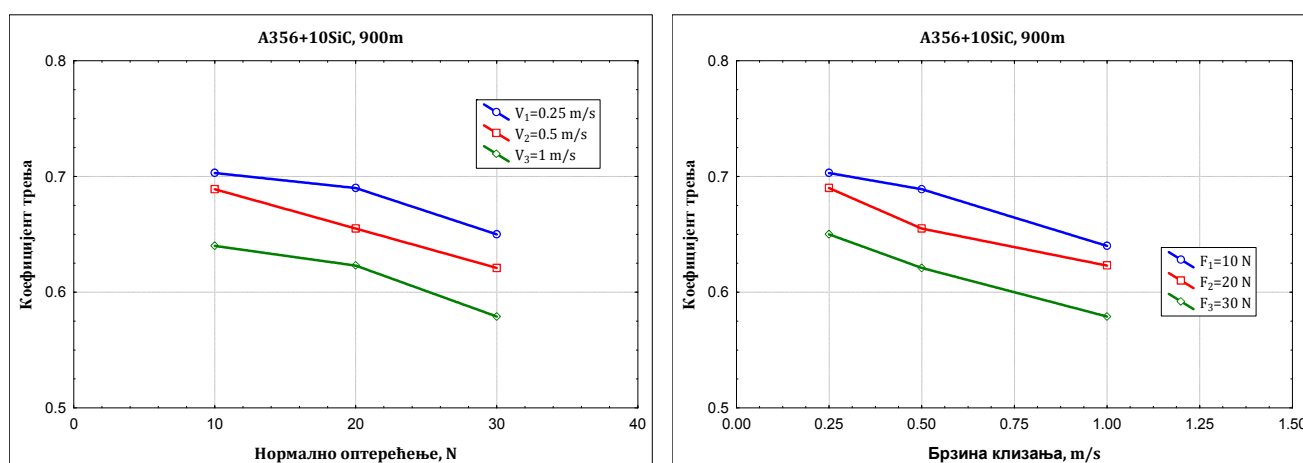


Слика 6.21. Коэффициент трења, А356, 900 m, без подмазивања

У табели 6.11 дате су вредности коефицијента трења и ширине трага хабања за основни материјал А356. Коефицијент трења се креће у границама од $0.33 \div 0.62$. Вредност коефицијента трења опада и са повећањем оптерећења и са повећањем брзине клизања (слика 6.21).

Табела 6.12. Коефицијент трења за материјал А356+10SiC на путу клизања од 900 m без подмазивања

V, m/s	Fn, N	Коефицијент трења	Ширина трага хабања, mm
0.25	10	0.703	2,925
	20	0.690	3,872
	30	0.650	4,144
0.5	10	0.689	3,059
	20	0.655	3,945
	30	0.621	4,230
1.0	10	0.640	3,155
	20	0.623	4,107
	30	0.579	4,420



Слика 6.22. Коефицијент трења, А356+10SiC, 900 m, без подмазивања

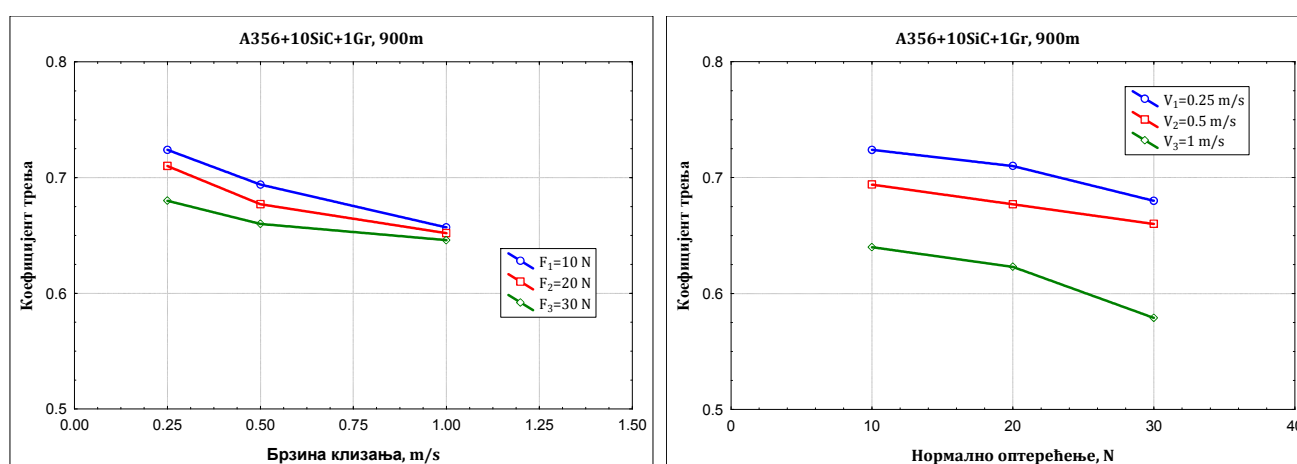
Додавањем SiC у основни материјал формира се композитни материјал чије су вредности коефицијента трења дате у табели 6.12, а његова зависност од брзине клизања и оптерећења приказана на слици 6.23. Очигледно је да се додавањем силицијум-карбида повећавају вредности коефицијента трења. Израчунате вредности коефицијента трења се крећу у границама од $0.58 \div 0.70$.

Коефицијент трења основног материјала А356 и композитног материјала А356+10SiC опада са повећањем нормалног оптерећења. Овакав тренд коефицијента трења карактеристичан је за Al-Si легуре, у које спада А356 [26,28,105]. До смањења коефицијента трења долази услед формирања "трећег" тела од продуката хабања. Детаљнији опис дат је у поглављу 7.

Са додавањем графита у новоформираним хибридни композитима долази до промене фрикционих карактеристика. Коефицијент трења хибридног композита А356+10SiC+1Gr има још веће вредности коефицијента трења у односу на претходни материјал. Опсег, односно границе у којима се коефицијент трења креће су доста мање ($0.65 \div 0.72$). вредности коефицијента трења су такође добијени варирањем три оптерећења и три брзине клизања у условима без подмазивања. Код овог хибридног материјала са порастом брзине клизања и оптерећења долази до опадања вредности коефицијента трења. Резултати су дати у табели 6.13, а дијаграми су приказани на слици 6.23.

Табела 6.13. Коефицијент трења за материјал А356+10SiC+1Gr на путу клизања од 900 m без подмазивања

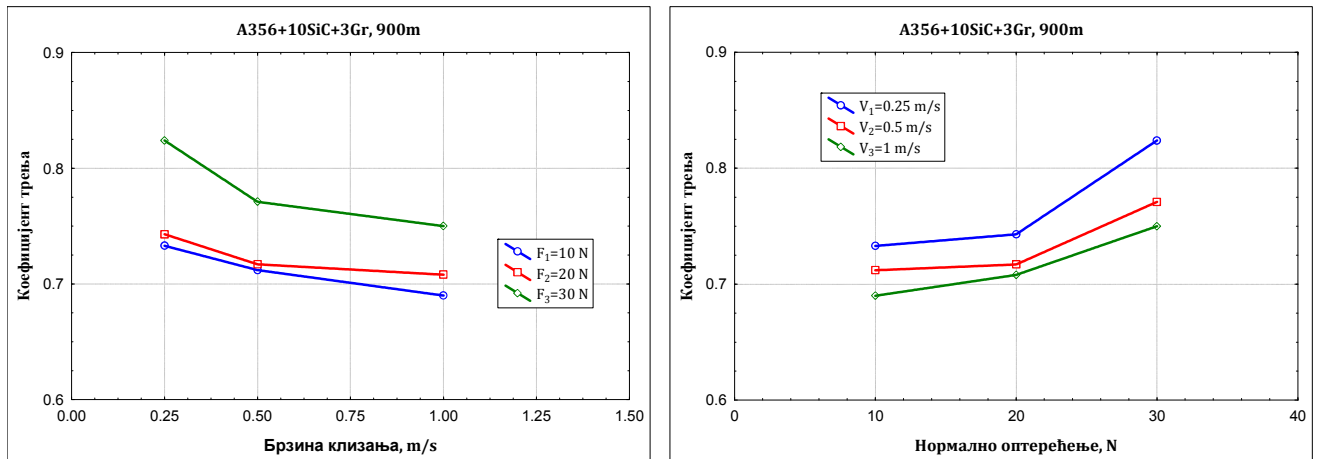
V, m/s	Fn, N	Коефицијент трења	Ширина трага хабања, mm
0.25	10	0.724	1.878
	20	0.710	3.451
	30	0.680	3.992
0.5	10	0.694	2.135
	20	0.677	3.649
	30	0.660	4.194
1.0	10	0.657	2.398
	20	0.652	3.751
	30	0.646	4.341

**Слика 6.23.** Коефицијент трења, А356+10SiC+1Gr, 900 m, без подмазивања

Вредности коефицијента трења хибридног композита А356+10SiC+3Gr дате су у табели 6.14. Очигледно је да се вредности коефицијента трења и даље повећавају, али да се њихов тренд мења. Наиме, са порастом брзине клизања коефицијент трења опада, али са порастом оптерећења коефицијент трења расте. Највеће вредности се јављају при малим брзинама и великим силама (слика 6.24).

Табела 6.14. Коефицијент трења за материјал А356+10SiC+3Gr на путу клизања од 900 m без подмазивања

V, m/s	Fn, N	Коефицијент трења	Ширина трага хабања, mm
0.25	10	0.733	1.979
	20	0.743	3.549
	30	0.824	4.436
0.5	10	0.712	2.148
	20	0.717	3.735
	30	0.771	4.575
1.0	10	0.690	2.535
	20	0.708	3.936
	30	0.750	4.816

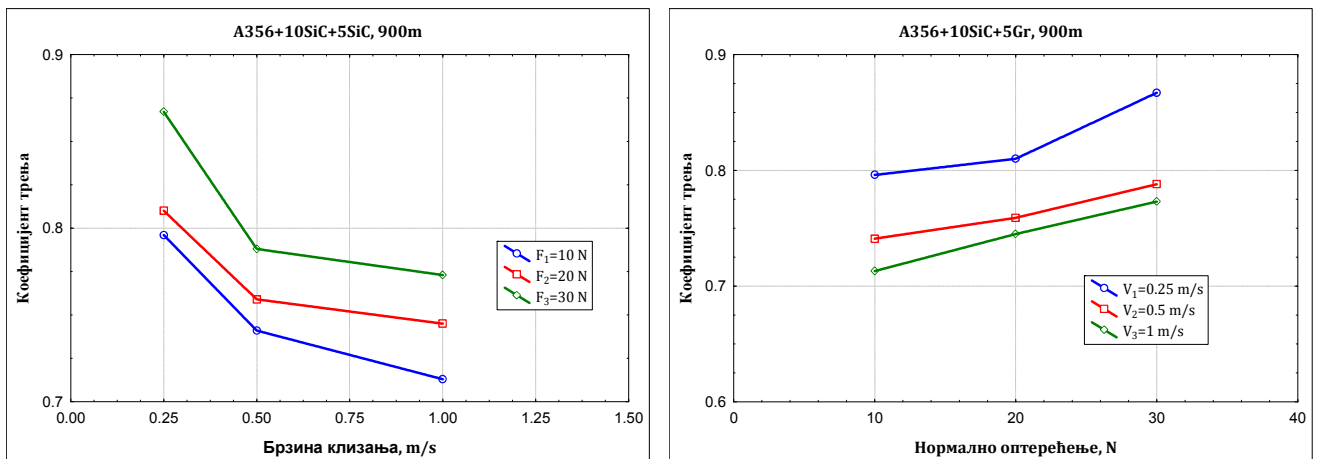


Слика 6.24. Коефицијент трења, А356+10SiC+3Gr, 900 m, без подмазивања

Последњи испитивани хибридни композит је А356+10SiC+5Gr. Коефицијент трења код овог композита и даље има тренд раста (табела 6.15). Такође се може приметити да коефицијент трења опада са порастом брзине, а да расте са порастом оптерећења. Оно што је карактеристично за овај хибридни композит је да је максимална вредност коефицијента трења ~ 0.87 , а да настаје при најмањој брзини клизања и највећој сили (слика 6.25). Такође је уочено да је распон вредности коефицијента трења већи у односу на претходне материјале.

Табела 6.15. Коефицијент трења за материјал А356+10SiC+5Gr на путу клизања од 900 m без подмазивања

V, m/s	F _n , N	Коефицијент трења	Ширина трага хабања, mm
0.25	10	0.796	2.503
	20	0.810	3.862
	30	0.867	4.507
0.5	10	0.741	2.928
	20	0.759	4.013
	30	0.788	4.665
1.0	10	0.713	3.175
	20	0.745	4.099
	30	0.773	4.993



Слика 6.25. Коефицијент трења, А356+10SiC+5Gr, 900 m, без подмазивања

6.2. Испитивања са подмазивањем

Испитивање триболошких карактеристика хибридних композита са основом А356 у условима подмазивања, реализовано је такође у Лабораторији за трибологију, Факултета инжењерских наука у Крагујевцу. Испитивање је изведено на Трибометру ТР 95 на контактном пару са *block on disc* контактном геометријом.

Планом експеримента дефинисане су брзине клизања (0.25 m/s, 0.5 m/s и 1 m/s) и величине нормалног оптерећења (40 N, 80 N и 120 N). Испитивања су извршена за пут клизања од 1200 m и 2400 m. У свим испитивањима коришћено је исто хидрауличко уље које по стандарду SRPS ISO 11158:2003 одговара типу HL и категорији HM (уље типа HL са побољшаним карактеристикама против хабања, градиције вискозности VG 46 (ISO 3448)). Свако ново мерење, у погледу промене материјала, реализовано је са новим диском и новим уљем. Уље се налази у резервоару, а подмазивање се врши тако што је диск доњим делом уроњен до дубине од 3 mm у резервоар са уљем запремине 30 ml. При ротацији диска, уље се континуално уноси у зону контакта и врши гранично подмазивање контактнег пара (слика 6.26).



Слика 6.26. Подмазивање контактнег пара

6.2.1. Крива хабања и интензитет хабања

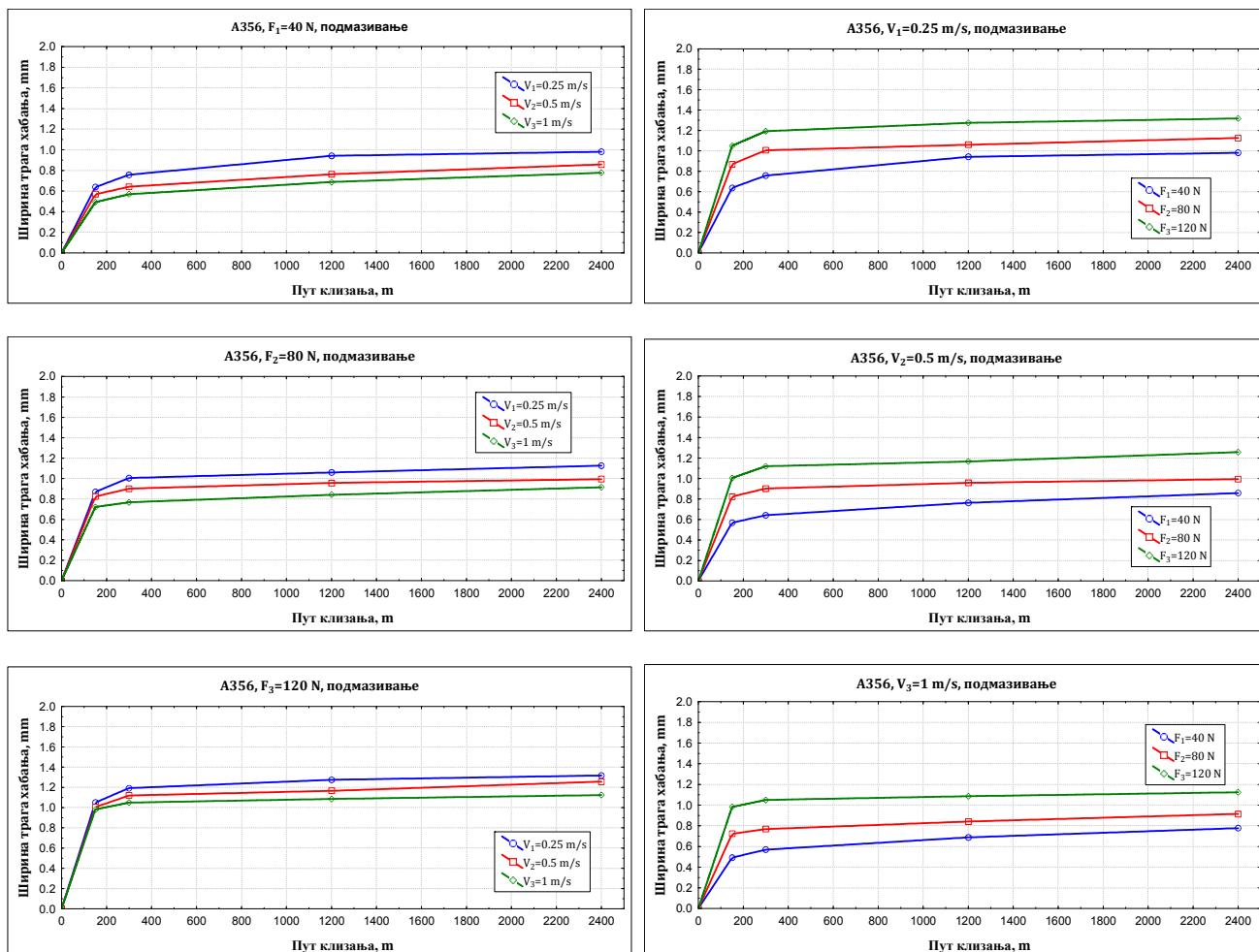
Праћење триболошког понашања хибридних композита са А356 матрицом, реализовано је мерењем одговарајућих ширина трагова хабања за одговарајуће путеве клизања (150 m, 300 m, 1200 m и 2400 m).

Табела 6.16. Ширина трага хабања А356

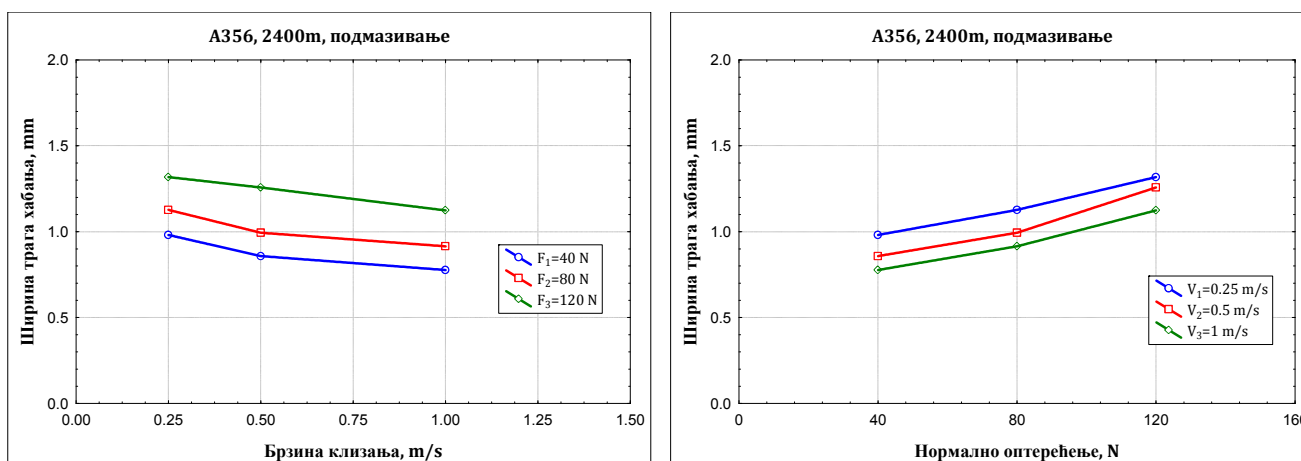
А356		Ширина трага хабања, h, mm			
F _n , N	V, m/s	Пут клизања, m			
		150	300	1200	2400
40	0.25	0.638	0.758	0.942	0.981
	0.5	0.568	0.642	0.763	0.858
	1.0	0.492	0.569	0.688	0.777
80	0.25	0.870	1.006	1.060	1.127
	0.5	0.824	0.902	0.958	0.994
	1.0	0.722	0.768	0.841	0.915
120	0.25	1.050	1.193	1.275	1.318
	0.5	1.005	1.120	1.166	1.258
	1.0	0.982	1.050	1.086	1.124

На основу добијених ширина трагова, израчунате су запремине похабаног материјала чије су вредности дате у прилогу рада. Истовремено су формиране и криве хабања које су дате у наставку текста. Планом испитивања ближе су дефинисани режими испитивања у погледу брзине клизања и оптерећења.

Криве хабања су дате за све испитиване материјале и то у зависности од пута клизања, за различите вредности оптерећења и брзине клизања. Вредности ширине трага хабања за основни материјал дате су у табели 6.16.

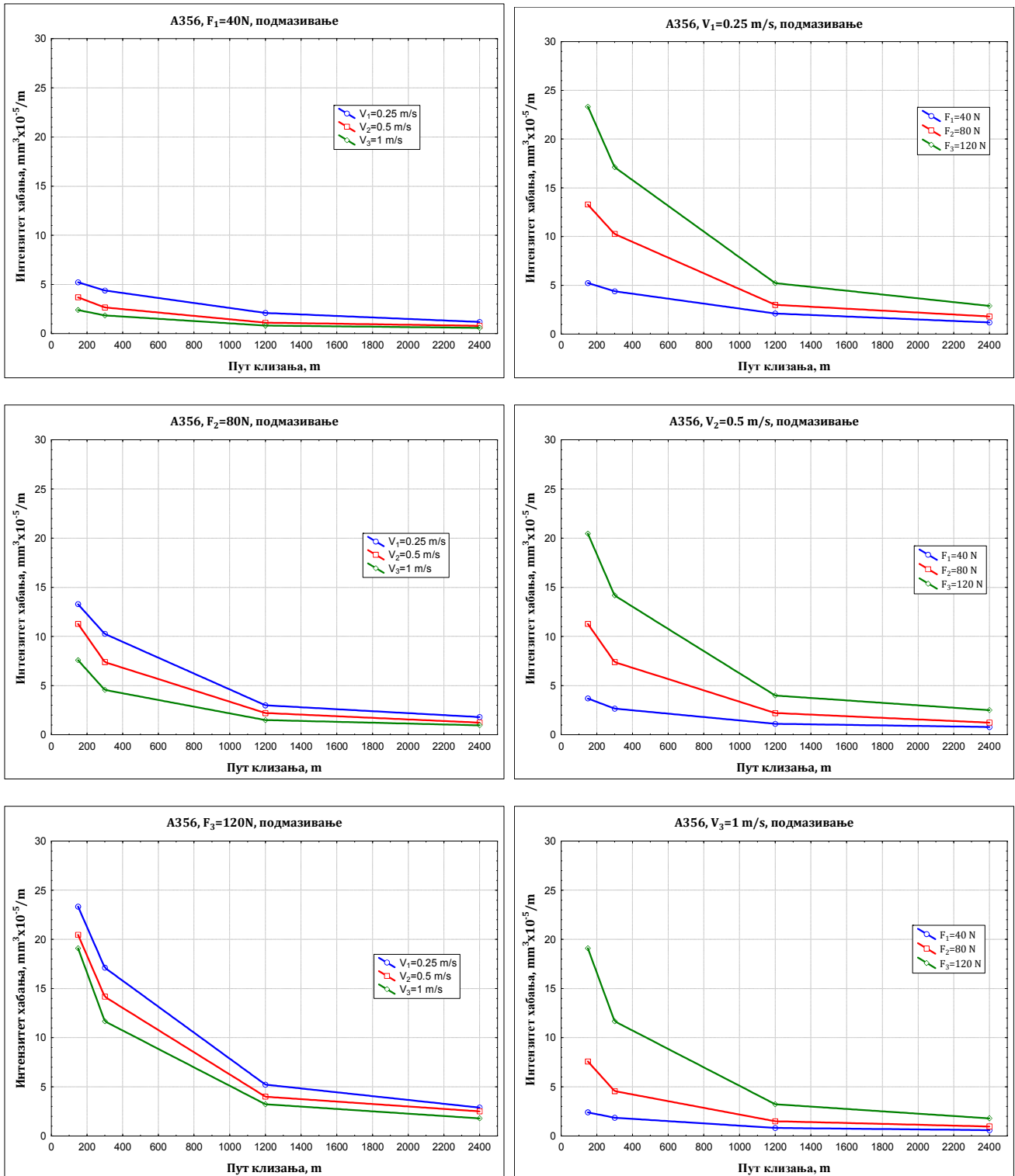


Слика 6.27. Криве хабања, А356



Слика 6.28. Ширина трага хабања, А356, 2400m

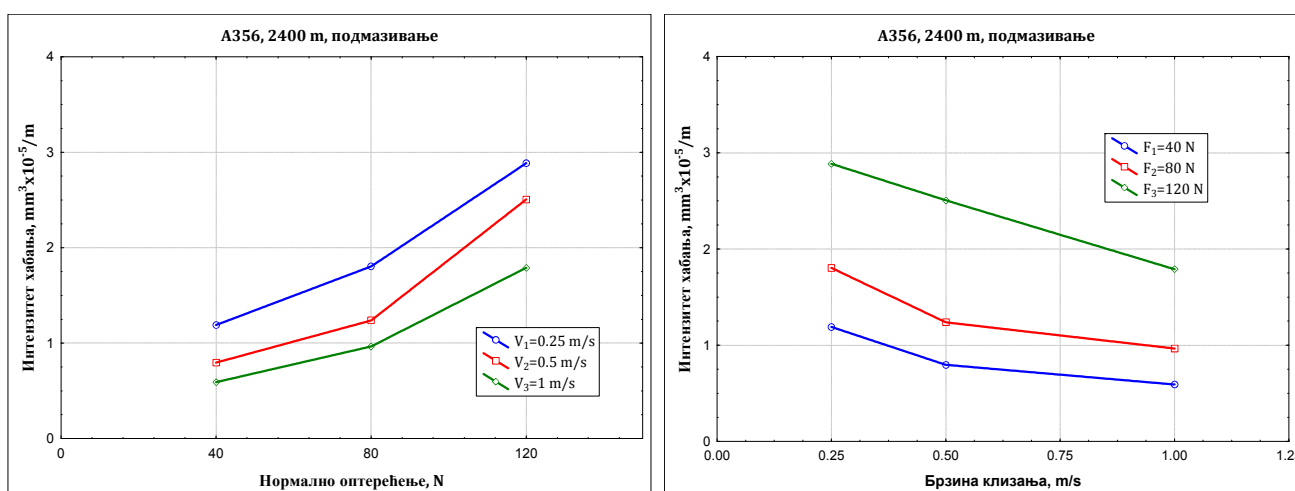
Анализом добијених дијаграма уочава се да ширина трага хабања опада са повећањем пута клизања, али да расте са повећањем оптерећења. Промене ширине трагова имају скоро линеарну зависност. На основу добијених ширина израчунати су и интензитети хабања за испитивани материјал за све путеве клизања (табела 6.17). Оно што може да се примети на дијаграмима је да испитивани материјал има наглашен период уходавања, тј. период у коме је хабање интензивно. Након тог периода материјали улазе у период умереног, нормалног, хабања који траје све до краја интервала мерења, односно посматраног пута клизања (слика 6.29).



Слика 6.29. Интензитет хабања легуре А356

Табела 6.17. Интензитет хабања легуре А356

А356		Интензитет хабања, $\text{mm}^3 \times 10^{-5} / \text{m}$			
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m			
		150	300	1200	2400
0.25	40	5.236	4.390	2.107	1.190
	80	13.277	10.264	3.002	1.804
	120	23.343	17.120	5.225	2.886
0.5	40	3.694	2.667	1.119	0.796
	80	11.280	7.398	2.216	1.238
	120	20.468	14.165	3.996	2.506
1.0	40	2.401	1.857	0.821	0.591
	80	7.588	4.566	1.499	0.965
	120	19.094	11.671	3.228	1.790



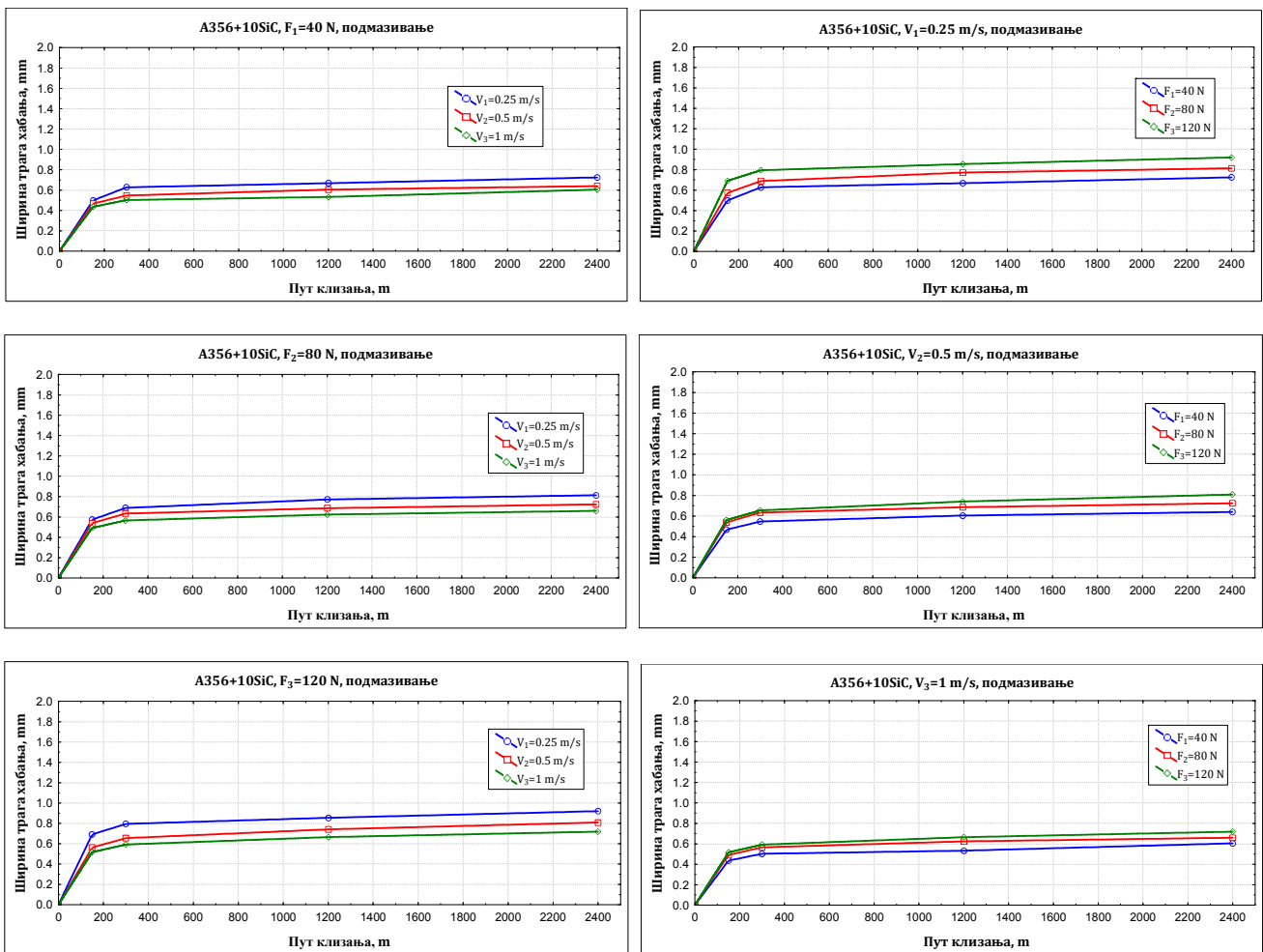
Слика 6.30. Интензитет хабања легуре А356

Добијени дијаграми за интензитет хабања, показују да основни материјал поседује јако добра триболошка својства, посебно у условима подмазивања за дефинисане режиме испитивања (слика 6.29 и слика 6.30).

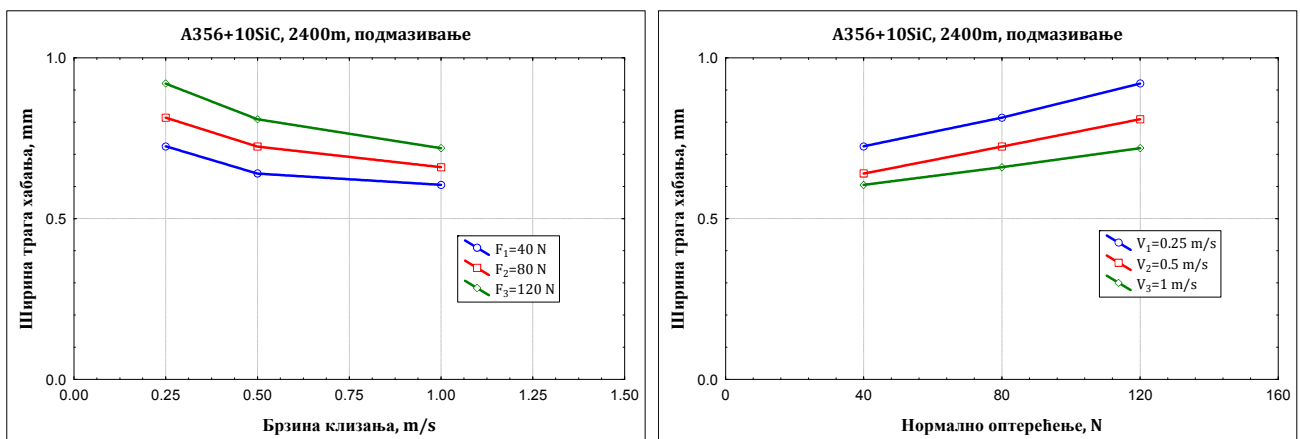
Додавањем SiC, добија се композитни материјал чије је триболошко понашање такође праћено променом ширине трага хабања. Добијене вредности су приказане у табели 6.18. Евидентно је да је SiC довео до смањења ширине трагова хабања.

Табела 6.18. Ширина трага хабања А356+10SiC

А356+10SiC		Ширина трага хабања, h, mm			
Fn, N	V, m/s	Пут клизања, m			
		150	300	1200	2400
40	0.25	0.499	0.628	0.668	0.725
	0.5	0.468	0.547	0.605	0.640
	1.0	0.436	0.503	0.533	0.605
80	0.25	0.573	0.689	0.772	0.814
	0.5	0.538	0.634	0.686	0.724
	1.0	0.491	0.566	0.624	0.660
120	0.25	0.691	0.795	0.855	0.920
	0.5	0.562	0.655	0.741	0.809
	1.0	0.517	0.592	0.665	0.719



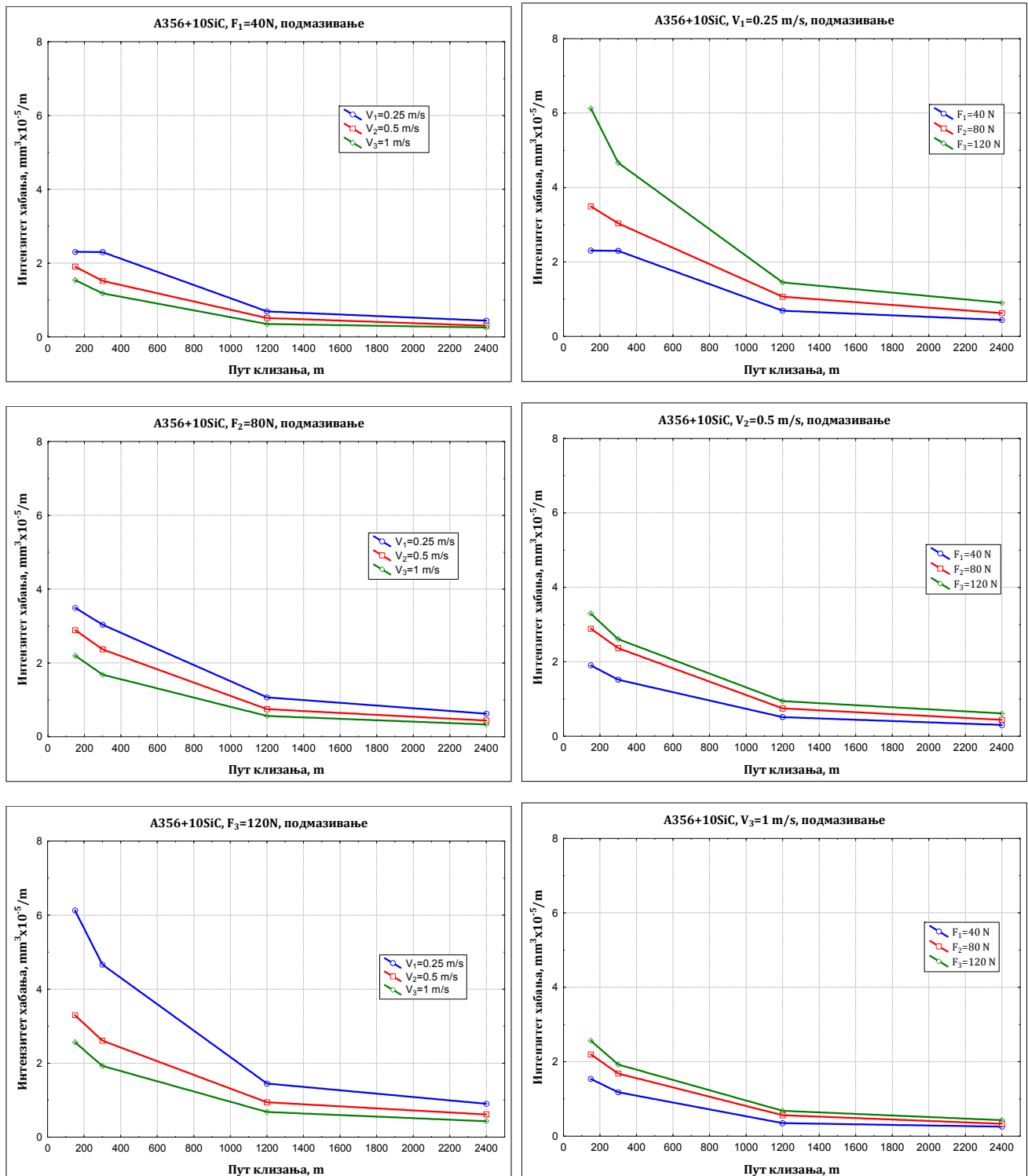
Слика 6.31. Криве хабања, А356+10SiC



Слика 6.32. Ширина трага хабања, А356+10SiC, 2400m

Хабање композитног материјала А356+10SiC у условима подмазивања, такође опада са повећањем брзине клизања, а расте са повећањем нормалног оптерећења. Ширине трагова хабања испитиваног композитног материјала су мање у односу на ширине трагова хабања основног материјала за исте услове испитивања. Очигледно је да додавање силицијум карбида повећава отпорност на хабање новодобијеног композитног материјала. Период уходавања ових композита је такође врло кратак и одликује се интензивним хабањем. Након тога материјал улази у фазу нормалног, односно умереног хабања, које траја све до краја интервала испитивања. Криве хабања композитног материјала А356+10SiC приказане су на слици 6.31. Зависност ширине трага хабања од брзине клизања и оптерећења дата је на слици 6.32.

Интензитет хабања композитног материјала А356+10SiC је доста мањи од интензитета хабања основног материјала. Отпорност на хабање новоформираног композита је 3÷5 већа. Вредности интензитета хабања су дате у табели 6.19 за све интервале мерења, а зависност интензитета хабања од пута клизања приказана је на слици 6.33.

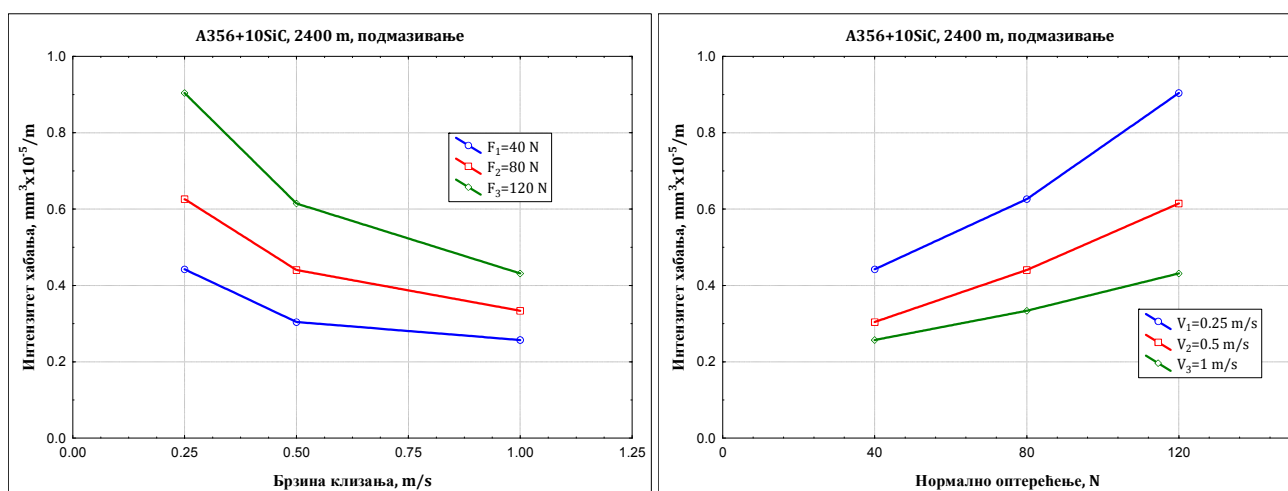


Слика 6.33. Интензитет хабања композита А356+10SiC

Зависност интензитета хабања од брзине клизања и нормалног оптерећења приказана је на слици 6.34. Са слике се уочава да интензитет хабања опада са повећањем брзине клизања, а расте са повећањем величине нормалног оптерећења.

Табела 6.19. Интензитет хабања композита А356+10 SiC

A356+10SiC		Интензитет хабања, $\text{mm}^3 \times 10^{-5} / \text{m}$			
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m			
		150	300	1200	2400
0.25	40	2.308	2.300	0.692	0.442
	80	3.494	3.038	1.068	0.626
	120	6.128	4.666	1.451	0.904
0.5	40	1.904	1.520	0.514	0.304
	80	2.892	2.367	0.750	0.441
	120	3.297	2.610	0.945	0.615
1.0	40	1.539	1.182	0.352	0.257
	80	2.198	1.684	0.564	0.334
	120	2.567	1.927	0.683	0.431

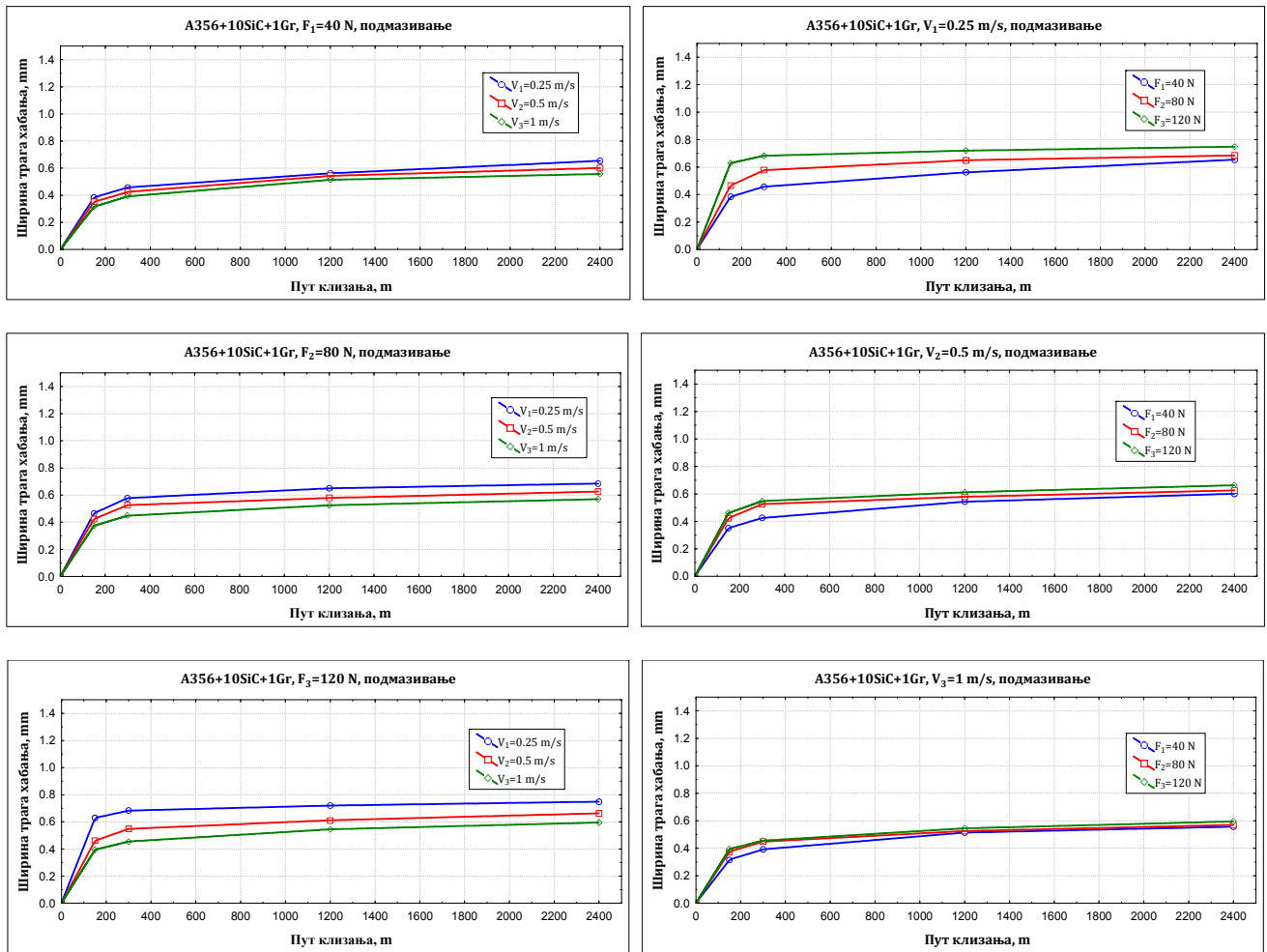


Слика 6.34. Интензитет хабања композита А356+10SiC

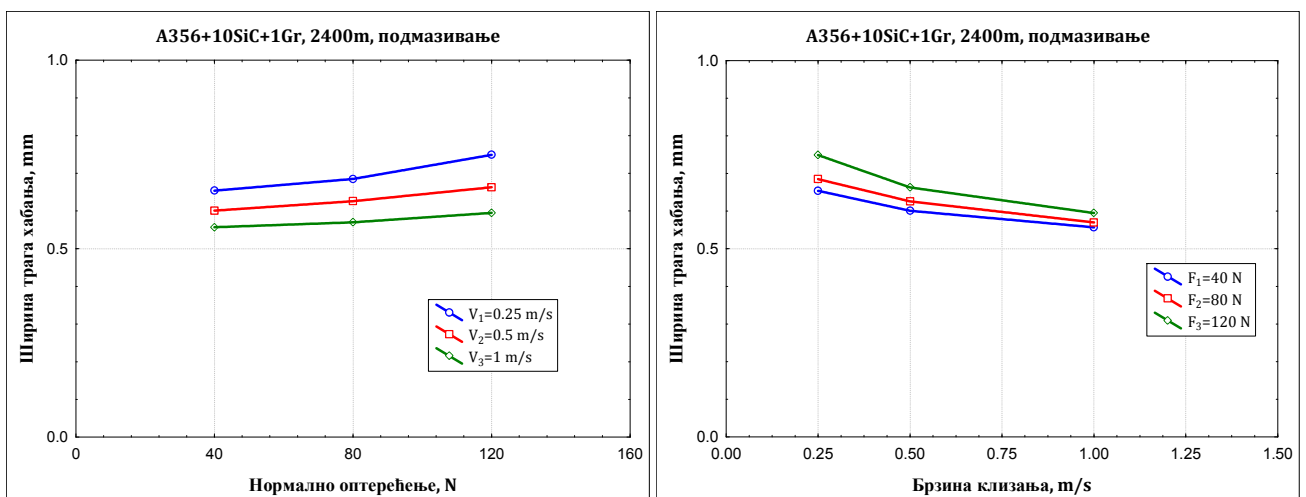
Триболошке карактеристике композита се још више побољшавају додавањем графита. Новоформиран хибридни композит А356+10SiC+1Gr се хаба мање од композитног материјала А356+10SiC. Ширине трагова хабања испитиваног композита приказане су у табели 6.20. На основу ширина хабања, формиране су криве чији су дијаграми приказани на слици 6.35.

Табела 6.20. Ширина трага хабања хибридног композита А356+10SiC+1Gr

A356+10SiC+1Gr		Ширина трага хабања, h, mm			
Fn, N	V, m/s	Пут клизања, m			
		150	300	1200	2400
40	0.25	0.384	0.458	0.562	0.654
	0.5	0.351	0.425	0.543	0.601
	1.0	0.316	0.392	0.514	0.557
80	0.25	0.466	0.578	0.650	0.685
	0.5	0.424	0.526	0.579	0.626
	1.0	0.374	0.448	0.525	0.570
120	0.25	0.629	0.683	0.72	0.749
	0.5	0.461	0.548	0.612	0.663
	1.0	0.384	0.455	0.545	0.595

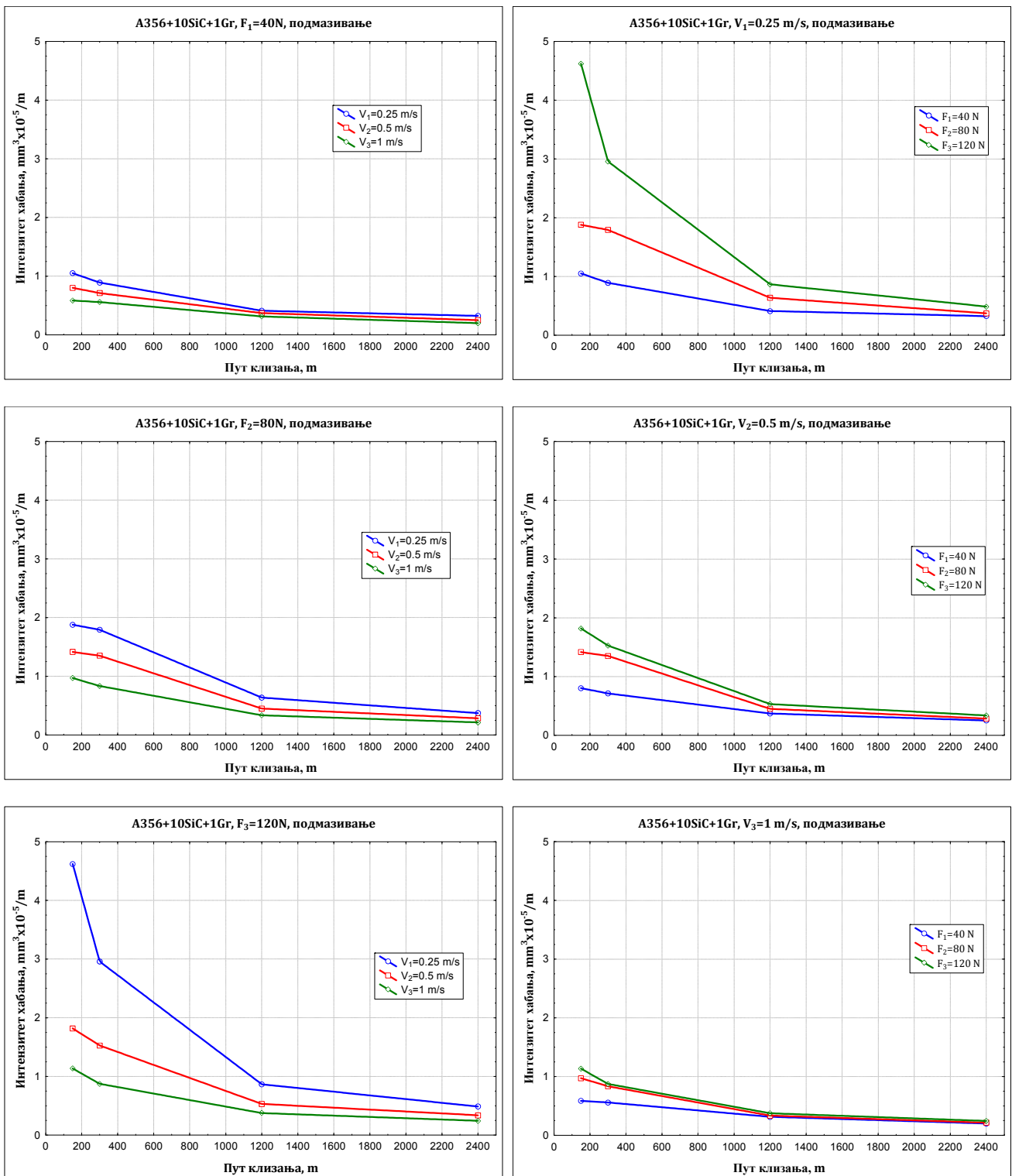


Слика 6.35. Криве хабања, А356+10SiC+1Gr



Слика 6.36. Ширина трага хабања, А356+10SiC+1Gr, 2400m

Триболошко понашање хибридног композита А356+10SiC+1Gr показује да хабање расте са повећањем нормалног оптерећења, а опада са повећањем брзине клизања. Поред ширина трагова хабања, анализиран је интензитет хабања ових материјала. У табели 6.21 дате су вредности интензитета хабања за различите путеве клизања. Истовремено на слици 3.37 приказана је графичка интерпретација ових вредности.

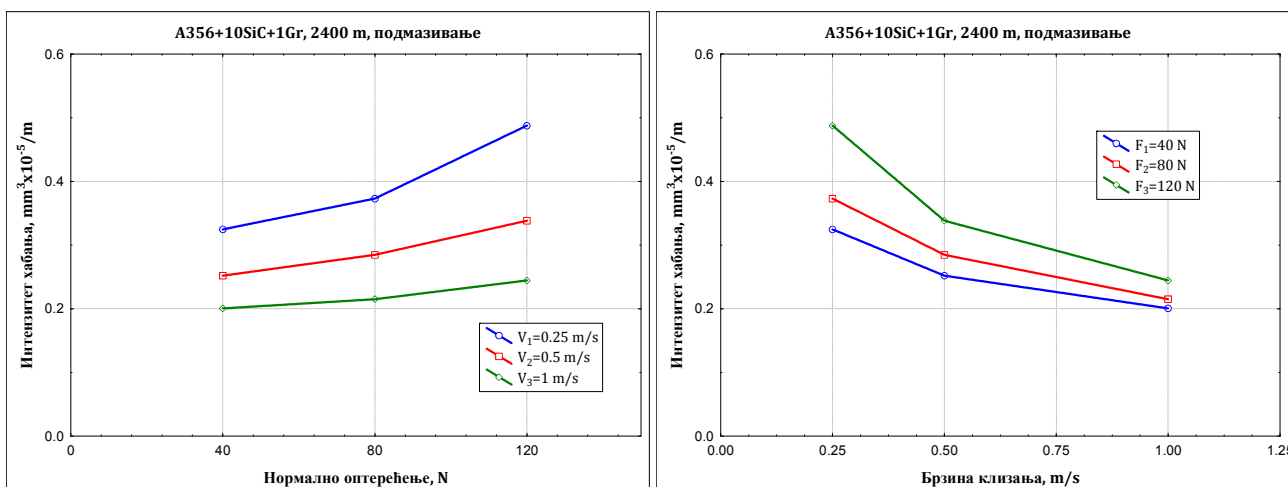


Слика 6.37. Интензитет хабања хибридног композита А356+10SiC+1Gr

Анализом дијаграма на слици 6.37 може се приметити да испитивани хибридни композит после 300 m излази из периода уходавања и улази у период нормалног хабања. До краја периода испитивања композит се налази у том периоду. Нешто веће хабање је уочено при брзини клизања од 0.25 m/s и нормалном оптерећењу од 120 N. Интензитет хабања хибридног композита А356+10SiC+1Gr у односу на основни материјал је неколико пута мањи и доста уочљив. Евидентно је да су SiC и графит доста утицали на побољшање триболошких карактеристика испитиваног хибридног композита.

Табела 6.21. Интензитет хабања композита А356+10SiC+1Gr

А356+10SiC+1Gr		Интензитет хабања, $\text{mm}^3 \times 10^{-5} / \text{m}$			
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m			
		150	300	1200	2400
0.25	40	1.052	0.892	0.412	0.325
	80	1.879	1.793	0.638	0.373
	120	4.622	2.959	0.867	0.488
0.5	40	0.803	0.713	0.372	0.252
	80	1.416	1.351	0.451	0.285
	120	1.820	1.528	0.532	0.338
1.0	40	0.586	0.559	0.315	0.201
	80	0.972	0.835	0.336	0.215
	120	1.136	0.875	0.376	0.245

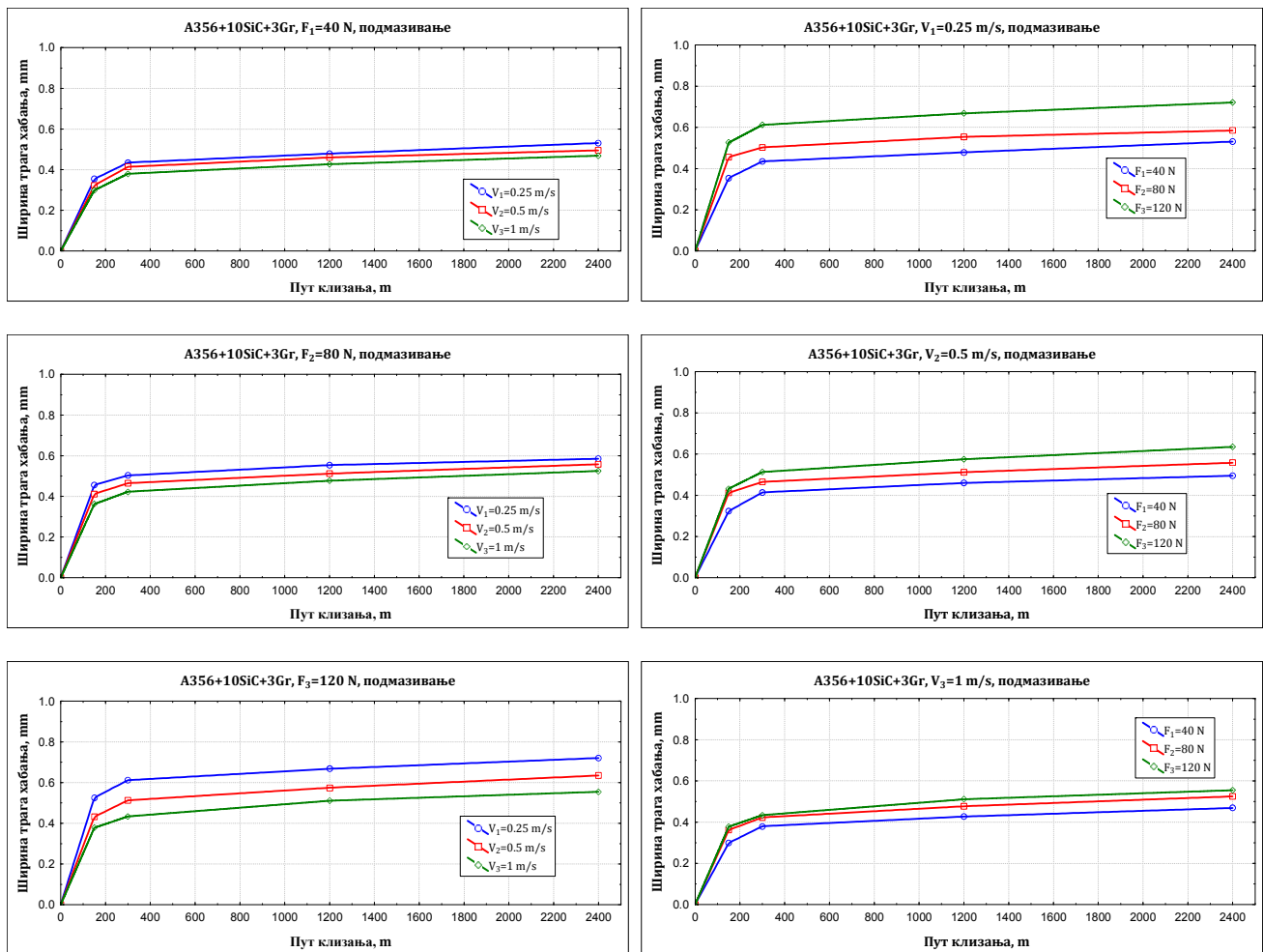


Слика 6.38. Интензитет хабања композита А356+10SiC+1Gr

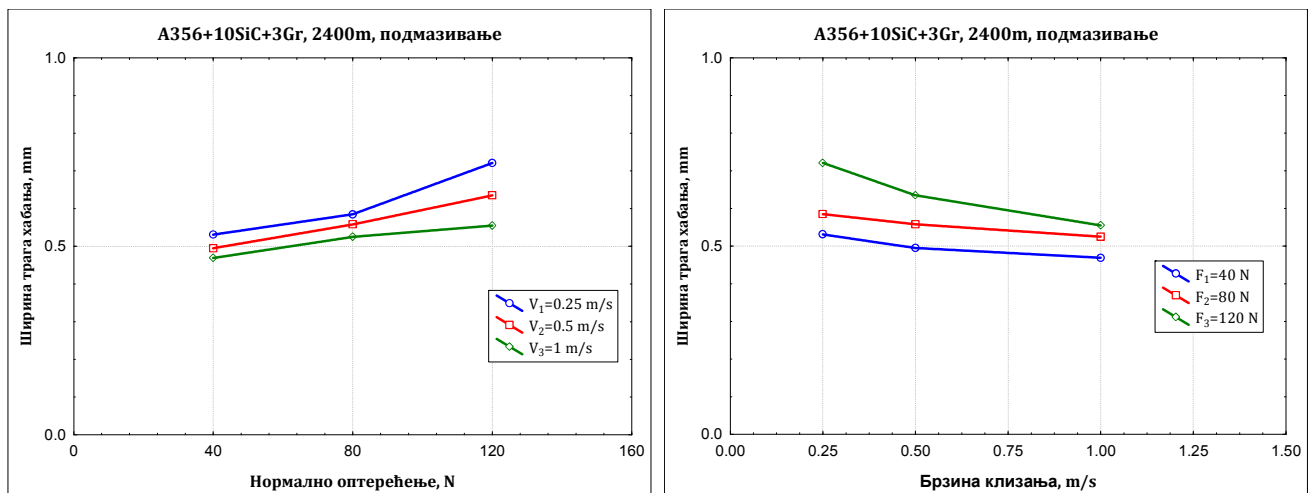
Табела 6.22. Ширина трага хабања А356+10SiC+3Gr

А356+10SiC+3Gr		Ширина трага хабања, h, mm			
Fn, N	V, m/s	Пут клизања, m			
		150	300	1200	2400
40	0.25	0.354	0.435	0.479	0.531
	0.5	0.323	0.414	0.460	0.495
	1.0	0.299	0.380	0.427	0.469
80	0.25	0.456	0.503	0.554	0.585
	0.5	0.412	0.465	0.512	0.558
	1.0	0.362	0.423	0.477	0.525
120	0.25	0.526	0.612	0.668	0.721
	0.5	0.432	0.513	0.575	0.635
	1.0	0.378	0.434	0.511	0.555

Хибридни композит А356+10SiC+3Gr показује још боље триболошке карактеристике за ове услове испитивања. Наиме, ширине трагова хабања су мање, у односу на ширине трагова које су добијене за композит са 1% графита. Овај тренд се јавља за све брзине клизања и сва оптерећења. Добијене вредности ширина трагова су приказане у табели 6.22. На слици 6.39 дате су криве хабања хибридног композита А356+10SiC+3Gr за све режиме испитивања.



Слика 6.39. Криве хабања, А356+10SiC+3Gr

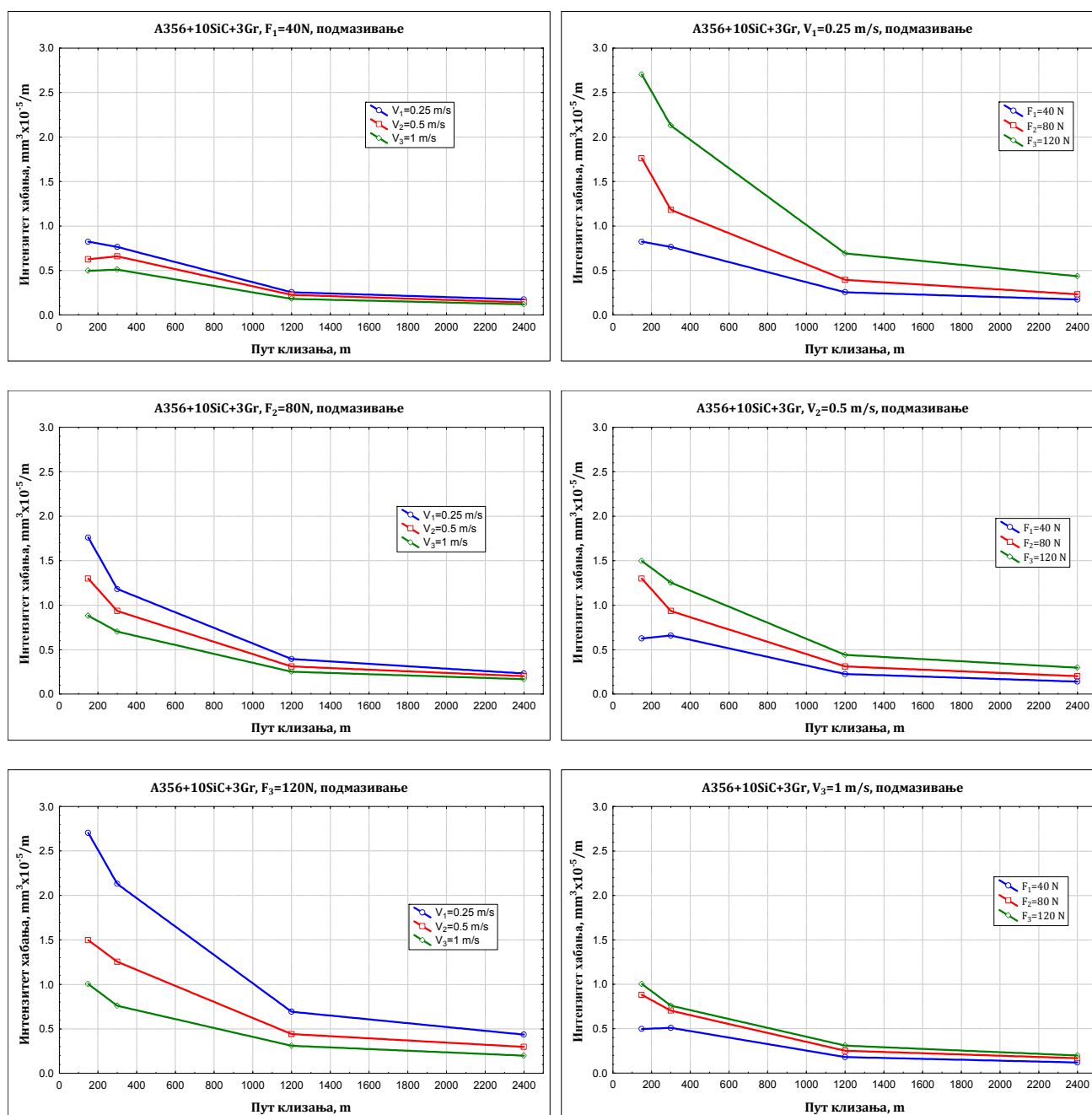


Слика 6.40. Ширина трага хабања, А356+10SiC+3Gr, 2400m

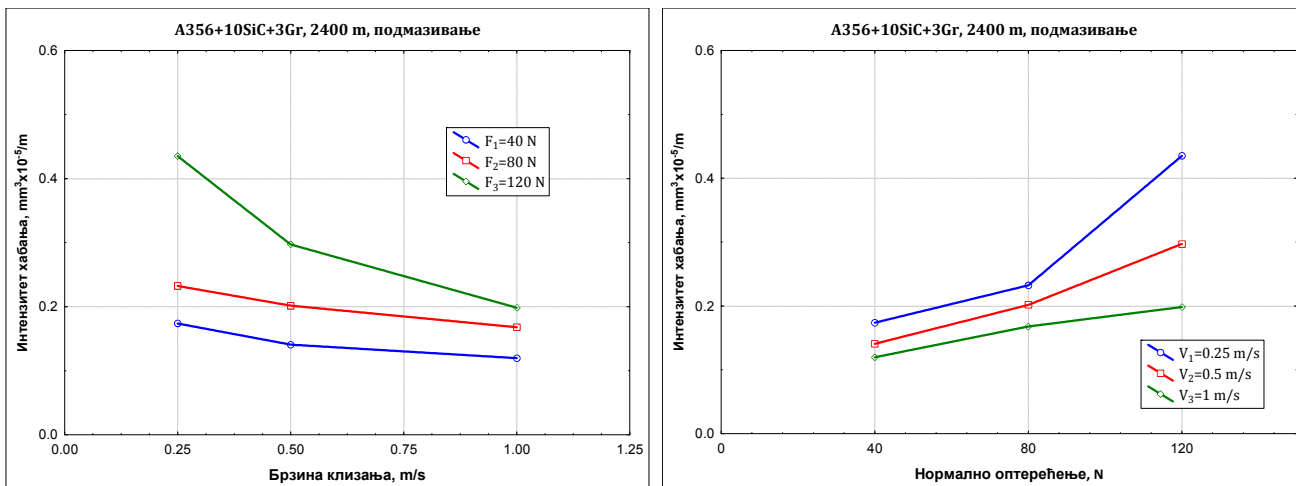
За хибридни композит А356+10SiC+3Gr су такође израчунати интензитети хабања за све режиме испитивања и добијене вредности су приказане у табели 6.23. На основу добијених вредности може се уочити сврсисходност добијања оваквих композита. Интензитет хабања хибридног композита са 3% графита је скоро 10 пута мањи од интензитета хабања основног материјала. Промена интензитета хабања са путем клизања приказана је на слици 6.41.

Табела 6.23. Интензитет хабања композита А356+10SiC+3Gr

А356+10SiC+3Gr		Интензитет хабања, $\text{mm}^3 \times 10^{-5} / \text{m}$			
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m			
		150	300	1200	2400
0.25	40	0.824	0.764	0.255	0.174
	80	1.761	1.182	0.395	0.232
	120	2.703	2.129	0.692	0.435
0.5	40	0.626	0.659	0.226	0.141
	80	1.299	0.934	0.312	0.202
	120	1.497	1.254	0.441	0.297
1.0	40	0.496	0.510	0.181	0.120
	80	0.881	0.703	0.252	0.168
	120	1.003	0.759	0.310	0.198



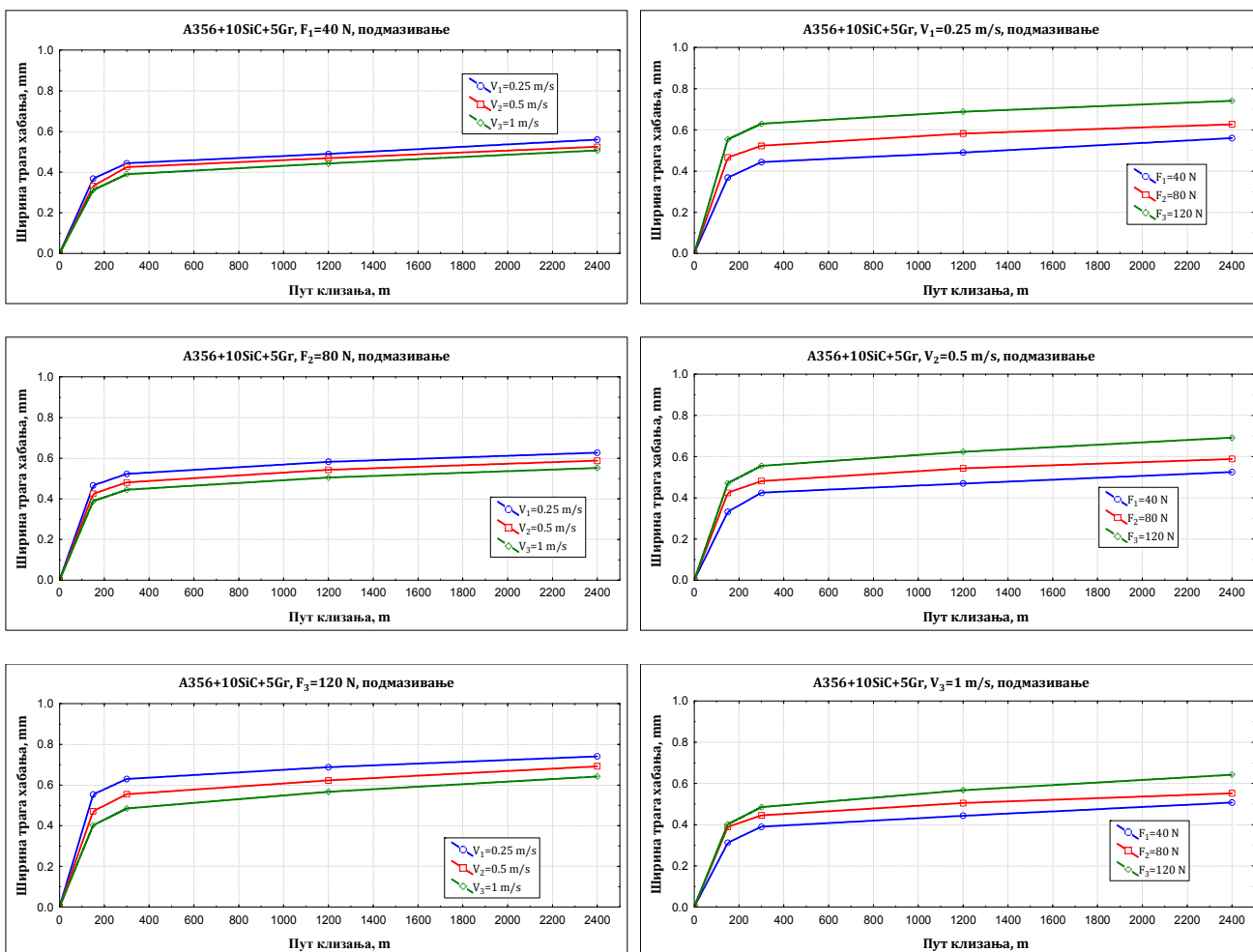
Слика 6.41. Интензитет хабања композита А356+10SiC+3Gr



Слика 6.42. Интензитет хабања композита А356+10SiC+3Gr

Ширине трагова хабања хибридног композита са 5% графита (А356+10SiC+5Gr) приказане су у табели 6.24. Може се приметити да хабање расте у односу на композит са 3% графита. Добијене вредности су и даље доста мање у односу на основни материјал А356. Евидентан је велики утицај смањења тврдоће хибридног композита А356+10SiC+5Gr у односу на тврдоћу основног материјала А356.

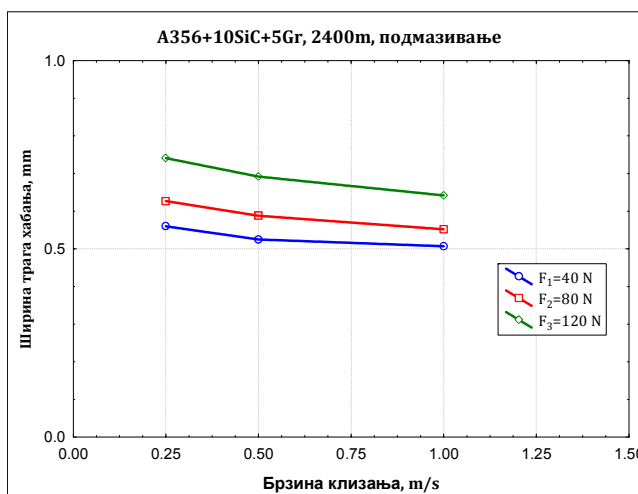
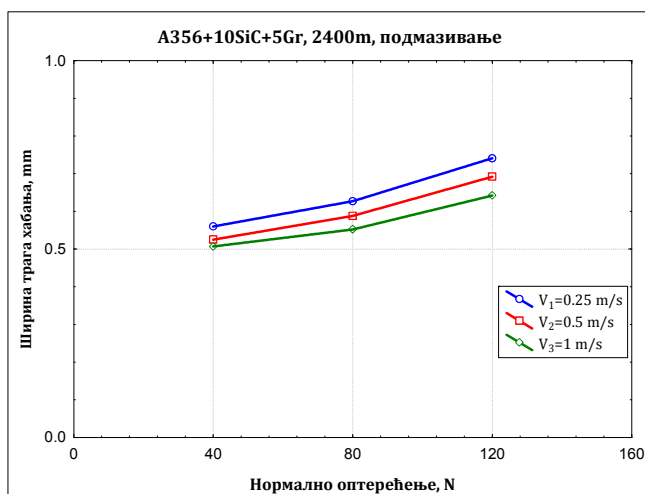
На основу ширина трагова хабања формиране су криве хабања које су приказане на слици 6.43. Тренд ових кривих је у складу са претходним кривама.



Слика 6.43. Криве хабања, А356+10SiC+5Gr

Табела 6.24. Ширина трага хабања А356+10SiC+5Gr

А356+10SiC+5Gr		Ширина трага хабања, h, mm			
Fn, N	V, m/s	Пут клизања, m			
		150	300	1200	2400
40	0.25	0.368	0.444	0.490	0.560
	0.5	0.332	0.425	0.469	0.525
	1.0	0.312	0.399	0.443	0.507
80	0.25	0.466	0.523	0.582	0.627
	0.5	0.425	0.481	0.543	0.588
	1.0	0.389	0.445	0.505	0.552
120	0.25	0.554	0.630	0.688	0.741
	0.5	0.471	0.555	0.623	0.692
	1.0	0.402	0.485	0.567	0.642



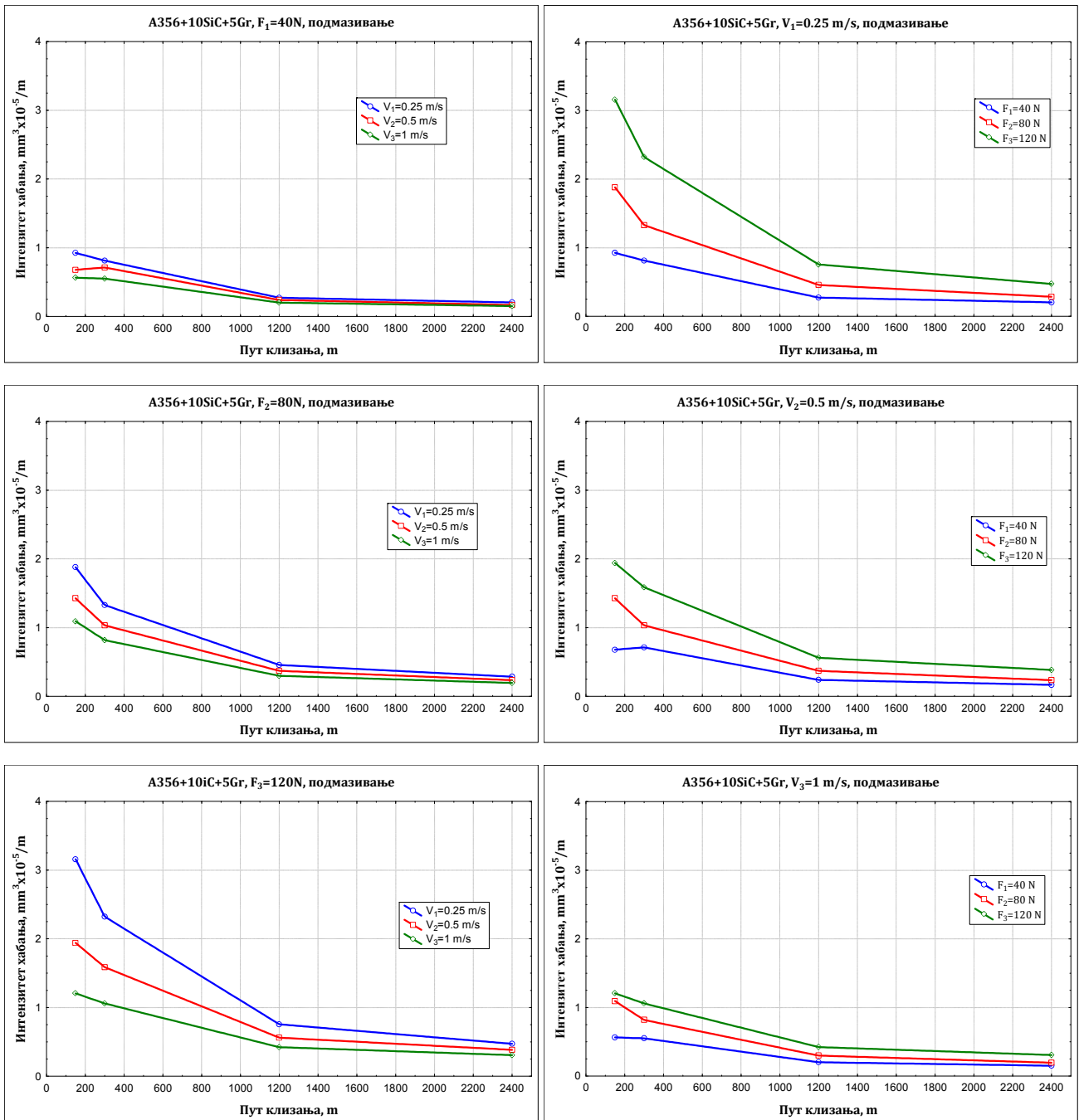
Слика 6.44. Ширина трага хабања, А356+10SiC+5Gr, 2400m

Са повећањем нормалног оптерећења хабање композитног материјала А356+10SiC+5Gr расте, а са порастом брзине клизања хабање опада (слика 6.44).

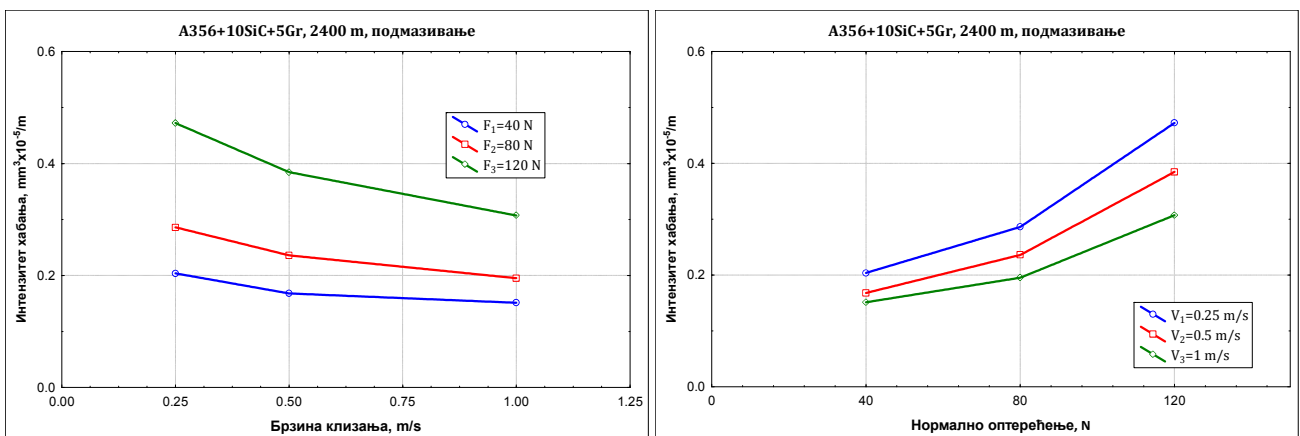
У табели 6.25 дате су вредности интензитета хабања композита за различите путеве клизања, брзине клизања и оптерећења. Промене интензитета хабања са путем клизања приказане су на слици 6.45. утицај брзине клизања и нормалног оптерећења дат је на слици 6.46.

Табела 6.25. Интензитет хабања композита А356+10SiC+5Gr

А356+10SiC+5Gr		Интензитет хабања, $\text{mm}^3 \times 10^{-5} / \text{m}$			
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m			
		150	300	1200	2400
0.25	40	0.926	0.813	0.273	0.204
	80	1.879	1.328	0.458	0.286
	120	3.158	2.322	0.756	0.472
0.5	40	0.680	0.713	0.239	0.168
	80	1.426	1.033	0.372	0.236
	120	1.941	1.588	0.561	0.385
1.0	40	0.564	0.551	0.202	0.151
	80	1.093	0.818	0.299	0.195
	120	1.207	1.059	0.423	0.307



Слика 6.45. Интензитет хабања композита А356+10SiC+5Gr



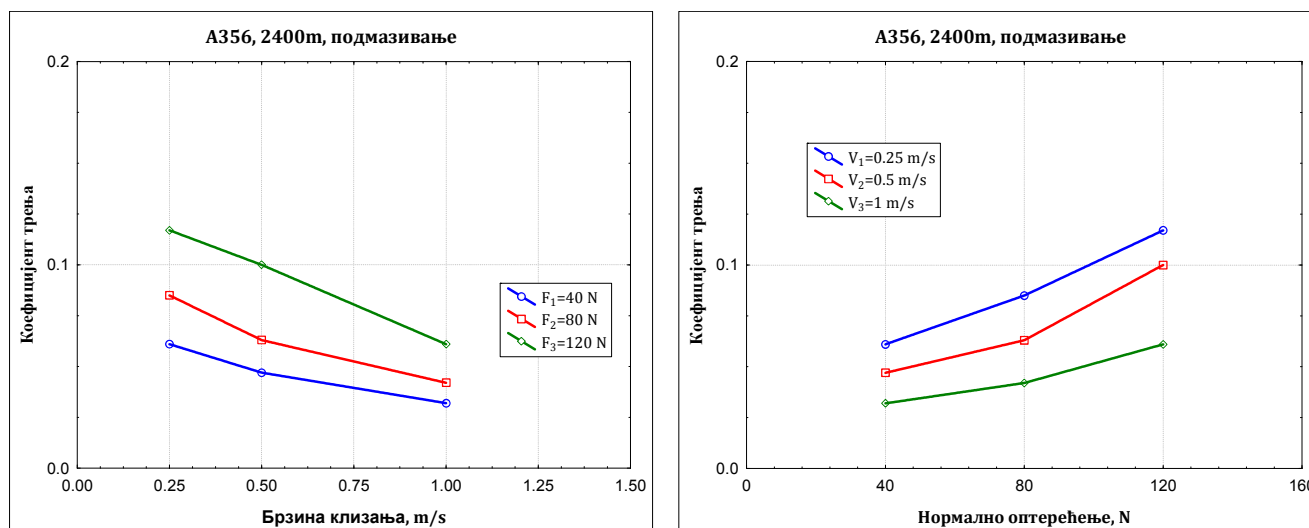
Слика 6.46. Интензитет хабања композита А356+10SiC+5Gr

6.2.2. Коефицијент трења

Поред одређивања величине хабања испитиваних материјала, захваљујући одговарајућој мерној апаратури, све време је мерена сила трења, односно коефицијент трења. У табелама су представљене средње вредности коефицијента трења после периода уходавања. Очигледно је да су добијене вредности коефицијента трења доста мање у односу на вредности које су добијене при хабању без подмазивања. У табели 6.26 дате су вредности коефицијента трења за основни материјал.

Табела 6.26. Коефицијент трења за материјал А356, на путу клизања од 2400 m, са подмазивањем

V, m/s	Fn, N	Коефицијент трења	Ширина трага хабања, mm
0.25	40	0.061	0.981
	80	0.085	1.127
	120	0.117	1.318
0.5	40	0.047	0.858
	80	0.063	0.994
	120	0.100	1.258
1.0	40	0.032	0.777
	80	0.042	0.915
	120	0.061	1.124



Слика 6.47. Коефицијент трења, А356, 2400 m, са подмазивањем

Вредности коефицијента трења су добијени за различите услове испитивања, које подразумевају промену три брзине клизања и три величине оптерећења. За основни материјал А356 коефицијент трења се креће у границама од 0.032 до 0.117. Пут клизања за испитивања са подмазивањем износи 2400 m.

Са слике 6.47 може да се уочи да коефицијент трења опада са повећањем брзине клизања, али да расте са повећањем нормалног оптерећења. Фрикционо понашање испитиваног материјала је у складу са трендовима. Промена коефицијента трења у зависности од брзине клизања и нормалног оптерећења је скоро линеарна.

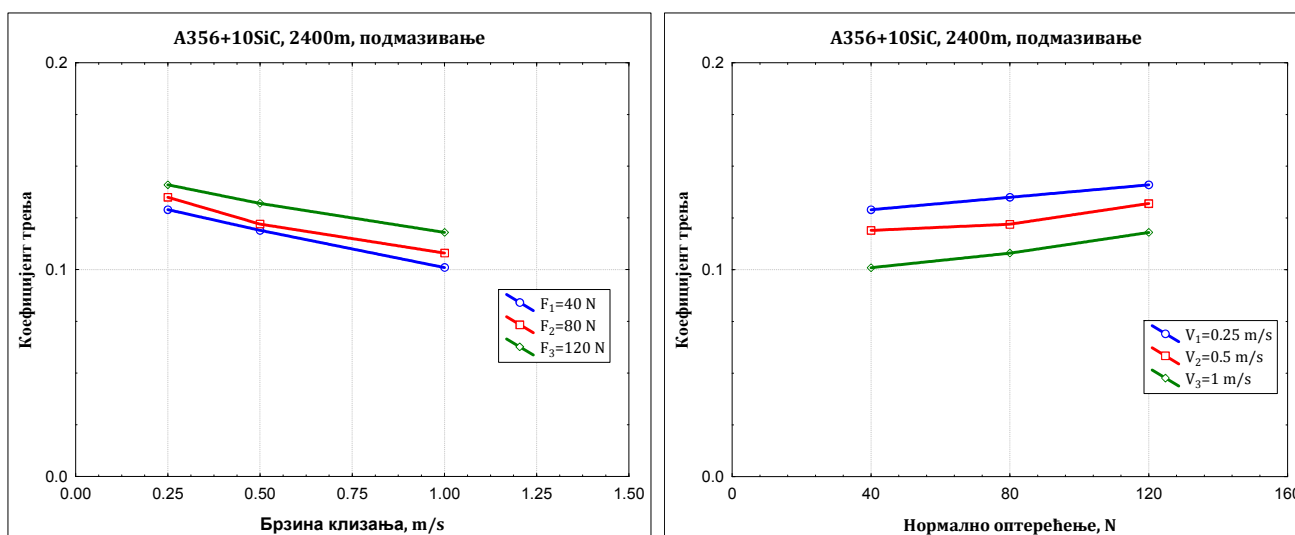
Додавањем SiC у основни материјал долази до скока коефицијента трења у свим режимима. Вредности се крећу у границама од 0.1 до 0.14. Очигледно је да је распон вредности коефицијента трења доста мањи у односу на основни материјал без обзира на скок вредности. Истовремено се смањује хабање испитиваног композита, тј. расте његова отпорност на хабање.

Табела 6.27. Коefицијент трења за материјал А356+10SiC на путу клизања од 2400 m са подмазивањем

V, m/s	Fn, N	Коefицијент трења	Ширина трага хабања, mm
0.25	40	0.129	0.725
	80	0.135	0.814
	120	0.141	0.920
0.5	40	0.119	0.640
	80	0.122	0.724
	120	0.132	0.809
1.0	40	0.101	0.605
	80	0.108	0.660
	120	0.118	0.719

Сви материјали који су испитивани у условима подмазивања, па и А356+10SiC имају исту зависност коefицијента трења од брзине клизања и нормалног оптерећења. Наиме, коefицијент трења опада са порастом брзине клизања, а расте са порастом оптерећења. Са повећањем нормалног оптерећења смањује се дебљина мазивог слоја, што доводи до повећања коefицијента трења, услед директног контакта врхова неравнаина блока са диском. Истовремено са повећањем брзине клизања, побољшава се подмазивање кроз већу циркулацију и повећање уљног филма.

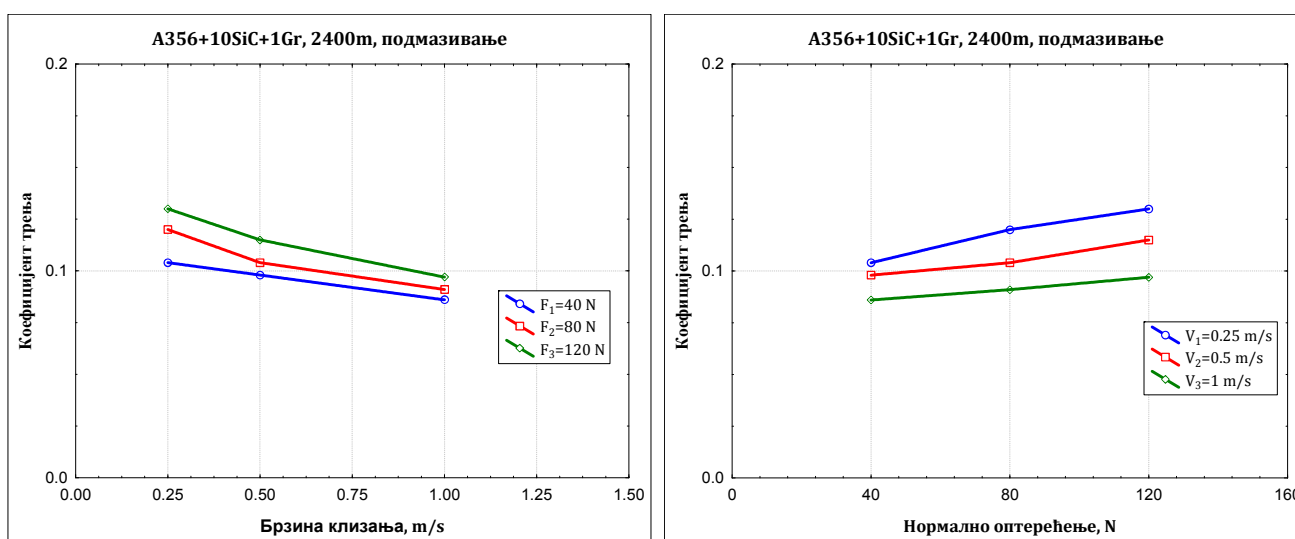
Вредности коefицијента трења у току времена, односно са повећањем пута клизања опадају. У почетном тренутку, контакт се остварује по линији. Током времена долази до промене контактне геометрије. Из контакта у линију прелази се у контакт по површини, што је додатно праћено побољшањем подмазивања због већег присуства мазива. Након тога углавном долази до преласка са граничног на мешовито подмазивање.

**Слика 6.48.** Коefицијент трења, А356+10SiC, 2400 m, са подмазивањем

Додавањем графита добијају се хибридни композити. Масени удео графита креће се од 1%, 3% до 5%. Мерењем коefицијента трења хибридног композита А356+10SiC+1Gr уочено је да су његове вредности од 0.086 до 0.13. Повећањем масеног удела графита код хибридних композита у условима подмазивања, долази до смањења коefицијента трења. Овај тренд је уочен код хибридног композита са 1% и 3% графита.

Табела 6.28. Коефицијент трења за материјал А356+10SiC+1Gr на путу клизања од 2400 m са подмазивањем

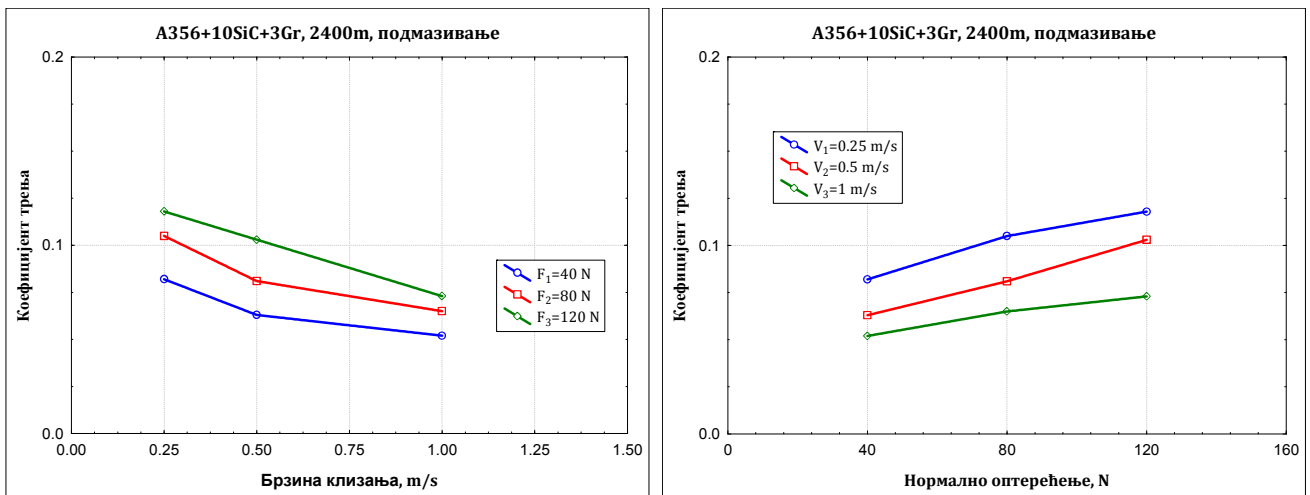
V, m/s	Fn, N	Коефицијент трења	Ширина трага хабања, mm
0.25	40	0.104	0.654
	80	0.12	0.685
	120	0.13	0.749
0.5	40	0.098	0.601
	80	0.104	0.626
	120	0.115	0.663
1.0	40	0.086	0.557
	80	0.091	0.570
	120	0.097	0.595

**Слика 6.49.** Коефицијент трења, А356+10SiC+1Gr, 2400 m, са подмазивањем

Коефицијент трења хибридног композита са 3% графита (А356+10SiC+3Gr) приказан је у табели 6.29. Његове вредности су мање од коефицијента трења хибридног композита са 1% графита.

Табела 6.29. Коефицијент трења за материјал А356+10SiC+3Gr на путу клизања од 2400 m са подмазивањем

V, m/s	Fn, N	Коефицијент трења	Ширина трага хабања, mm
0.25	40	0.082	0.531
	80	0.105	0.585
	120	0.118	0.721
0.5	40	0.063	0.495
	80	0.081	0.558
	120	0.103	0.635
1.0	40	0.052	0.469
	80	0.065	0.525
	120	0.073	0.555



Слика 6.50. Коефицијент трења, А356+10SiC+3Gr, 2400 m, са подмазивањем

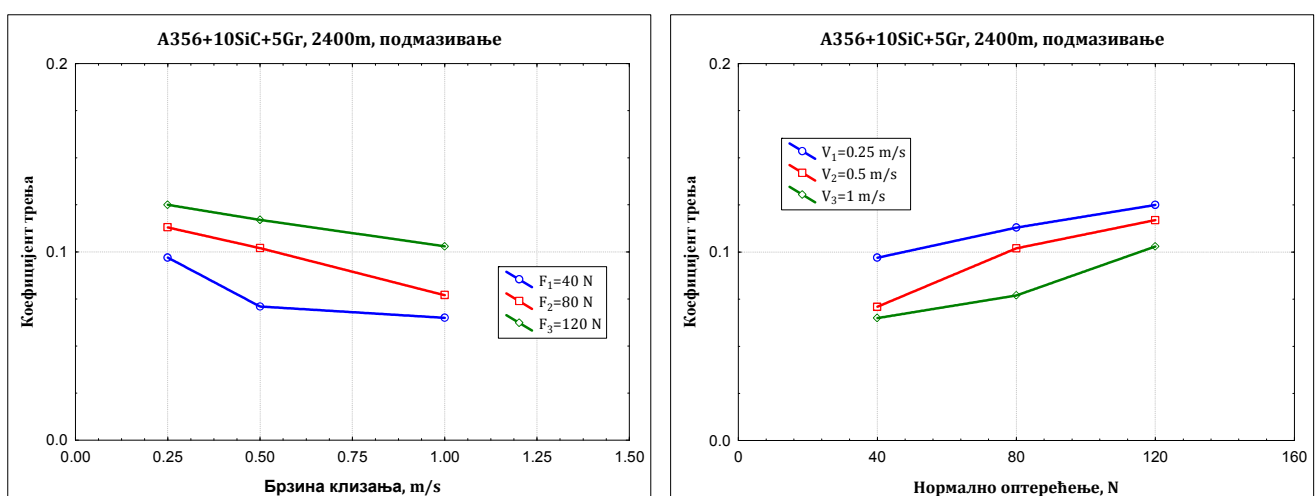
Даље повећање садржаја графита до 5%, огледа се у повећању коефицијента трења. Истовремено долази и до повећања ширине трага хабања, што је приказано у табели 6.30.

Очигледно је да се најбоље триболошке и фрикционе карактеристике испитиваних композитних материјала, у условима подмазивања, јављају код истог материјала. Композит А356+10SiC+3Gr има најмањи коефицијент трења и најмање се хаба.

Коефицијент трења композита А356+10SiC+5Gr опада са порастом брзине клизања, а расте са порастом нормалног оптерећења (слика 6.51).

Табела 6.30. Коефицијент трења за материјал А356+10SiC+5Gr на путу клизања од 2400 m са подмазивањем

V, m/s	F_n , N	Коефицијент трења	Ширина трага хабања, mm
0.25	40	0.097	0.560
	80	0.113	0.627
	120	0.125	0.741
0.5	40	0.071	0.525
	80	0.102	0.588
	120	0.117	0.692
1.0	40	0.065	0.507
	80	0.077	0.552
	120	0.103	0.642



Слика 6.51. Коефицијент трења, А356+10SiC+5Gr, 2400 m, са подмазивањем

7

АНАЛИЗА РЕЗУЛТАТА

7.1. Анализа резултата испитивања без подмазивања

Испитивање триболошког понашања композитних материјала реализовано је на истој мерној апаратури и за исте услове. Наиме триболошка испитивања без подмазивања су извршена на трибометру са *block on disc* контактном геометријом, за три брзине клизања (0.25 m/s, 0.5 m/s и 1.0 m/s) и три нормална оптерећења (10 N, 20 N и 30 N). Резултати испитивања су представљени у претходном поглављу. На дијаграмима 7.1-7.33 су дати упоредни резултати за све испитиване материјале по различитим критеријумима.

7.1.1. Утицај пута клизања на хабање

Зависности интензитета хабања од пута клизања у свим режимима испитивања, односно за три величине нормалног оптерећења и три брзине клизања и за све материјале збирно приказане су на слици 7.1. Анализа добијених дијаграма показује да се разматрани материјали не понашају триболошки исто за све режиме испитивања. На дијаграмима су приказани интензитети хабања основног материјала А356, композитног материјала А356+10%SiC и хибридних материјала А356+10%SiC+(1, 3 и 5%) Gr. Највећи интензитет хабања се јавља код основног материјала А356, и то у свим режимима испитивања и дуж целог пута клизања.

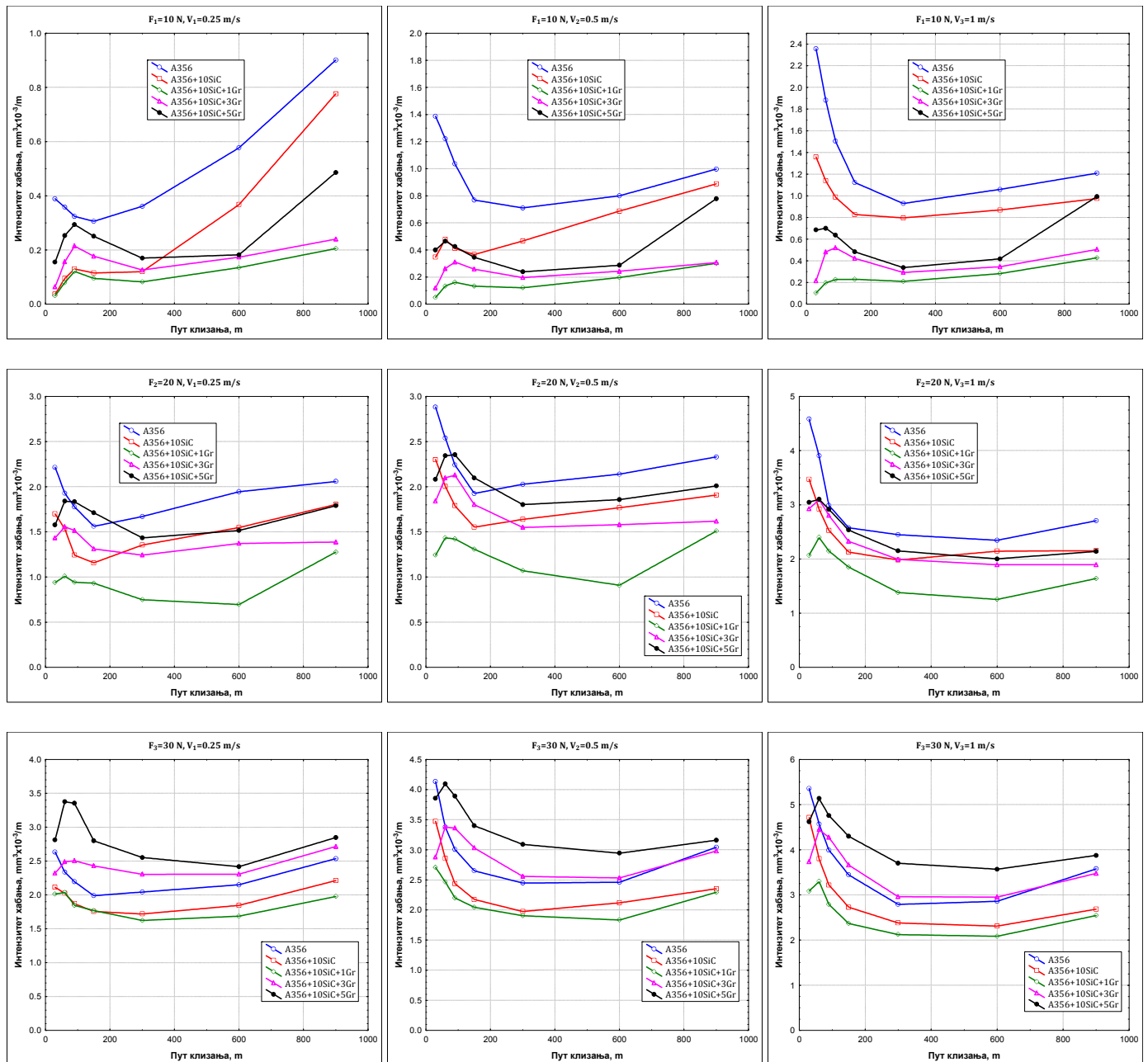
Период уходавања испитиваних материјала износи ~100 m. После овог пута клизања испитивани материјали улазе у период нормалног хабања. Утицај пута клизања на интензитет хабања је очигледан. На слици 7.1 се уочава да су дијаграми различити у зависности од режима испитивања, тј. од величине нормалног оптерећења и брзине клизања. При малом оптерећењу (10 N) и најмањој брзини клизања (0.25 m/s) основни механизам хабања је атхезионо хабање. При томе долази до трансфера материјала и високих вредности коефицијента трења. Услед атхезије, период нормалног хабања основног материјала и композита ојачаног SiC (А356+10SiC) траје јако кратко. Већ после 300 m интензитет хабања ових материјала почиње да расте и они након тога улазе у период интензивног хабања. До раста интензитета хабања долази и услед тога што је при малим брзинама клизања време контакта два пута, односно четири пута дуже у односу на време контакта при највећој брзини клизања. Вредности ширина трагова хабања и интензитета хабања показују да би већ после 1000 m утицај пута клизања, односно брзине клизања, био другачији.

Додавање графита и формирање хибридних композита се огледа у продужењу периода нормалног хабања на 600 m, а у појединим режимима и до 900 m. Дужи период нормалног

хабања хибридних композита се јавља при већим брзинама, али и при већим оптерећењима.

Наиме, посебно велики утицај на интензитет хабања има величина нормалног оптерећења. При најмањој сили од 10 N, хибридни композити са 1, 3 и 5% графита хабају се мање од основног материјала и композита са 10% SiC без графита. После 600 m пута клизања, хибридни композит са 5% графита (A356+10SiC+5Gr) почиње нагло да се хаба, тако да најбоље карактеристике имају хибридни композити са 1% и 3% графита (A356+10SiC+1Gr и A356+10SiC+3Gr).

При нормалном оптерећењу од 20 N, сви испитивани материјали се понашају слично, осим хибридног композита са 1% графита који има супериорне карактеристике. Још мање разлике између испитиваних материјала се јављају при оптерећењу од 30 N.



Слика 7.1. Интензитет хабања испитиваних материјала у зависности од пута клизања

Евидентно је да оптерећење има највећи утицај на хабање испитиваних материјала. Имајући у виду да тврдоћа материјала опада са додавањем графита, очигледно је да она

има доминантан утицај при већим оптерећењима. Средња просечна тврдоћа хибридног композита са 5% графита износи 40 HV. Тврдоће осталих материјала приказане су у табели 7.1.

Табела 7.1. Тврдоће испитиваних материјала

Материјал	A356	A356+10SiC	A356+10SiC+1Gr	A356+10SiC+3Gr	A356+10SiC+5Gr
Тврдоћа, HV	85	68	60	46	40

7.1.2. Утицај садржаја графита на хабање

Зависност интензитета хабања од садржаја графита у композитима приказана на слици 7.2. Анализирани су само композити са SiC и графитом без основног материјала. На дијаграмима се уочава да се додавањем 1% графита интензитет хабања смањује. При најмањем оптерећењу од 10 N, интензитет хабања хибридних композита је 2÷4 пута мањи него код композита без графита (A356+10SiC). Са повећањем оптерећења утицај графита на смањење интензитета хабања је мањи. При оптерећењу од 20 N и 30 N отпорност на хабање расте за 30÷50%. Даље повећање садржаја графита од 3% повећава интензитет хабања. Ово повећање је најмање при сили од 10 N. Већ при оптерећењу од 30 N примећује се да је интензитет хабања хибридног композита већи од интензитета хабања композита A356+10SiC. Иста зависност се јавља и са повећањем садржаја графита од 5%. Овде је тренд још уочљивији, посебно код виших оптерећења. До раста интензитета хабања расте услед смањења тврдоће испитиваних материјала, али и природе контакта.

На дијаграмима се такође види да се најмање хаба хибридни композит са 1% графита, односно A356+10SiC+1Gr.

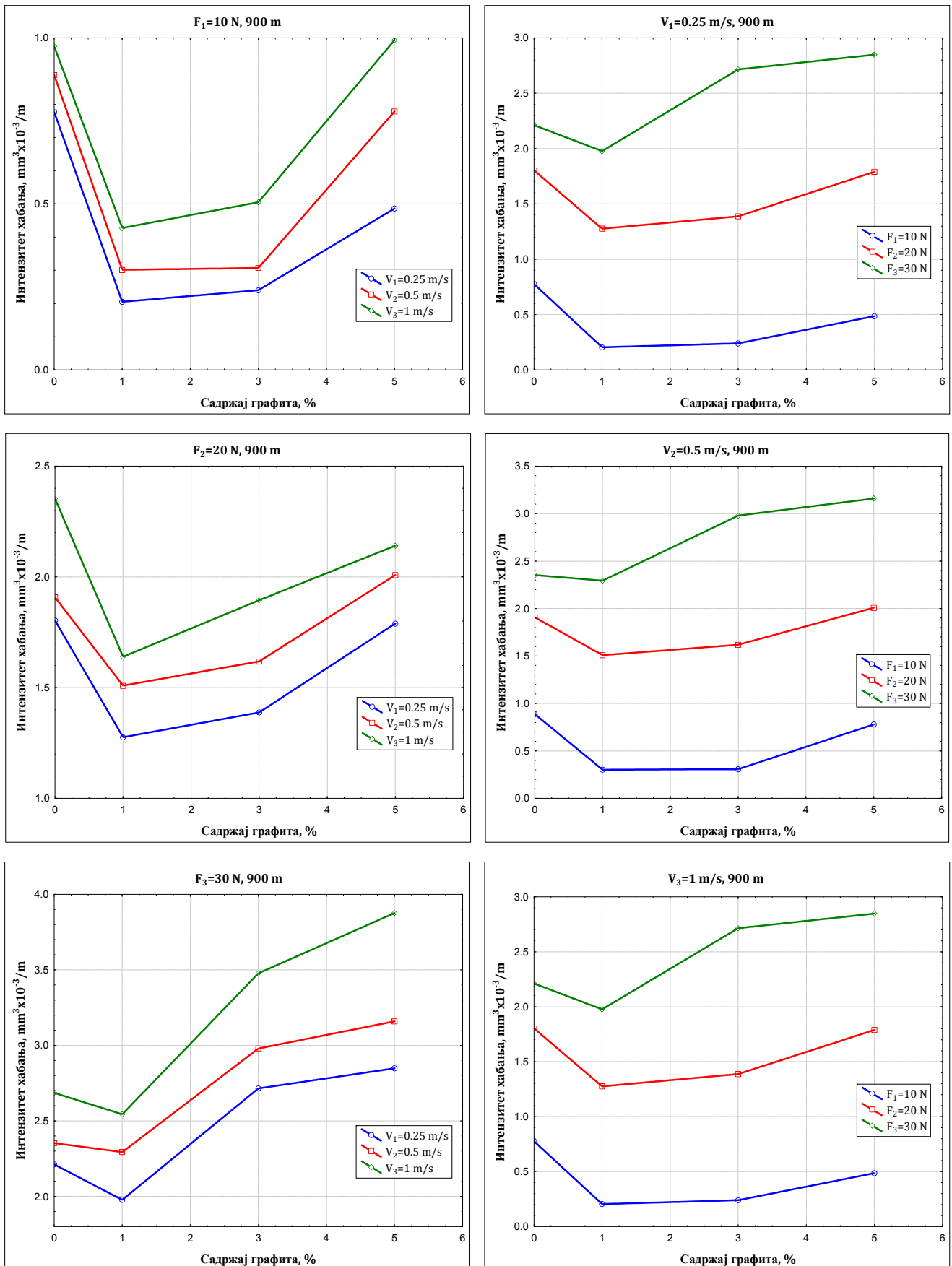
7.1.3. Утицај брзине клизања и нормалног оптерећења на хабање

Зависност интензитета хабања испитиваних материјала од брзине клизања и нормалног оптерећења приказана је слици 7.3. Очигледно је да интензитет хабања испитиваних материјала расте и са повећањем нормалног оптерећења и са повећањем брзине клизања. Према положају кривих на дијаграмима може се приметити да пресудан и одлучујући утицај (стрмије криве) има величина нормалног оптерећења.

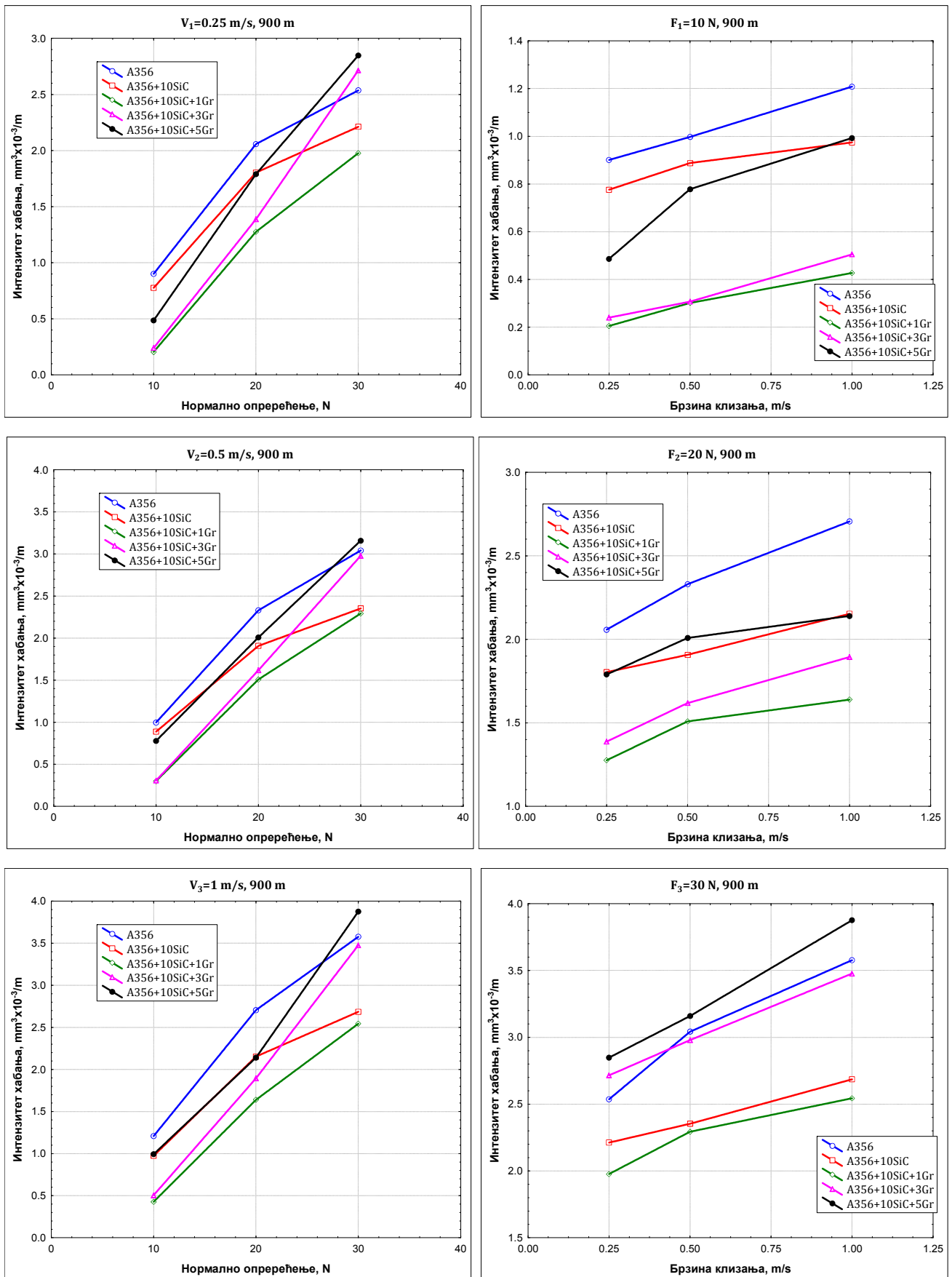
Ако се анализира утицај оптерећења на интензитет хабања, може да се примети да су трендови које поседују основни материјал A356, композитни материјал A356+10SiC и хибридни композит A356+10SiC+1Gr скоро индентични. Хабање ових материјала интензивно расте од 10 N до 20 N, а затим је тај раст доста мањи. Истовремено, интензитет хабања хибридних композита A356+10SiC+3Gr и A356+10SiC+5Gr је скоро линеаран у зависности од оптерећења. Њихов интензитет хабања је све време већи од интензитета хабања хибридног композита са 1% графита. Међутим, већ после 20 N оптерећења, њихов интензитет хабања прелази и интензитет хабања композитног материјала. При највећем оптерећењу интензитет хабања хибридног композита са 5% графита је већи од интензитета хабања основног материјала.

Утицај брзине клизања на интензитет хабања испитиваних композита је скоро линеаран. Са порастом брзине клизања, интензитет хабања расте. При најмањој сили од 10 N интензитет хабања хибридних композита са 1% и 3% графита је доста мањи од интензитета хабања осталих материјала за све брзине клизања. У истим условима хибридни композит са 5% графита се интензивно хаба при већим брзинама.

У свим случајевима, тј. за све три брзине и сва три нормална оптерећења најмањи интензитет хабања има хибридни композит А356+10SiC+1Gr.

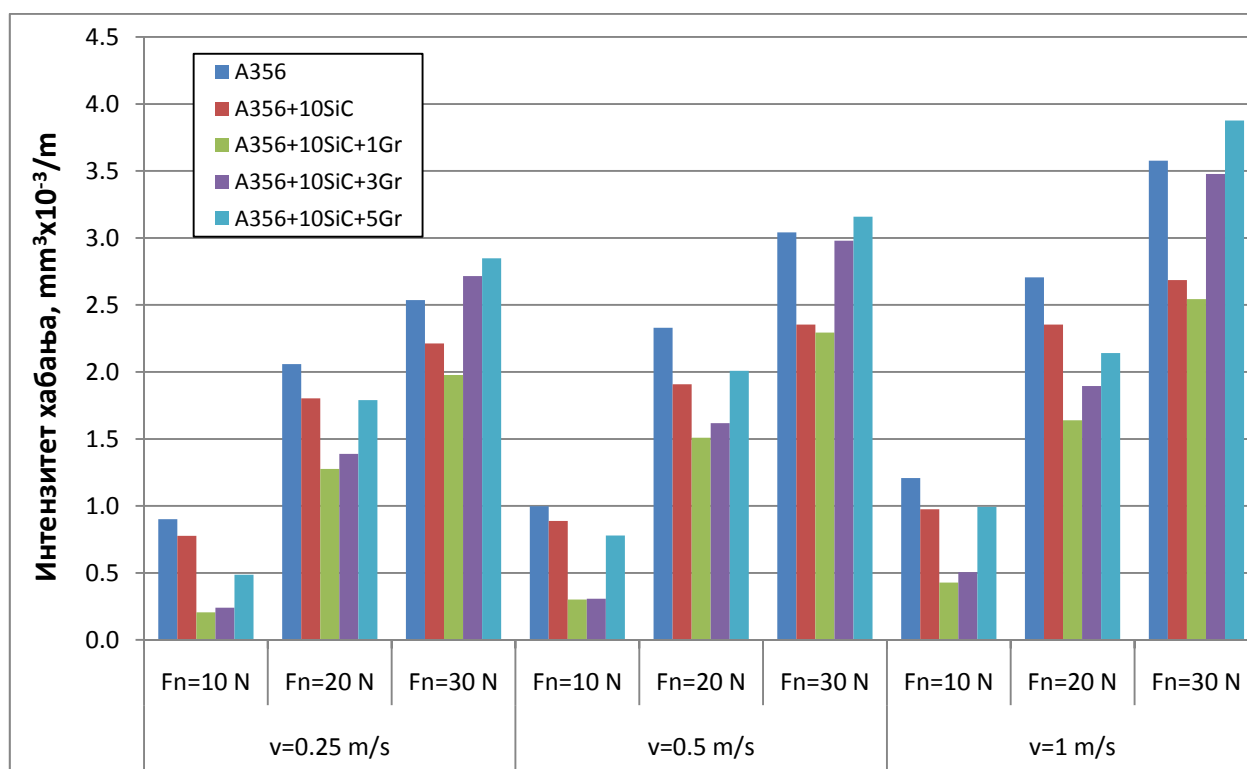


Слика 7.2. Интензитет хабања испитиваних материјала у зависности од садржаја графита



Слика 7.3. Интензитет хабања испитиваних материјала у зависности од нормалног оптерећења и брзине клизања

На слици 7.4. приказана је зависност интензитета хабања испитиваних материјала после 900 m пута клизања за све брзине клизања и сва нормална оптерећења у условима без подмазивања.

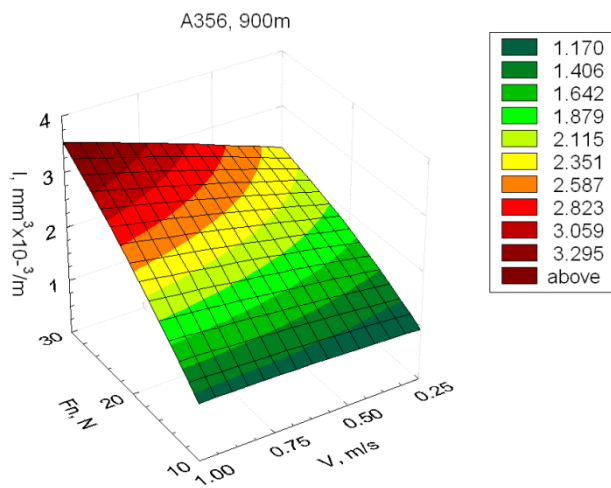


Слика 7.4. Интензитет хабања испитиваних материјала у зависности од брзине клизања и нормалног оптерећења после 900 m пута клизања

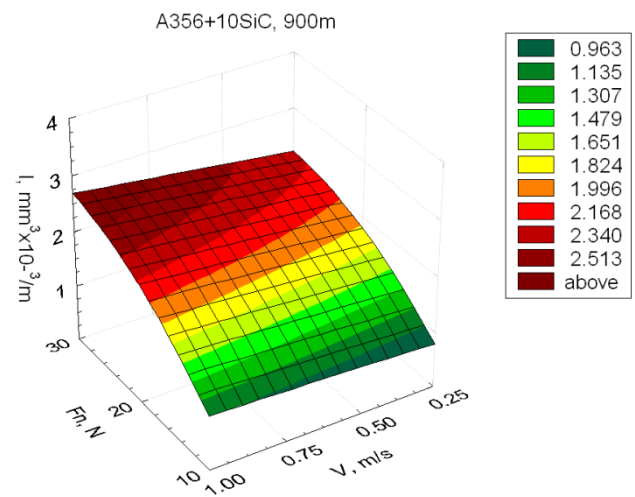
Зависност интензитета хабања од брзине клизања и нормалног оптерећења у облику просторних мапа приказана је на сликама 7.5-7.9. Интензитет хабања је апроксимиран експоненцијалном функцијом облика $I = a \cdot F_n^b \cdot v^c$ која највише одговара реалној расподели. Избор одговарајуће криве потврђена је високим коефицијентом корелације. Посматрањем и анализом добијених кривих може се уочити одређена сличност, између различитих материјала. Сви непознати коефицијенти, као и коефицијент корелације за испитиване материјале приказани су у табели 7.2.

Табела 7.2. Интензитет хабања испитиваних материјала у условима без подмазивања

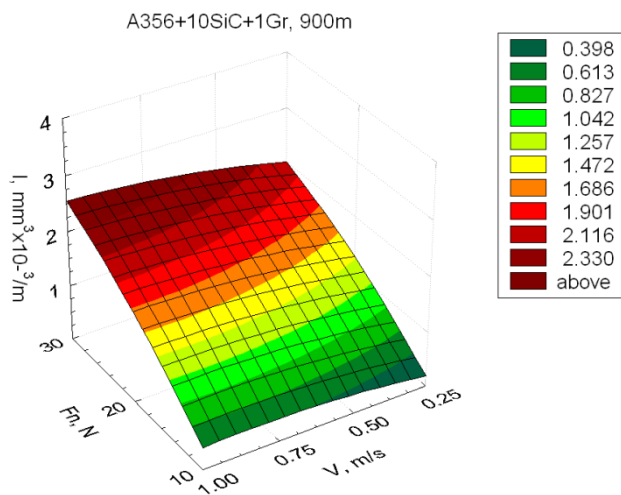
Интензитет хабања, $\text{mm}^3 \cdot 10^{-3} / \text{m}$		$I = a \cdot F_n^b \cdot v^c$			
Контактни пар		a	b	c	Коефицијент корелације
Блок	Диск				
A356	Љ3840	0.1226	1.0046	0.219	0.9330
A356+10SiC	Љ3840	0.1138	0.9464	0.144	0.9421
A356+10SiC+1Gr	Љ3840	0.005	1.8933	0.2973	0.9395
A356+10SiC+3Gr	Љ3840	0.004	2.0398	0.3132	0.9243
A356+10SiC+5Gr	Љ3840	0.037	1.3828	0.2892	0.9462



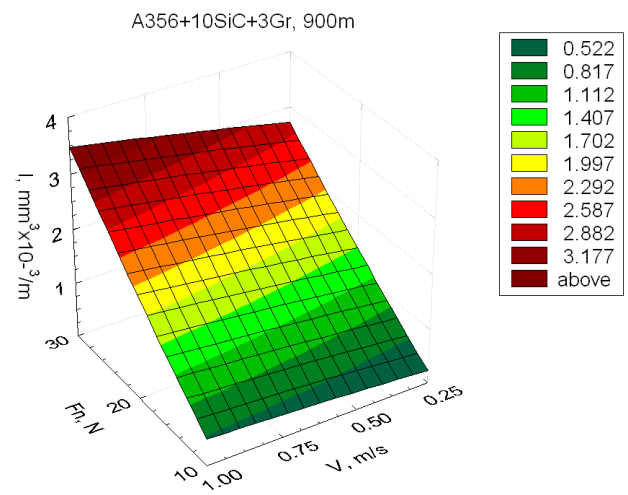
Слика 7.5. Интензитет хабања основног материјала, А356



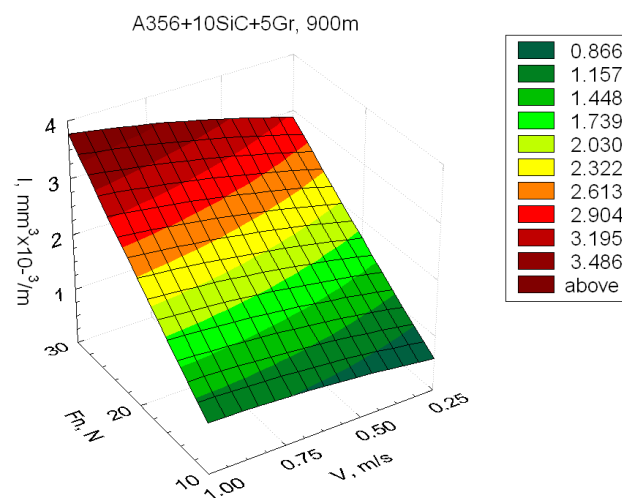
Слика 7.6. Интензитет хабања композитног материјала, А356+10SiC



Слика 7.7. Интензитет хабања хибридног композита, А356+10SiC+1Gr



Слика 7.8. Интензитет хабања хибридног композита, А356+10SiC+3Gr

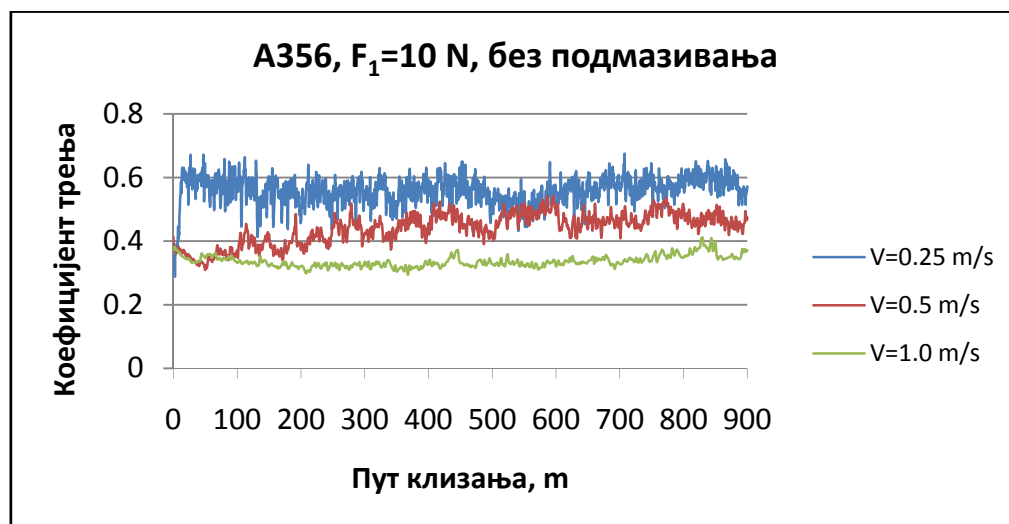


Слика 7.9. Интензитет хабања хибридног композита, А356+10SiC+5Gr

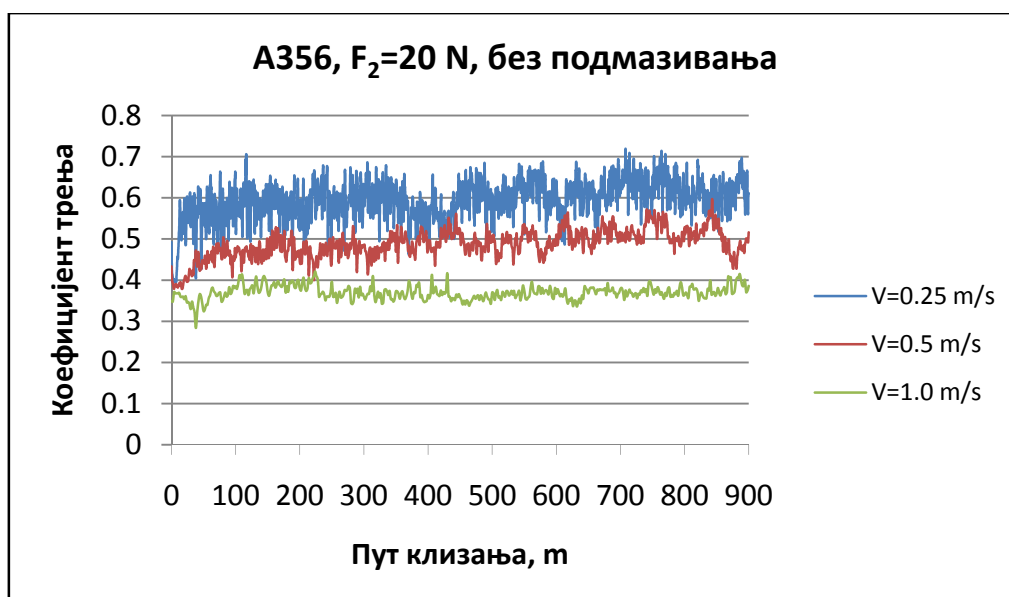
7.1.4. Утицај пута клизања на коефицијент трења

Испитивања фрикционих карактеристика алуминијумских легура ојачаних керамичким ојачивачима показују да се вредности коефицијента трења крећу у распону од $0.25 \div 0.9$. На величину коефицијента трења утиче велики број фактора: врста алуминијумске основе, величина и процентуални састав и врста ојачивача, поступак добијања композита, врста контактне геометрије, величина нормалног оптерећења, брзина клизања, дужина пута клизања, врста подмазивања итд [100-139].

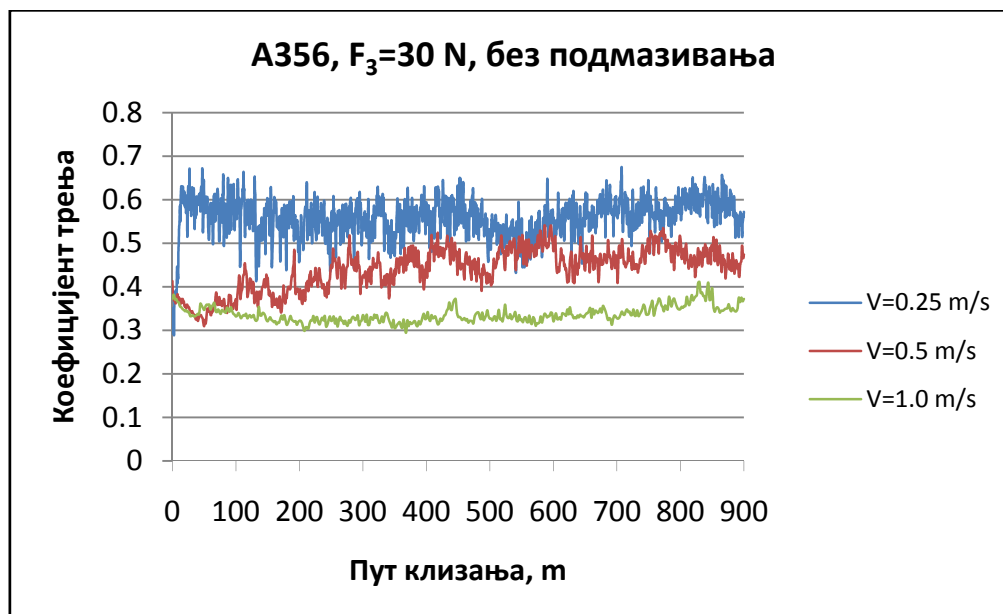
Измерене вредности коефицијента трења у условима без подмазивања су доста велике. Коефицијент трења основног материјала у свим условима испитивања има вредности од $0.33 \div 0.62$. Вредности за коефицијент трења које су узете у анализи представљају средње вредности коефицијента трења после периода уходавања. На сликама 7.10-7.12 приказане су зависности коефицијента трења од пута клизања, које су добијене за основни материјал А356, за сва три оптерећења. На графицима се уочава да су највеће вредности коефицијента трења при најмањој брзини клизања и то за сва три оптерећења. Такође је очигледно да се после периода уходавања коефицијент трења врло мало мења, посебно при великим брзинама клизања.



Слика 7.10. Коефицијент трења основног материјала А356, при оптерећењу од 10 N



Слика 7.11. Коефицијент трења основног материјала А356, при оптерећењу од 20 N



Слика 7.12. Коефицијент трења основног материјала А356, при оптерећењу од 30 N

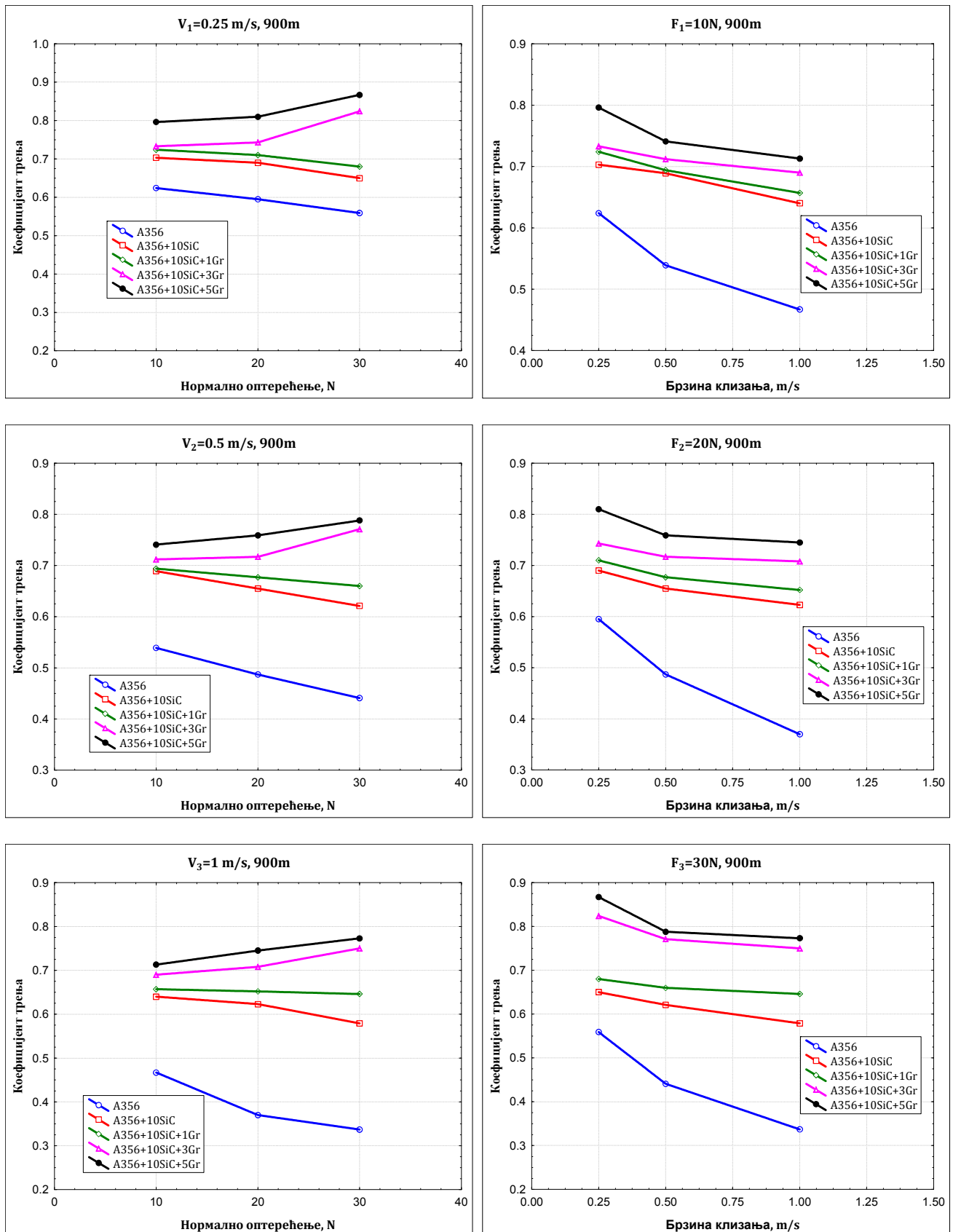
Врло мала промена коефицијента трења од пута клизања карактеристична је за контактне парове са подмазивањем. Основни разлог малог одступања вредности коефицијента трења представља природа контакта алуминијумске легуре А356 и металног контратела. Дијаграми промене интензитета хабања са путем клизања за остале испитиване материјале у условима без подмазивања имају сличан облик.

7.1.5. Утицај брзине клизања и нормалног оптерећења на коефицијент трења

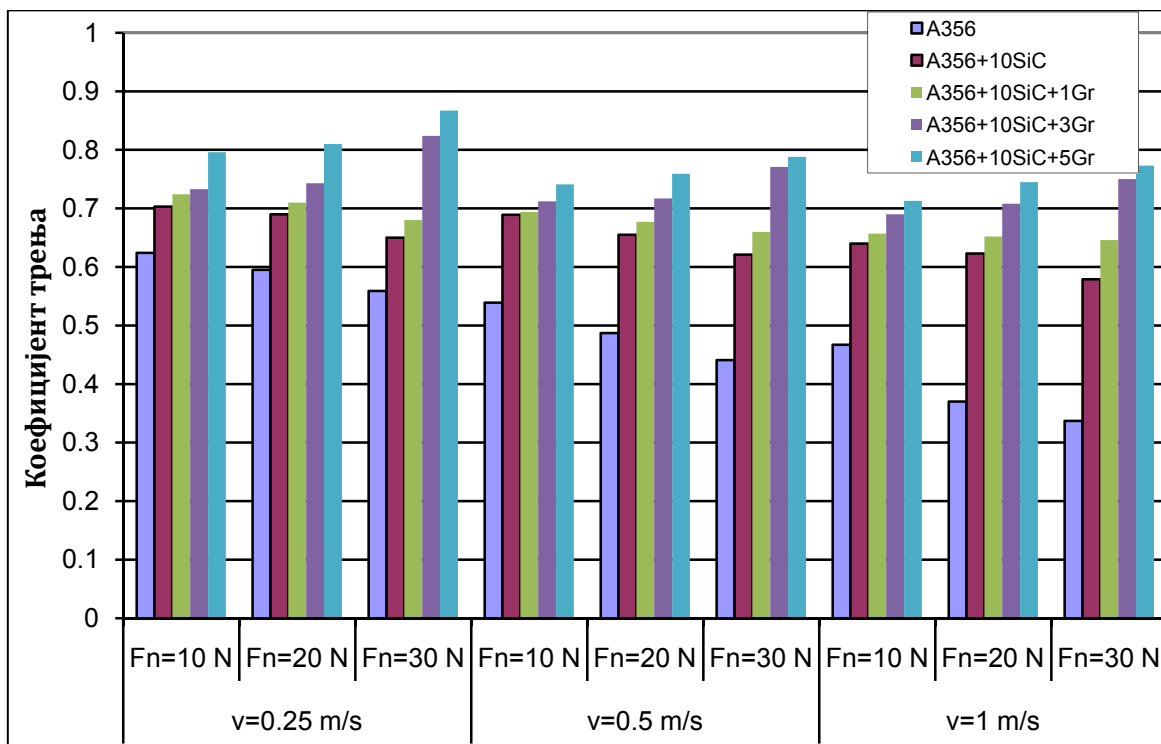
Анализом вредности са слике 7.13 и 7.14. може да се уочи да коефицијенти трења основног материјала А356, композитног материјала А356+10SiC и хибридног композита А356+10SiC +1Gr опадају са повећањем брзине клизања. Такође коефицијенти трења ових материјала опадају и са повећањем нормалног оптерећења. Додавањем силицијум-карбида у основни материјал побољшавају се триболошке карактеристике, али истовремено долази до повећања коефицијента трења. Коефицијент трења се креће у границама од $0.58 \div 0.7$. Новоформирани композитни материјал А356+10SiC има за $(10 \div 30)\%$ већи коефицијент трења од основног материјала А356. Посебно је очигледан скок коефицијента трења од 30% при већим брзинама клизања (1 m/s). Главни узрок раста вредности коефицијента трења представља промена механизма хабања. Наиме при већим брзинама клизања доминантно је абразивно хабање, што за последицу има повећање коефицијента трења.

Као матрица испитиваних материјала користи се Al-Si легура (А356). Основни материјал поседује 7% силицијума (Si) као саставни елемент. Све време контакта највеће оптерећење носи Si-фаза у основном материјалу, као и SiC у композитном материјалу А356+10SiC. Најпре се контакт остварује по линији, а затим се повећава површина контакта између два материјала. Са порастом оптерећења долази до повећаног хабања и до смањења коефицијента трења [26,28,38,73,103,104,105,106,110,112,117,126,127,130,131,135,137,139]. Продукти хабања остају у зони контакта у облику финог праха. Ове честице се под дејством SiC и металног контратела додатно уситњавају. Услед оптерећења, температура у контакту расте, што доводи до омекшавања похабаног материјала. Овако добијени продукти хабања се понашају као средство за подмазивање.

Смањује се контактни притисак између композита и металног контрагента, што доводи до смањења коефицијента трења.



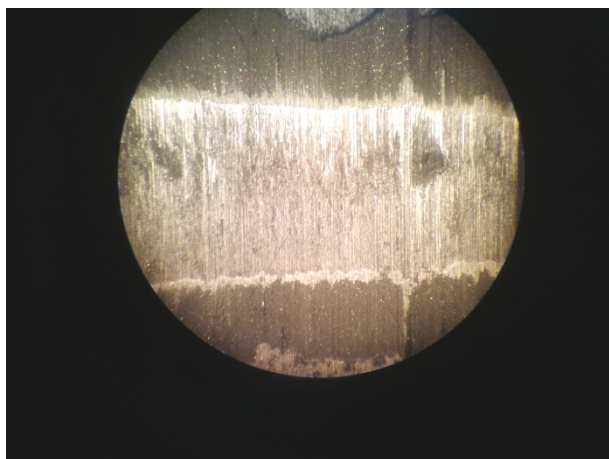
Слика 7.13. Коефицијент трења у зависности од брзине клизања и нормалног оптерећења



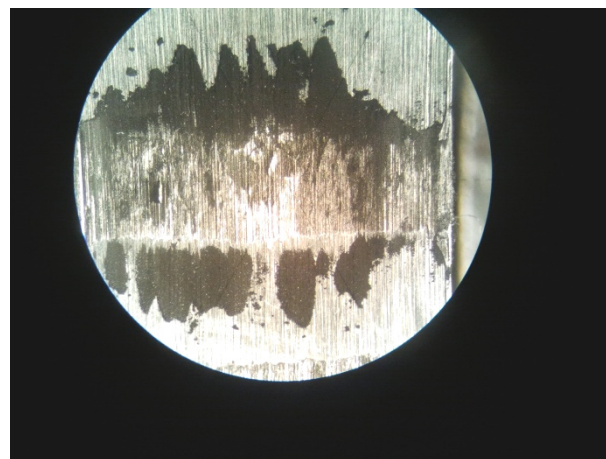
Слика 7.14. Коефицијент трења испитиваних материјала у условима без подмазивања

На сликама 7.15. и 7.16. су приказани трагови хабања са продуктима хабања за основни материјал А356 и композит А356+10SiC.

До пада коефицијента долази и са порастом брзине клизања услед пораста температуре у зони контакта [79,100,102,103,108,114,116,117,125,131,132,133,139].



Слика 7.15. Траг хабања основног материјала А356



Слика 7.16. Траг хабања композитног материјала А356+10SiC

Додавањем графита добијамо хибридне композите са 10% SiC и 1, 3 и 5% графита. На основу дијаграма можемо да приметимо да у датим режимима испитивања (три брзине клизања и три нормална оптерећења) коефицијент трења има тренд раста са повећањем масеног удела графита.

Хибридни композит са 1% графита (А356+10SiC+1Gr) се фрикционо понаша исто као основни материјал А356 и као композитни материјал А356+10SiC. Са повећањем брзине клизања и нормалног оптерећења коефицијент трења опада. Међутим, добијене вредности коефицијента трења (0.65-0.72) су јако блиске и имају устаљене вредности. Очигледно је да овакав однос масених удела ојачивача позитивно делује на концентрацију

вредности коефицијента трења. Истовремено треба нагласити да хибридни композит А356+10SiC+1Gr има најбоље триболошке карактеристике, односно најмање хабање од испитиваних материјала.

Даље додавање графита доводи до промене тренда коефицијента трења. Раст вредности коефицијента трења је очигледан, међутим са порастом нормалног оптерећења долази до раста, док са порастом брзине клизања коефицијент трења опада. Евидентан је велики утицај нормалног оптерећења на фрикционо понашање хибридних композита са 3% и 5% графита. Хибридни композит А356+10SiC+3Gr има вредности коефицијента трења од 0.69÷0.82, док хибридни композит А356+10SiC+5Gr има коефицијент трења од 0.71÷0.86. Повећање масеног удела графита код испитиваних композита доводи до дивергенције вредности коефицијента трења. Посматрајући хабање и коефицијент трења заједно, може да се примети да се хибридни композити са 3% и 5% графита хабају доста више од хибридног композита са 1% графита. Посебно је изражено њихово хабање при већим оптерећењима. Истовремено тврдоћа ових материјала опада са повећањем масеног удела графита. Са повећањем ширине трага хабања, контакт се остварује између металног диска и врхова силицијум-карбида које се налазе у хибридном композиту. Овакав контакт ја праћен високим вредностима коефицијента трења. Очигледно да порозност композита расте са повећањем садржаја графита.

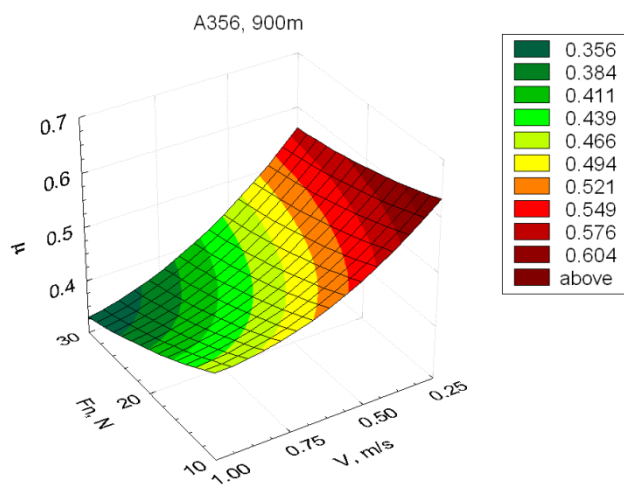
Са порастом садржаја графита у композиту, смањује се количина продуката хабања која остаје у зони контакта услед које долази до смањења коефицијента трења при већим брзинама и оптерећењима. Због смањења тврдоће и повећања порозности материјала хибридних композита слаби веза између силицијум карбида и матрице. Честице SiC се одвајају од основног материјала, улазе у зону контакта. Њихово присуство доводи до повећања коефицијента трења хибридних композита.

Очигледно је да на коефицијент трења највећи утицај имају брзина клизања и нормално оптерећење. При формирању кривих претпостављена је експоненцијална зависност коефицијента трења од датих величина у облику: $\mu = a \cdot F_n^b \cdot v^c$. Непознати коефицијенти за све испитиване материјале приказани су у табели 7.3.

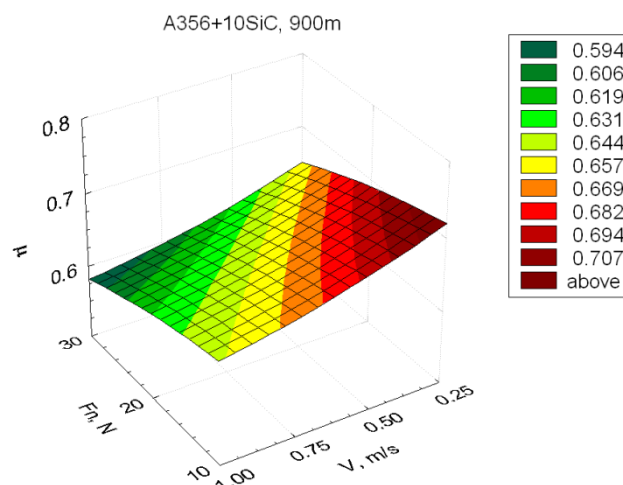
Табела 7.3. Коефицијент трења испитиваних материјала у условима без подмазивања

Коефицијент трења		$\mu = a \cdot F_n^b \cdot v^c$			
Контактни пар		a	b	c	Коефицијент корелације
Блок	Диск				
А356	Љ3840	0.6807	-0.1922	-0.3056	0.9189
А356+10SiC	Љ3840	0.7802	-0.0815	-0.0749	0.9494
А356+10SiC+1Gr	Љ3840	0.727	-0.0378	-0.0562	0.9518
А356+10SiC+3Gr	Љ3840	0.5685	0.0782	-0.0488	0.9658
А356+10SiC+5Gr	Љ3840	0.6084	0.0661	-0.0742	0.9604

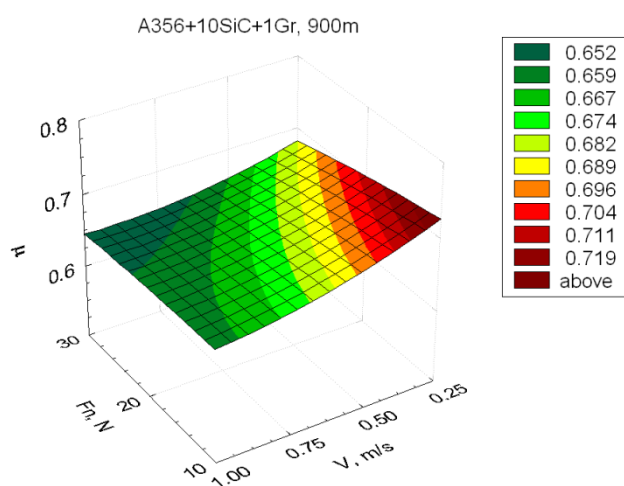
На наредним дијаграмима су приказани просторни дијаграми зависности коефицијента трења од брзине клизања и нормалног оптерећења (слике 7.17. – 7.21.).



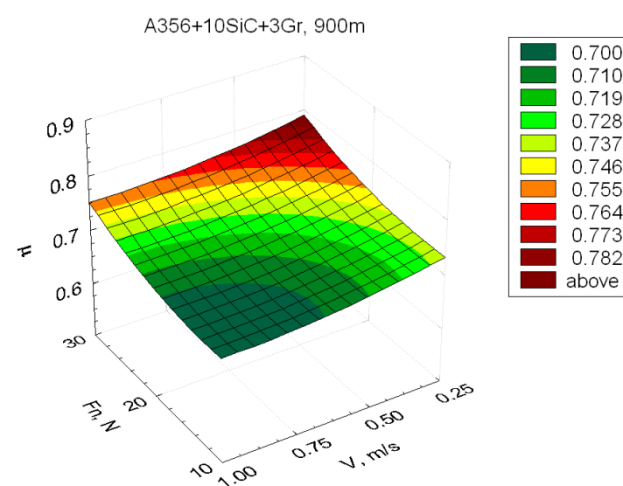
Слика 7.17. Коэффициент трења основног материјала А356



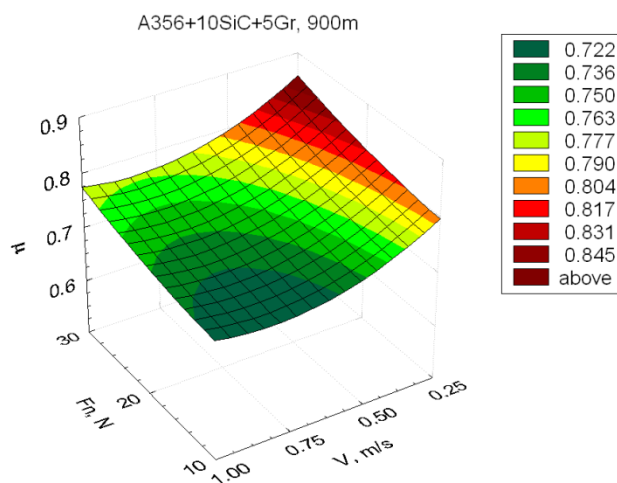
Слика 7.18. Коэффициент трења композитног материјала А356+10SiC



Слика 7.19. Коэффициент трења хибридног композита А356+10SiC+1Gr



Слика 7.20. Коэффициент трења хибридног композита А356+10SiC+3Gr



Слика 7.21. Коэффициент трења хибридног композита А356+10SiC+5Gr

7.2. Анализа резултата са подмазивањем

Испитивање триболошких карактеристика хибридних композита показују своју праву слику у условима подмазивања. Наиме, испитивања су извршена за три брзине клизања (0.25 m/s, 0.5 m/s и 1.0 m/s) и три нормална оптерећења (40 N, 80 N и 120 N). При томе је све време коришћено уље за подмазивање, а пут клизања је износио 2400 m.

7.2.1. Утицај пута клизања на хабање

Зависност интензитета хабања од пута клизања за све испитиване материјале приказана је на слици 7.22. Интензитет хабања је представљен у свим режимима испитивања, односно за три брзине клизања и три нормална оптерећења. Оно што може одмах да се примети на дијаграмима јесте да се они међусобно веома мало разликују у односу на испитивање без подмазивања. Интензитет хабања у зависности од пута клизања има сличан карактер за све испитиване материјале, само је разлика у нивоу хабања.

Почетни контакт између диска и блока остварује се по линији. Линијски контакт временом прелази у површински што је праћено растом интензитета хабања, тј. повећањем продуката хабања. Анализом добијених дијаграма може да се примети да се највеће хабање јавља у првој фази (фази уходавања) до 300 m пута клизања. Након овог периода материјали се врло мало хабају. Нешто дужи период уходавања се јавља код основног материјала А356. У прилогу су дати дијаграми зависности запремине похабаног материјала у зависности од пута клизања за све режиме испитивања.

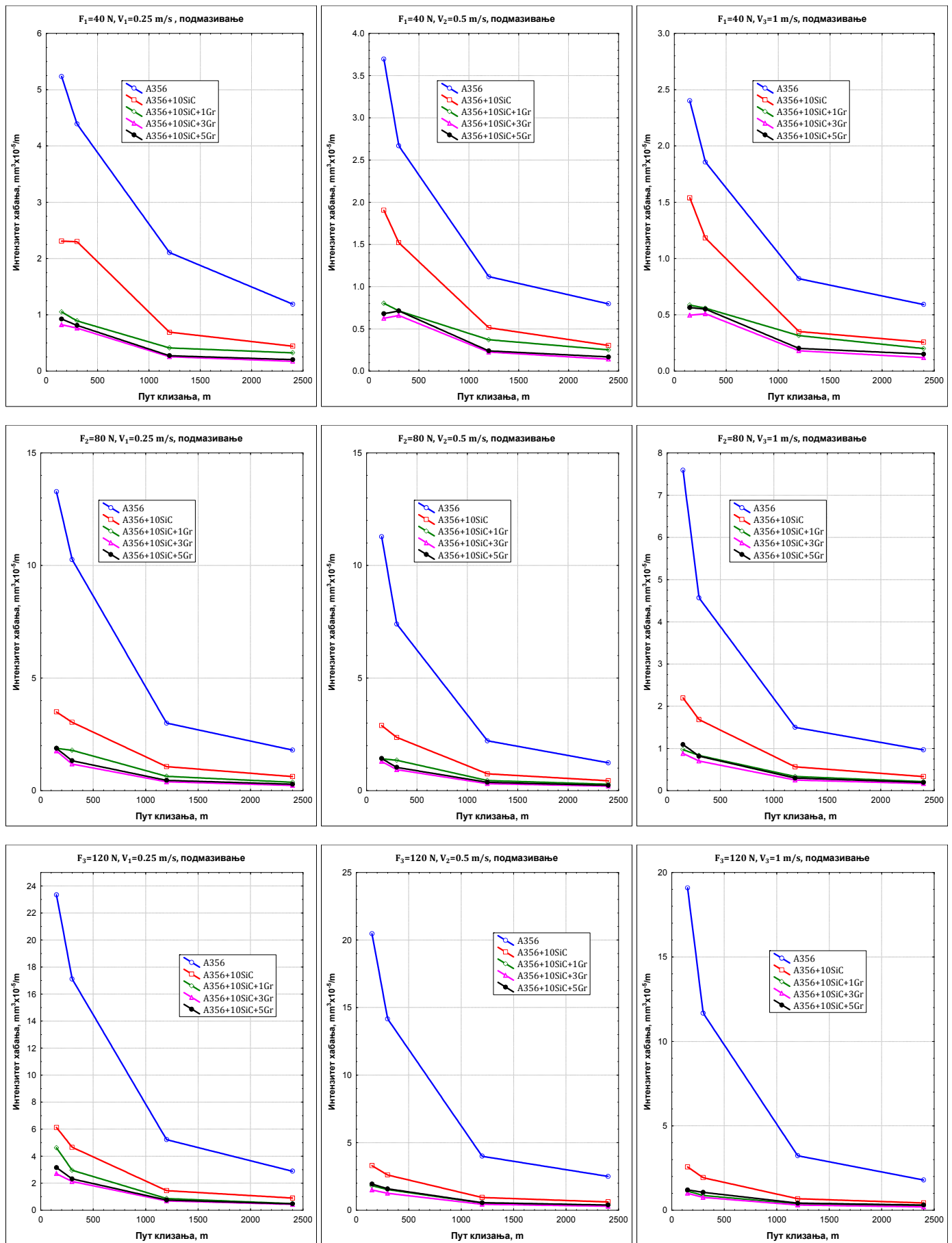
Највеће хабање се јавља код основног материјала А356. Детаљном анализом интензитета хабања испитиваних материјала може да закључи да је интензитет хабања основног материјала А356, 5÷10 пута већи од интензитета хабања хибридних композита и то у свим режимима испитивања.

Додавањем SiC у основни материјал добија се композит А356+10SiC, чији је интензитет хабања 3÷5 пута мањи од интензитета хабања основног материјала. Очигледно да SiC повећава отпорност на хабање новодобијеног композита, што се огледа и у повећању коефицијента трења.

Испитивање хибридних композита са 1% и 3% графита, А356+10SiC+1Gr и А356+10SiC+3Gr, показује још боље триболошке карактеристике. Ови композити имају још мањи интензитет хабања. Најмање хабање се јавља код композита са 3% графита и то у свим режимима и цео пут клизања.

Код хибридног композита са 5% графита, А356+10SiC+5Gr, дуж целог пута клизања интензитет хабања је већи него код композита са 3% графита. Очигледно да смањена тврдоћа и повећана порозност утичу на повећање интензитета хабања хибридног композита А356+10SiC+5Gr.

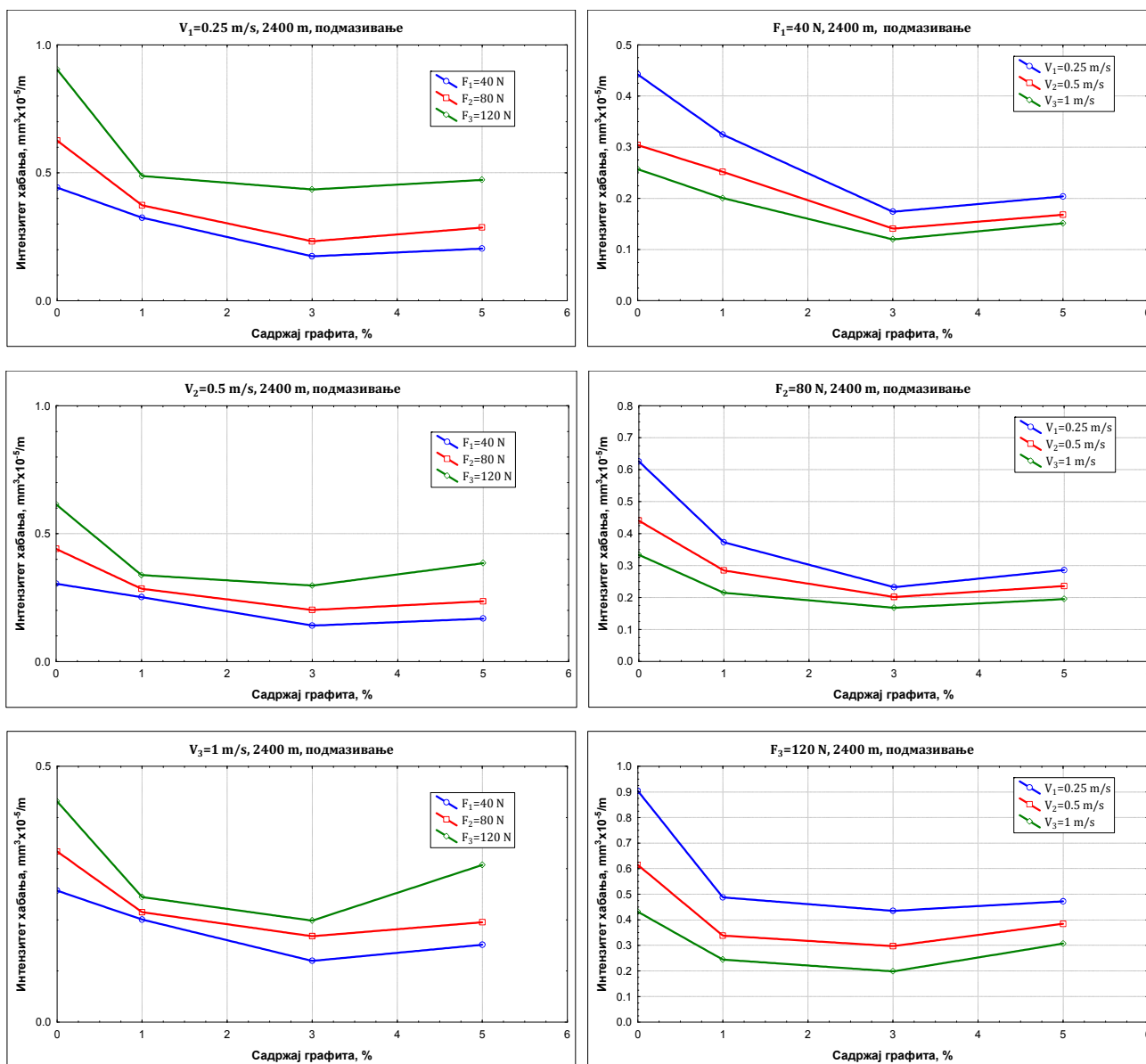
Све време испитивања (до 2400 m) материјали се налазе у фази нормалног, односно умереног хабања. Очигледно је да додавањем уља, триболошке карактеристике хибридних композита долазе до изражаја.



Слика 7.22. Интензитет хабања испитиваних материјала у зависности од пута клизања

7.2.2. Утицај садржаја графита на хабање

На слици 7.23 приказане су зависности интензитета хабања од садржаја графита у испитиваним материјалима. На дијаграмима је дат интензитет хабања композитног материјала А356+10SiC, као и интензитети хабања хибридних композита са 1, 3 и 5 % графита. Очигледно је да се најмањи интензитет хабања јавља код хибридних композита са 3% графита и то за све три брзине клизања и сва три оптерећења.



Слика 7.23. Интензитет хабања у зависности од садржаја графита

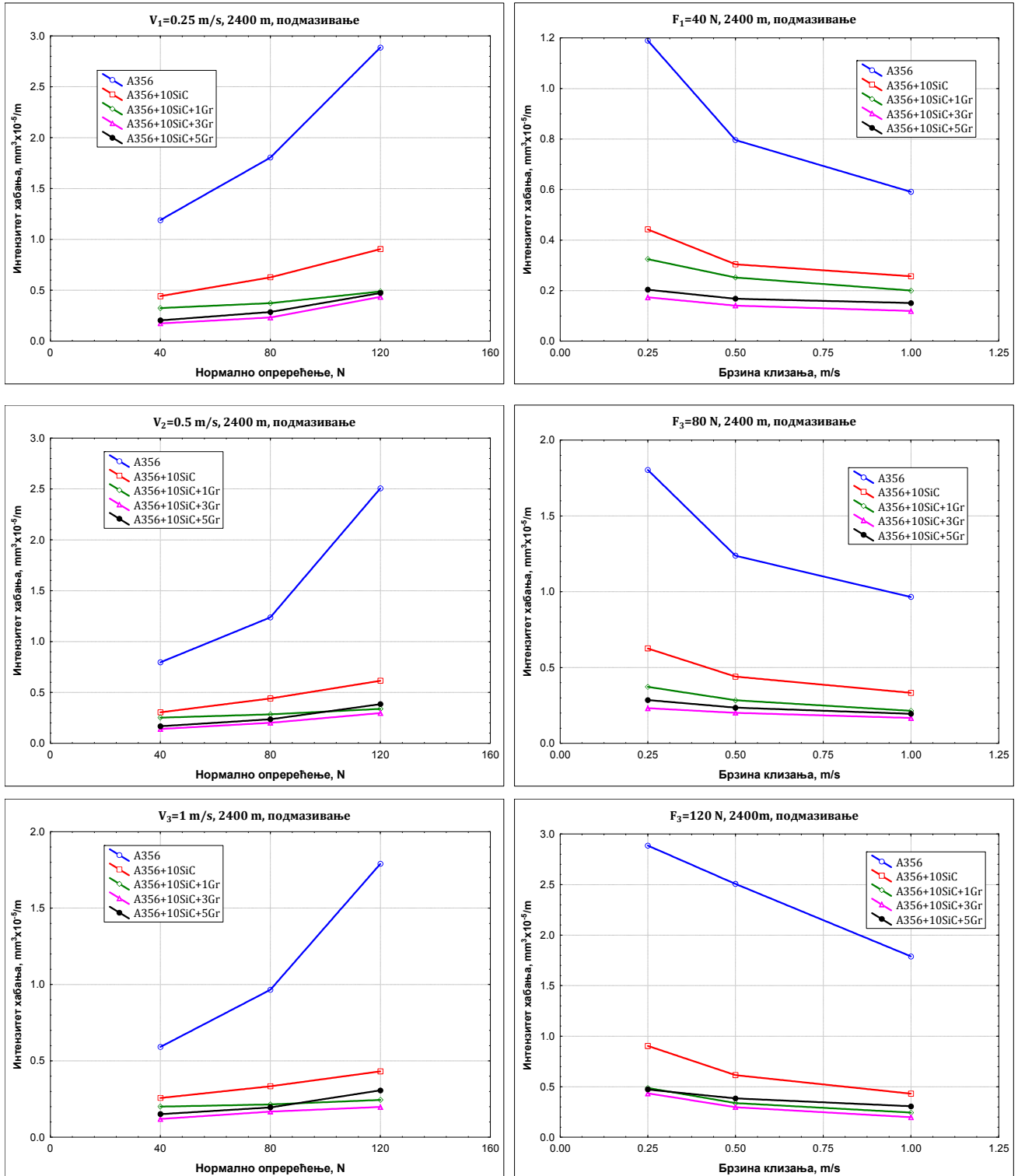
7.2.3. Утицај брзине клизања и нормалног оптерећења на хабање

Зависност интензитета хабања од брзине клизања и нормалног оптерећења приказана је на сликама 7.24. и 7.25. Са порастом нормалног оптерећења долази до раста интензитета хабања свих испитиваних материјала. Посебно изражен раст интензитета хабања уочен је код основног материјала. При порасту оптерећења од 40 N до 120 N, интензитет хабања основног материјала расте ~ 3 пута за све три брзине клизања.

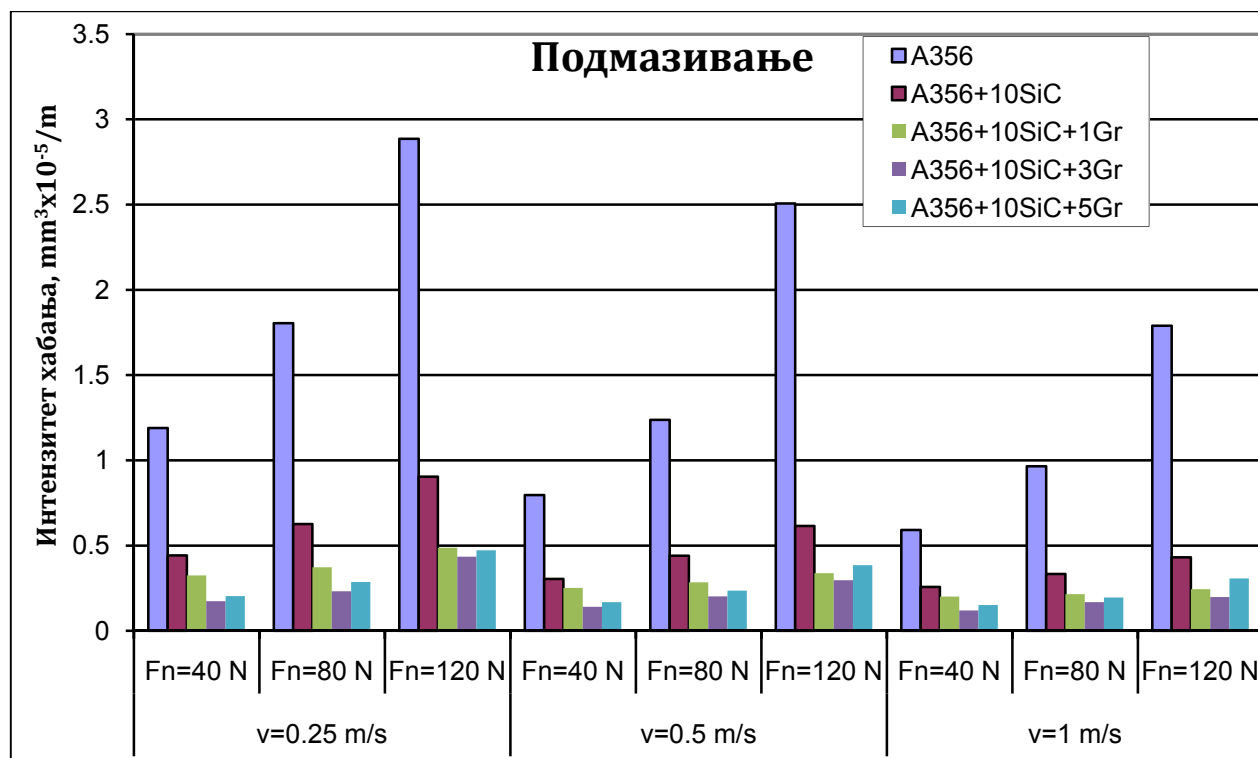
Интензитет хабања осталих материјала има скоро линеарну зависност од нормалног оптерећења. Посматрајућу упоредно све материјале, најмањи интензитет хабања има

хибридни композит са 3% графита. Нешто већи интензитет хабања има композит са 5% графита, посебно при већим оптерећењима.

Са порастом брзине клизања долази до смањења интензитета хабања. Нешто веће вредности се јављају при мањим брзинама клизања. Овакав тренд је и очекиван, с обзиром да је време трајања контакта при најмањој дужини клизања 0.25 m/s најдуже. Са порастом брзине клизања време контакта се смањује за исти пут клизања. Највећи ефекат брзине клизања је уочен код основног материјала.



Слика 7.24. Интензитет хабања испитиваних материјала у зависности од брзине клизања и нормалног оптерећења



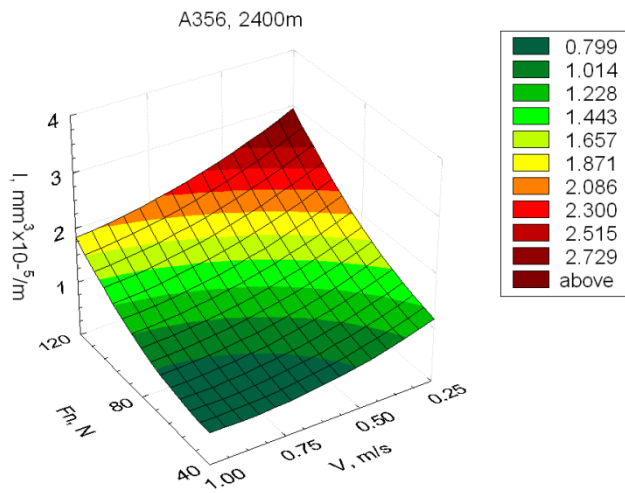
Слика 7.25. Интензитет хабања испитиваних материјала

Зависност интензитета хабања испитиваних материјала од брзине клизања и нормалног оптерећења приказана је на сликама 7.26-7.30. При томе је узето да је зависност интензитета хабања од наведених величина експоненцијална. Вредности непознатих коефицијената (a , b и c) дати су у табели 7.4. При одређивању кривих очигледно је велико поклапање, с обзиром на вредности коефицијената корелације.

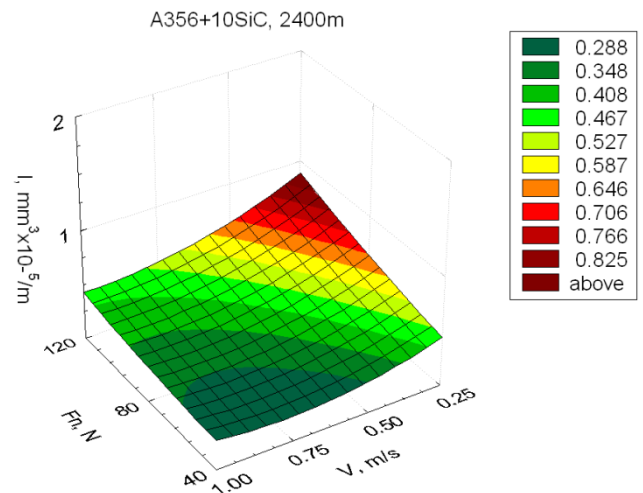
Табела 7.4. Интензитет хабања испитиваних материјала у условима подмазивања

Интензитет хабања, $\text{mm}^3 \times 10^{-3} / \text{m}$		$I = a \cdot F_n^b \cdot v^c$			
Контактни пар		a	b	c	Коефицијент корелације
Блок	Диск				
A356	Љ3840	0.0195	0.9202	-0.4336	0.9564
A356+10SiC	Љ3840	0.0278	0.5753	-0.4595	0.9522
A356+10SiC+1Gr	Љ3840	0.0718	0.2601	-0.4137	0.9628
A356+10SiC+3Gr	Љ3840	0.0105	0.6335	-0.3586	0.9386
A356+10SiC+5Gr	Љ3840	0.0107	0.6921	-0.2679	0.9476

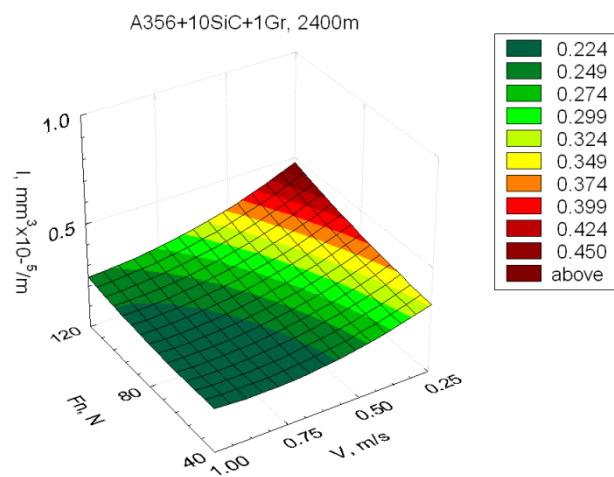
Изречунати коефицијенти a , b и c у експоненцијалним изразима за интензитет хабања испитиваних материјала се врло мало разликују од материјала до материјала. Овим се потврђује да промена интензитета хабања (односно промена ширине трага хабања) има исти карактер за све испитиване материјале, а да је разлика само у величини хабања.



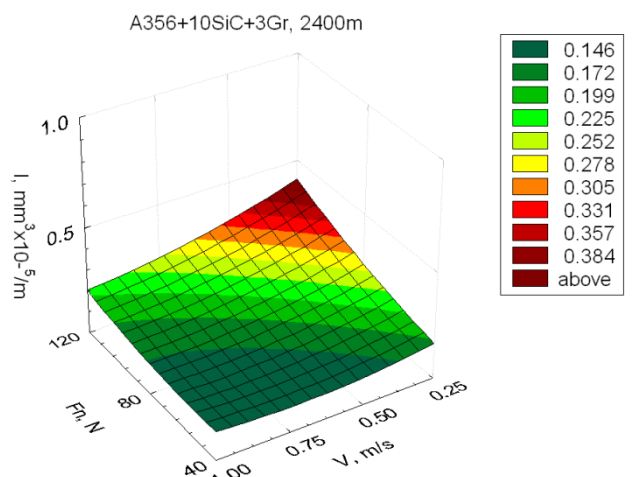
Слика 7.26. Интензитет хабања основног материјала А356



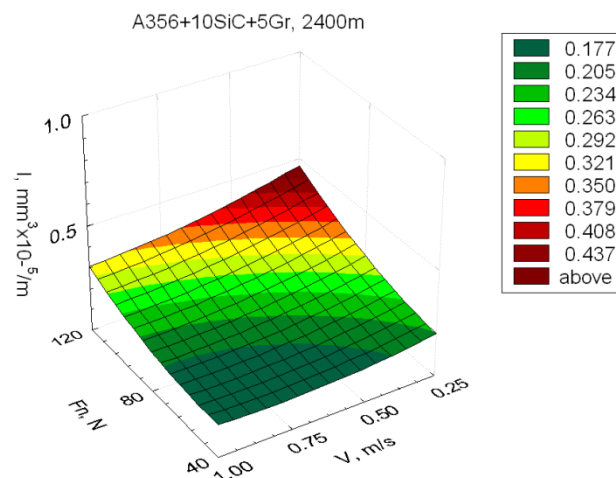
Слика 7.27. Интензитет хабања композитног материјала А356+10SiC



Слика 7.28. Интензитет хабања хибридног композита А356+10SiC+1Gr



Слика 7.29. Интензитет хабања хибридног композита А356+10SiC+3Gr



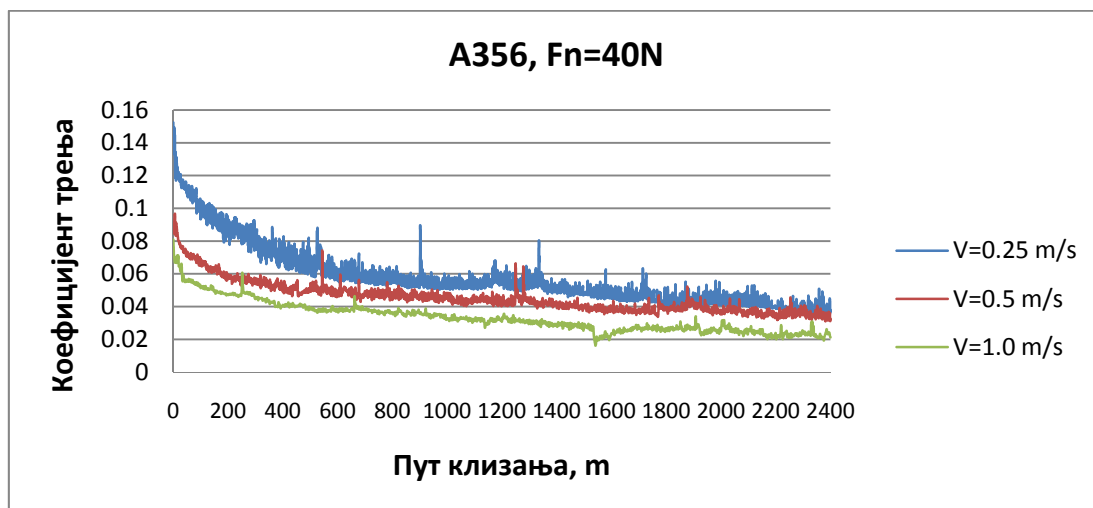
Слика 7.30. Интензитет хабања хибридног композита А356+10SiC+5Gr

7.2.4. Утицај пута клизања на коефицијент трења

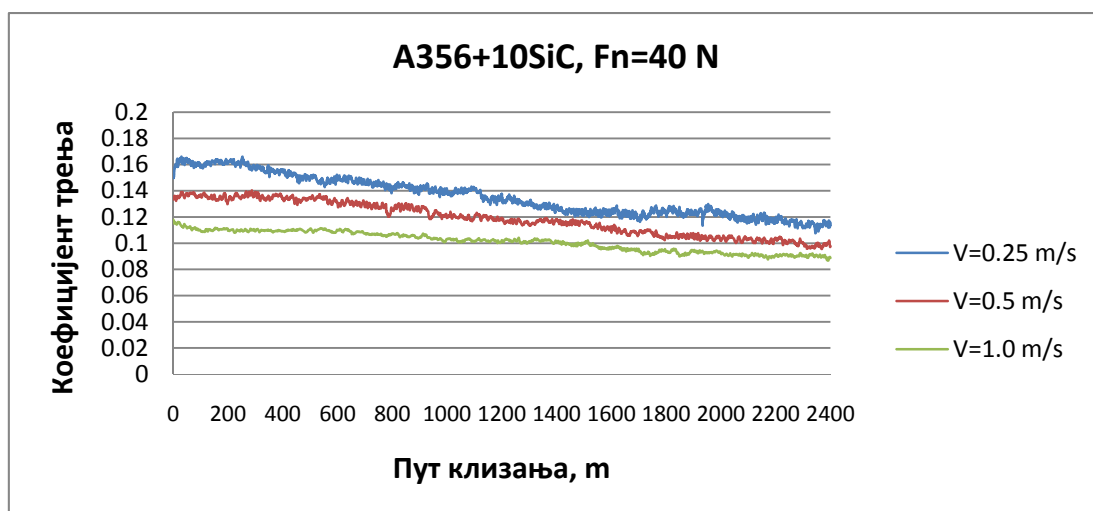
Поред мерења ширине трага хабања, током испитивања континуално је праћен коефицијент трења. Сила трења, односно коефицијент трења меморисан је у виду временских сесија које су дефинисане мерном апаратуром. На основу добијених вредности формиране су криве промене коефицијента трења у функцији пута клизања. На дијаграмима 7.31-7.35 приказани су коефицијенти трења за све испитиване материјале при оптерећењу од 40 N.

На слици 7.31 је јасно уочљив пад вредности коефицијента трења у самом почетку процеса трења, а затим коефицијент одржава стабилан ниво уз благи пад без изразитих одступања. Оваква природа коефицијента трења последица је промене контактне геометрије која се мења од линијске на самом почетку процеса трења, па са развојем процеса хабања, прелази у површински контакт, омогућавајући присуство веће количине мазива у зони контакта и стварајући услове за прелазак од граничног на мешовито подмазивање.

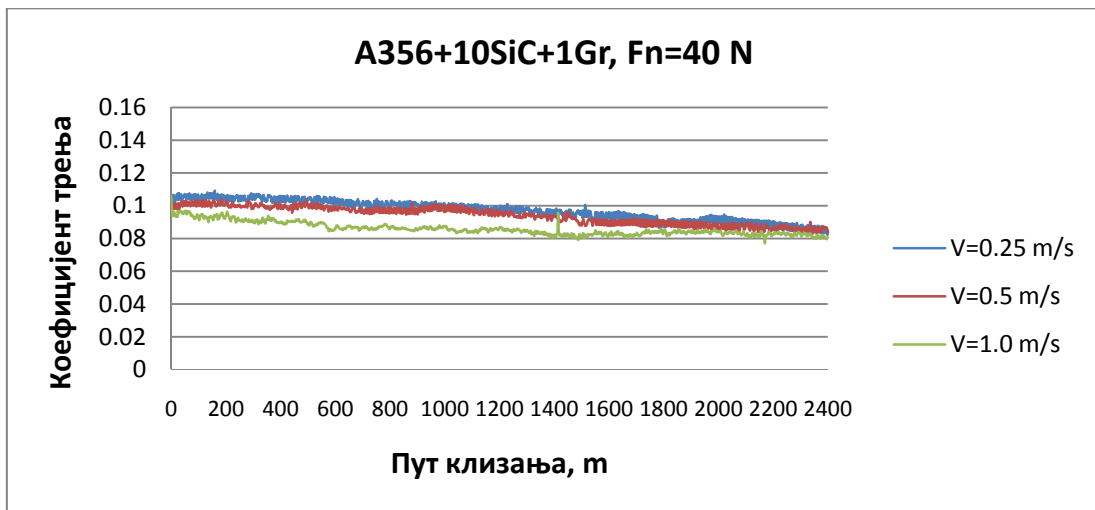
До пада сталног пада вредности коефицијента долази услед формирања MML слоја, односно преласка честица гвожђа са контратела на композитни блок, што је потврђено СЕМ микроскопијом и ЕДС анализом.



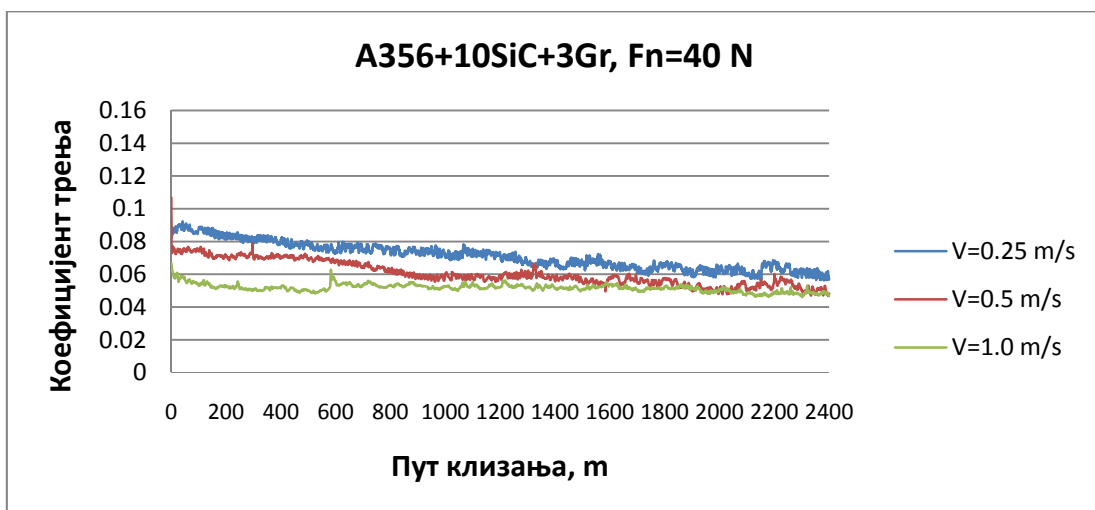
Слика 7.31. Коефицијент трења основног материјала А356



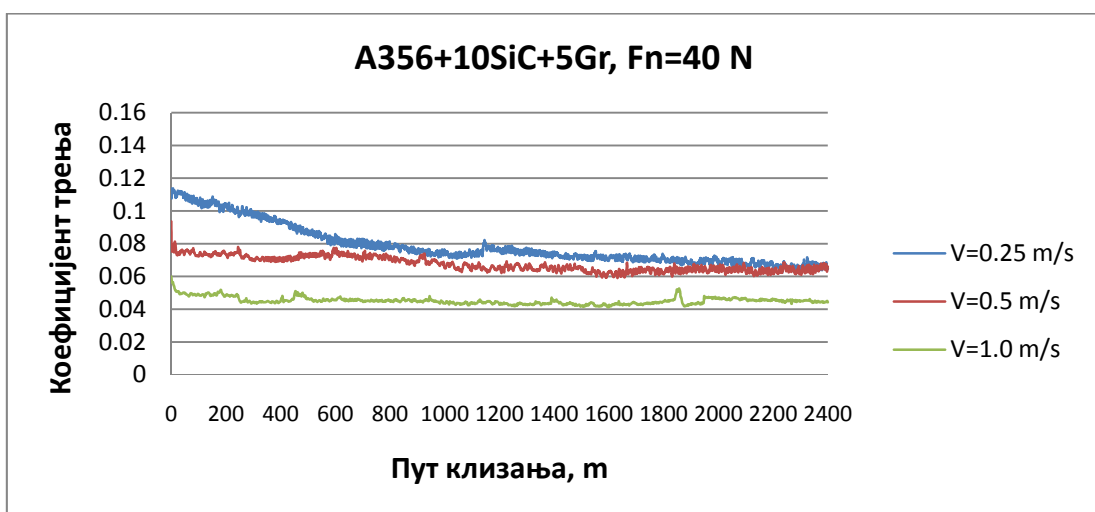
Слика 7.32. Коефицијент трења композитног материјала А356+10SiC



Слика 7.33. Коефицијент трења хибридног композита А356+10SiC+1Gr



Слика 7.34. Коефицијент трења хибридног композита А356+10SiC+3Gr

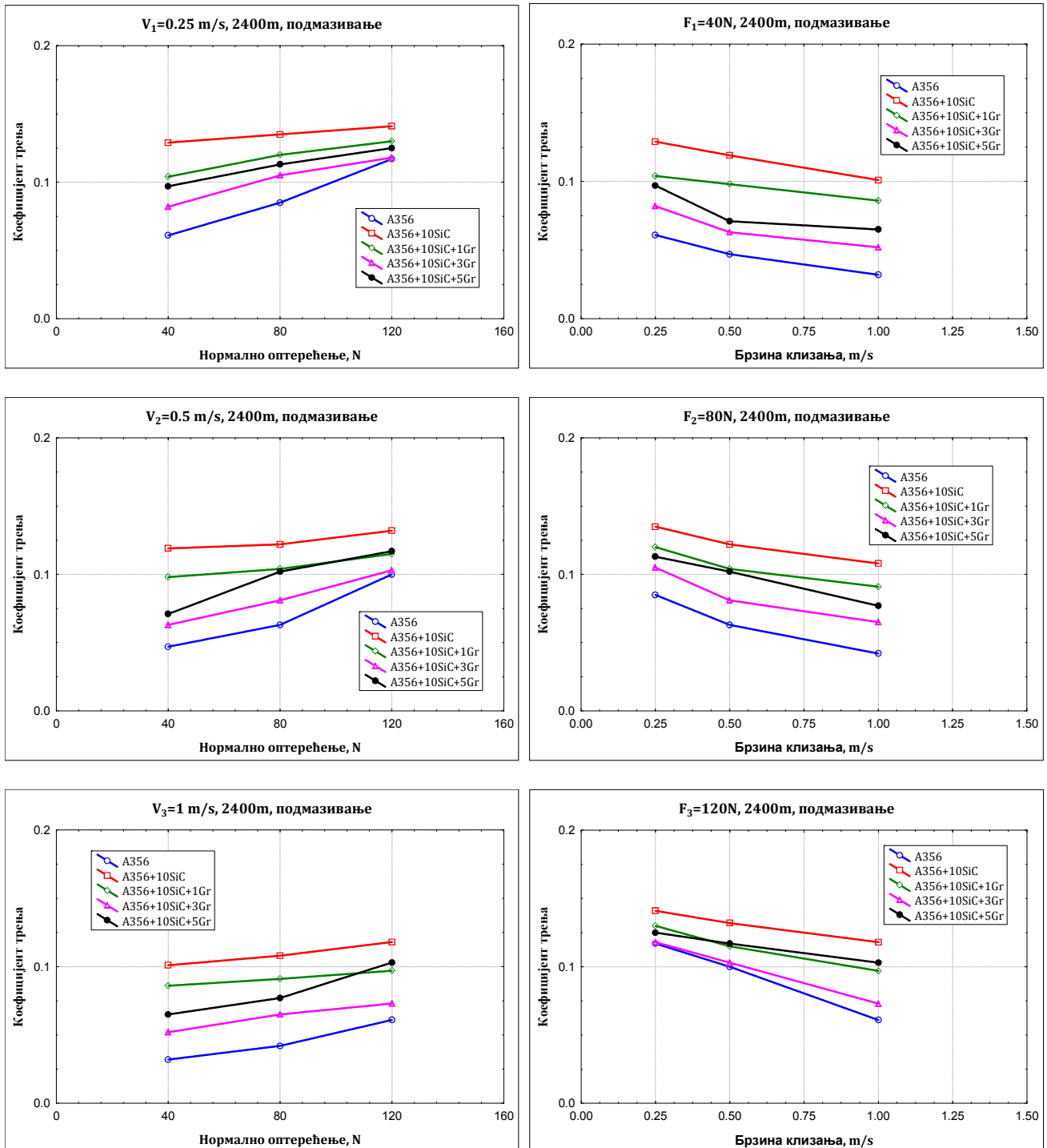


Слика 7.35. Коефицијент трења хибридног композита А356+10SiC+5Gr

Зависност коефицијента трења од пута клизања за остала оптерећења има сличан изглед, односно коефицијент трења после почетног пада све време има благу стагнацију без већих осцилација.

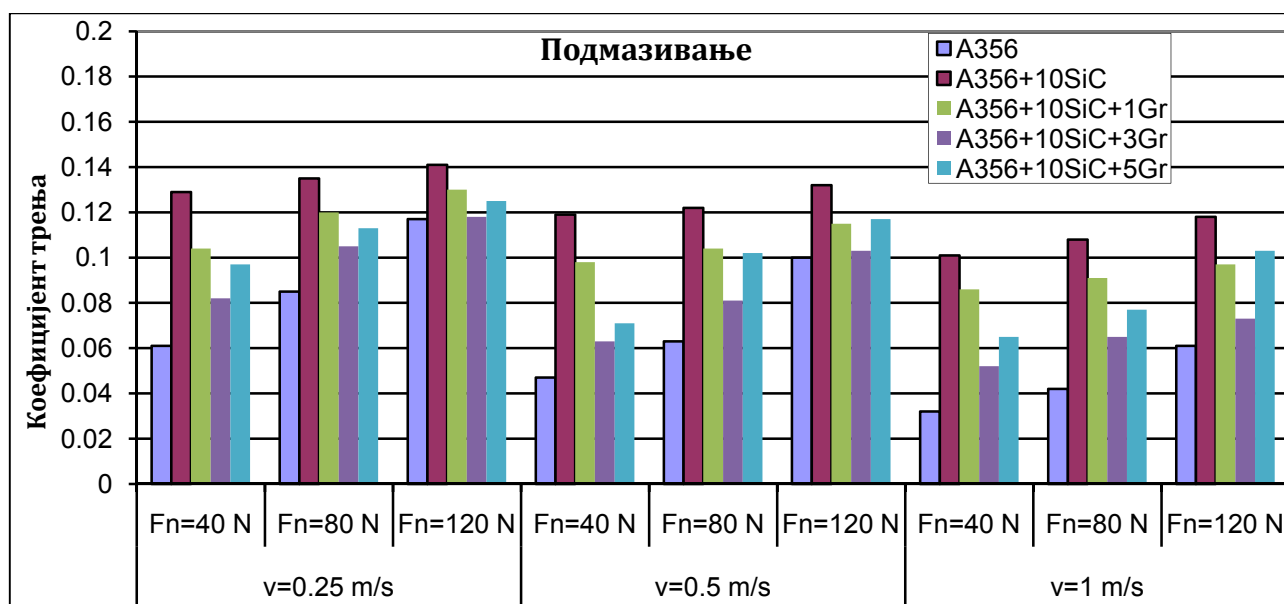
7.2.5. Утицај брзине клизања и нормалног оптерећења на коефицијент трења

Поред триболошких карактеристика врло су битне и фрикционе карактеристике материјала (сила трења и коефицијент трења). Мерење силе трења, односно коефицијента трења одређеног материјала реализовано је три пута у истим радним условима. Као меродавна вредност коефицијента трења узета је средња аритметичка вредност ових мерења. На сликама 7.36 и 7.37 су приказане зависности коефицијента трења од брзине клизања и нормалног оптерећења у условима подмазивања. Оно што може прво да се уочи са дијаграма јесте да се вредности коефицијента трења налазе у опсегу од $0.05 \div 0.15$. Такође, очигледно је да коефицијент трења опада са порастом брзине клизања, а да расте са повећањем нормалног оптерећења.



Слика 7.36. Зависност коефицијента трења од брзине клизања и нормалног оптерећења

Додавањем SiC у основни материјал добија се композитни материјал А356+10SiC чији је коефицијент трења већи од коефицијента трења основног материјала А356. Међутим, додавањем графита вредности коефицијента трења се смањују и у овом случају најбоље фрикционе карактеристике поседује хибридни композит са 3% графита - А356+10SiC+3Gr. Код хибридног композита са 5% графита - А356+10SiC+5Gr, коефицијент трења почиње да расте у свим режимима испитивања (за све три брзине клизања и сва три оптерећења). До ове појаве долази због смањења тврдоће хибридних материјала, која доводи до повећаног хабања. Основни материјал и графит се релативно лако хабају, а у трагу хабања се уочавају честице силицијум карбида. Контакт између површине диска и честица SiC праћен је растом вредности коефицијента трења.



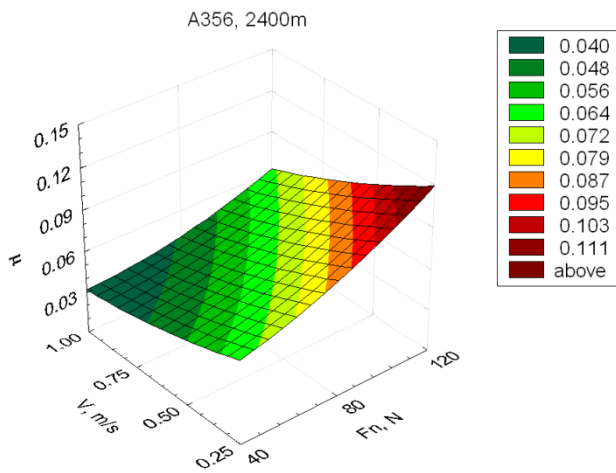
Слика 7.37. Коефицијент трења у условима подмазивања

Аналогно са резултатима који су дати у условима трења без подмазивања, и овде је приказана просторна зависност коефицијента трења од брзине клизања и нормалног оптерећења. Почетна претпоставка да коефицијент трења има експоненцијалну зависност од брзине клизања и оптерећења, облика $\mu = a \cdot F_n^b \cdot v^c$, потврђена је високим коефицијентима корелације. У табели 7.3 су унети непознати коефицијенти при одређивању зависност коефицијента трења од нормалног оптерећења и брзине клизања и дати коефицијенти корелације.

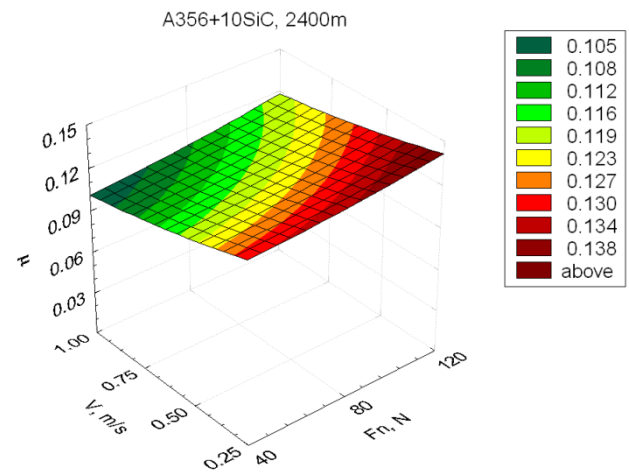
Табела 7.3. Коефицијент трења испитиваних материјала у условима подмазивања

Коефицијент трења		$\mu = a \cdot F_n^b \cdot v^c$			
Контактни пар		a	b	c	Коефицијент корелације
Блок	Диск				
А356	Ї3840	0.0034	0.6018	-0.4812	0.9686
А356+10SiC	Ї3840	0.071	0.1014	-0.1553	0.9580
А356+10SiC+1Gr	Ї3840	0.0483	0.1497	-0.1826	0.9371
А356+10SiC+3Gr	Ї3840	0.0134	0.3608	-0.3403	0.9306
А356+10SiC+5Gr	Ї3840	0.0169	0.364	-0.235	0.9061

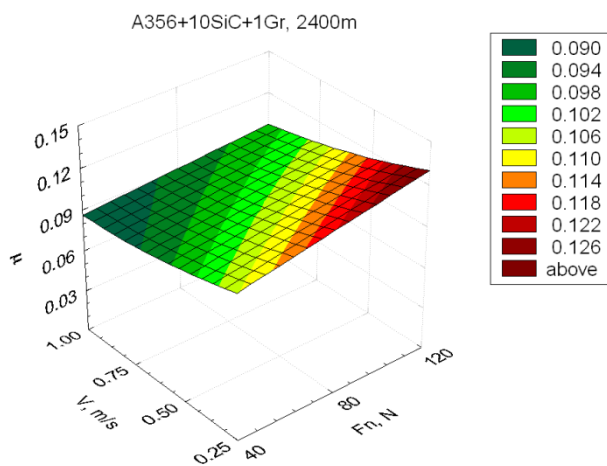
Графичке зависности коефицијента трења од брзине клизања и нормалног оптерећења за испитиване материјале приказане су на сликама 7.38-7.42



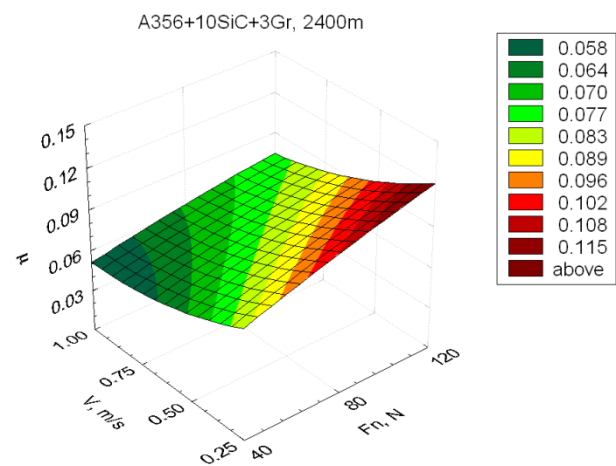
Слика 7.38. Коефицијент трења, А356, 2400m, са подмазивањем



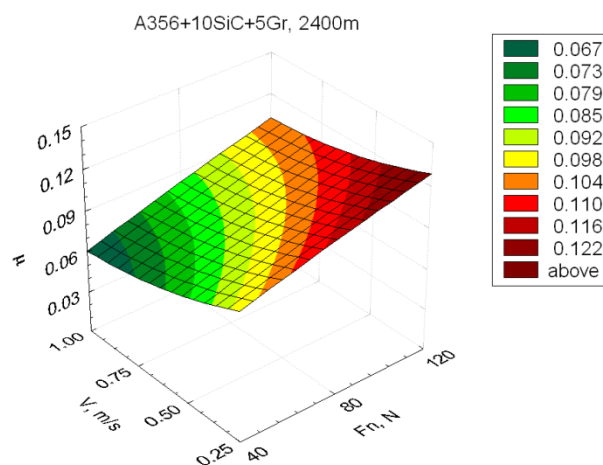
Слика 7.39. Коефицијент трења, А356+10SiC, 2400m, са подмазивањем



Слика 7.40. Коефицијент трења, А356+10SiC+1Gr, 2400m, са подмазивањем



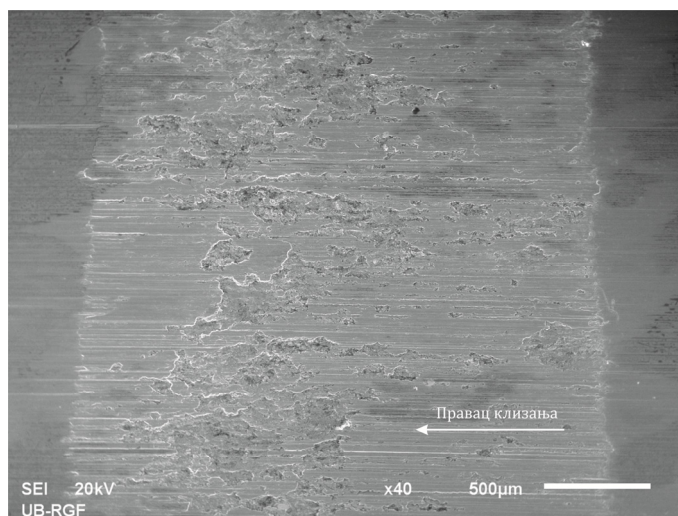
Слика 7.41. Коефицијент трења, А356+10SiC+3Gr, 2400m, са подмазивањем



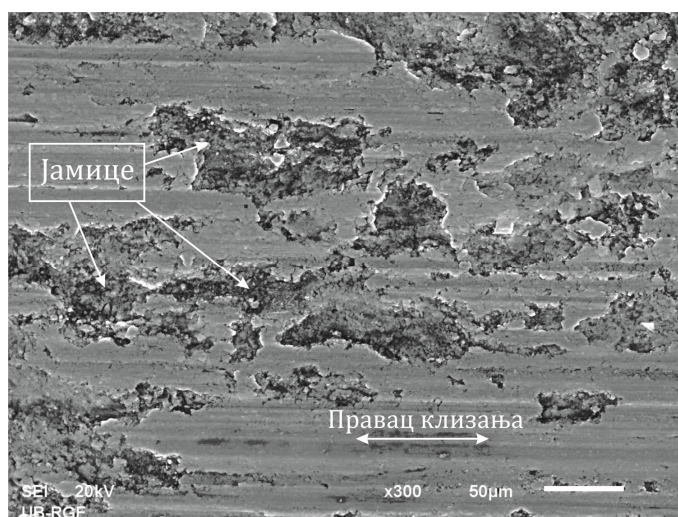
Слика 7.42. Коефицијент трења, А356+10SiC+5Gr, 2400m, са подмазивањем

7.3. Анализа резултата узорака на основу СЕМ микроскопије и ЕДС-а

Сликање површина похабаних блокова извршено је на СЕМ микроскопу. Том приликом снимани су трагови хабања (са увећањем $\times 40$), карактеристични делови трагова (са увећањем $\times 300$) и извршена ЕДС анализа хемијског састава појединих узорака. Пре анализе узорака извршено је њихово чишћење од честица прашине, влакана папира, невезаних или слабо везаних честица у узорку, замашћених делова, уља, отисака прстију и сл. Узорци се најпре чисте петрол-бензином, затим се стављају у ултразвучну каду и на крају се суше под лампом. Све време рада са узорцима, неопходно је коришћење рукавица. Припрема узорака се врши због спречавања контаминације микроскопа, као и добијања реалне слике стања контактних површина.



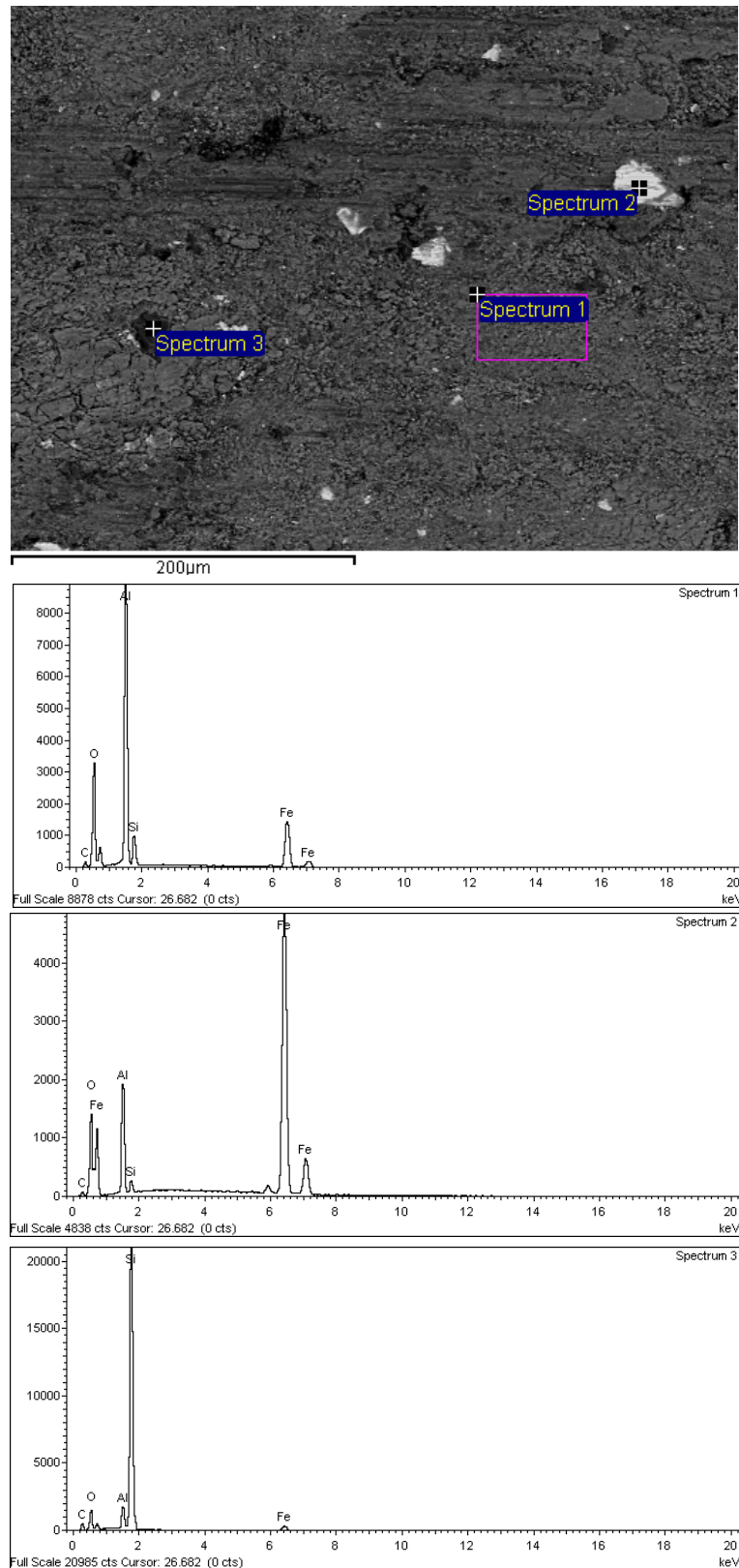
Слика 7.43. Траг хабања, А356+10SiC, 10 N, 0.25 m/s, СЕМ



Слика 7.44. Појава јамица на трагу хабања, А356+10SiC, 10 N, 0.25 m/s, СЕМ

Посматрањем узорака на сликама 7.43- 7.44 може да се уочи да је основни механизам хабања хибридних композита при најмањој брзини клизања (0.25 m/s), атхезионо хабање. Атхезионо хабање се јавља као резултат наизменичног образовања и разарања фрикционих веза, насталих услед атомских и међумолекуларних узајамних деловања граничних слојева контактних тела. Услед атхезионог хабања долази до чупања материјала са контактне површине композитног материјала (блока). Део похабаног

материјала се у облику продуката хабања избацује из контакта, док се други део талози (лепи) на трагу хабања. Као последица атхезионог хабања, на површини блока видљиве су јамице неправилног облика и неравномерне дубине. Посматрајући правац кретања диска по блоку, може се приметити да се јамице јављају у другој половини контакта. Такође је евидентно да се јамице и атхезионо хабање јављају углавном при мањим брзинама клизања без обзира на величину нормалног оптерећења.

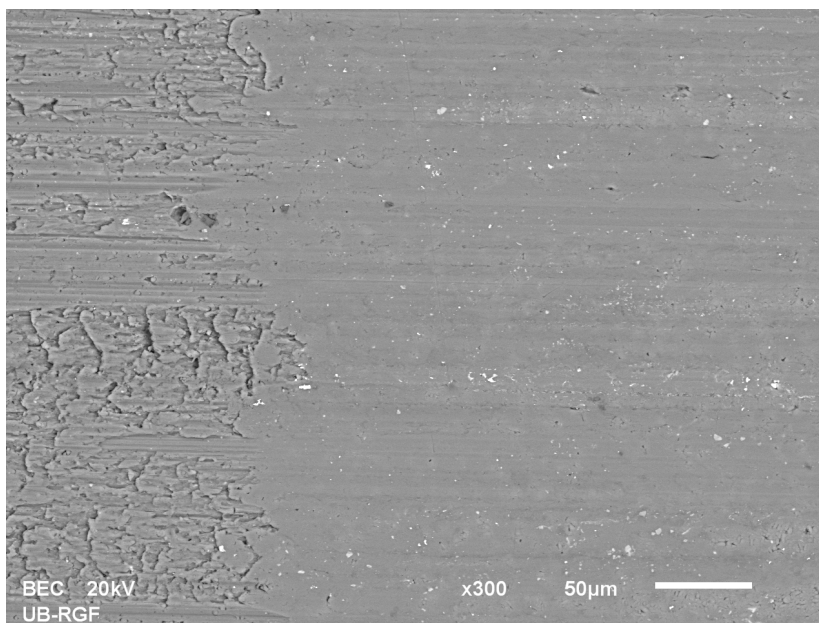


Слика 7.45. ЕДС анализа, А356+10SiC, 10 N, 0.25 m/s, СЕМ

При највећим брзинама клизања (посебно при највећем оптерећењу) доминантно је абразивно хабање. На површини контакта учљиви су трагови хабања у виду бразди и рисева које прате правац кретања.

СЕМ слике и ЕДС анализа узорака композитних материјала који су испитивани у условима без подмазивања показују присуство гвожђа (Fe) и кисеоника (O). Присуство оксида гвожђа показује да је дошло до хабања површинског слоја челичног диска. До хабања диска долази услед дејства тврдих честица SiC. Похабане честице гвожђа формирају мешовити слој (mechanically mixed layer -MML)[48-51, 79, 140-148]. Услед велике разлике у тврдоћи блока и диска, део честица гвожђа улази у површински слој композитних материјала. Након тога долази до оксидације гвожђа, што је потврђено ЕДС анализом. Остатак Fe, заједно са осталим продуктима хабања, бива избачен из зоне контакта. На слици 7.45. први спектар показује хемијски састав основног материјала, где највећи проценат имају Al и Si. Поред тога у спектру је очигледна појава Fe и O. На спектру два је приказан хемијски састав трага где доминантно место заузима Fe. Последњи спектар доказује присуство честице SiC.

СЕМ микроскопија и ЕДС анализа извршена је и за узорке који су испитивани у условима подмазивања. При хабању основног материјала А356 долази до полирања површине контакта. Средње аритметичко одступање профила од средње линије профила, Ra , је мање од његове почетне вредности (слика 7.46.).

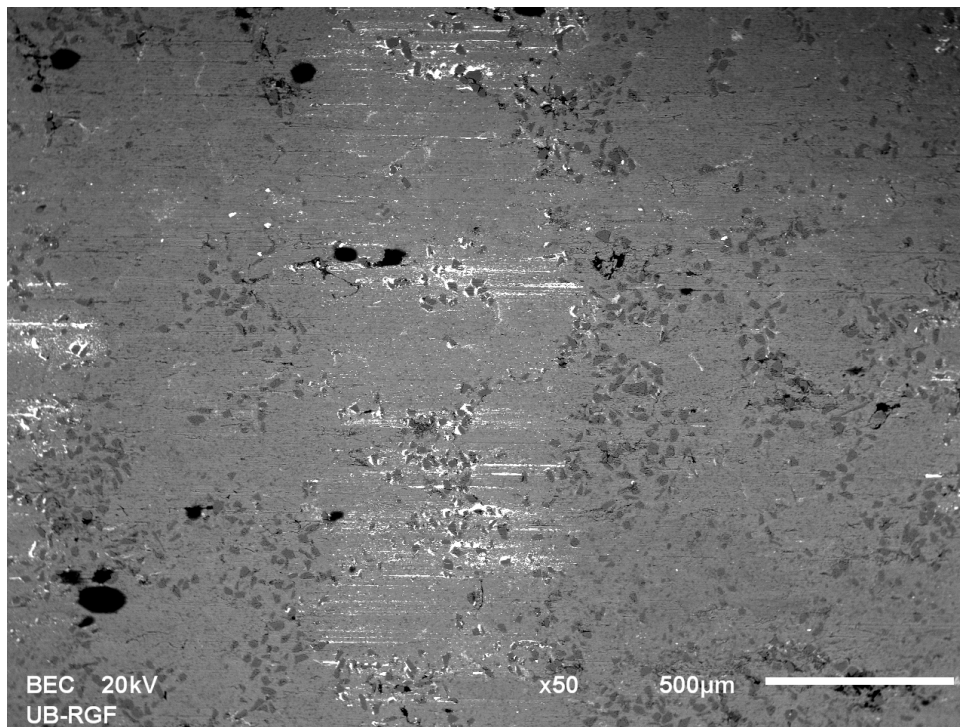


Слика 7.46. Траг хабања, А356, 10 N, 0.25 m/s, подмазивање, СЕМ

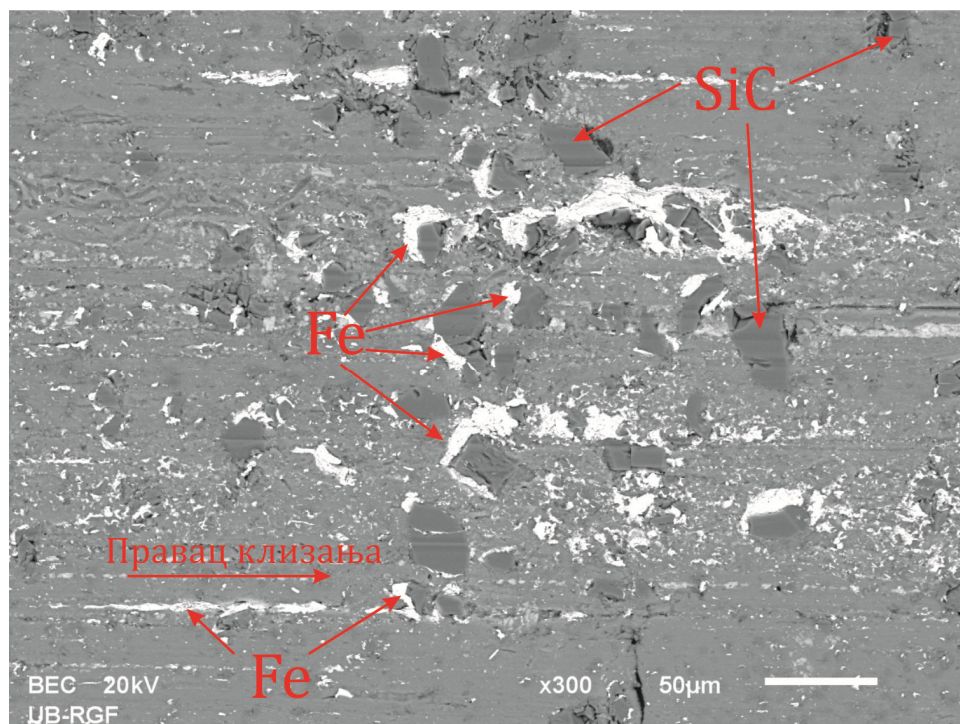
Додавањем SiC мења се триболошко понашање испитиваних композитних материјала. СЕМ слике и ЕДС анализа показује високо присуство честица гвожђа и његових оксида у трагу. Ове честице (Fe) су светле боје на сликама, тако да може лако да се прати њихов положај и правац кретања на трагу хабања (слика 7.47.).

ЕДС анализа појединих делова похабаних трагова испитиваних материјала показује мање присуство честица графита. Честице графита су се налазиле, углавном, у околини честица SiC у почетном положају. Међутим на сликама се уочава гомилање оксида гвожђа око честица силицијум-карбида. Интересантно је да се ове честице у највећој мери

групишу са оне стране честица SiC, која се налази у правцу кретања. Односно, честице гвожђа се гомилају око SiC. На појединим деловима су уочене беле линије обогаћене оксидима гвожђа дуж целе ширине трага хабања (слика 7.48.). Појава MML је карактеристична за композите са алуминијумском основом. Већа количина честица гвожђа доводи до смањења коефицијента трења, јер се смањује директан контакт SiC и челичног диска.

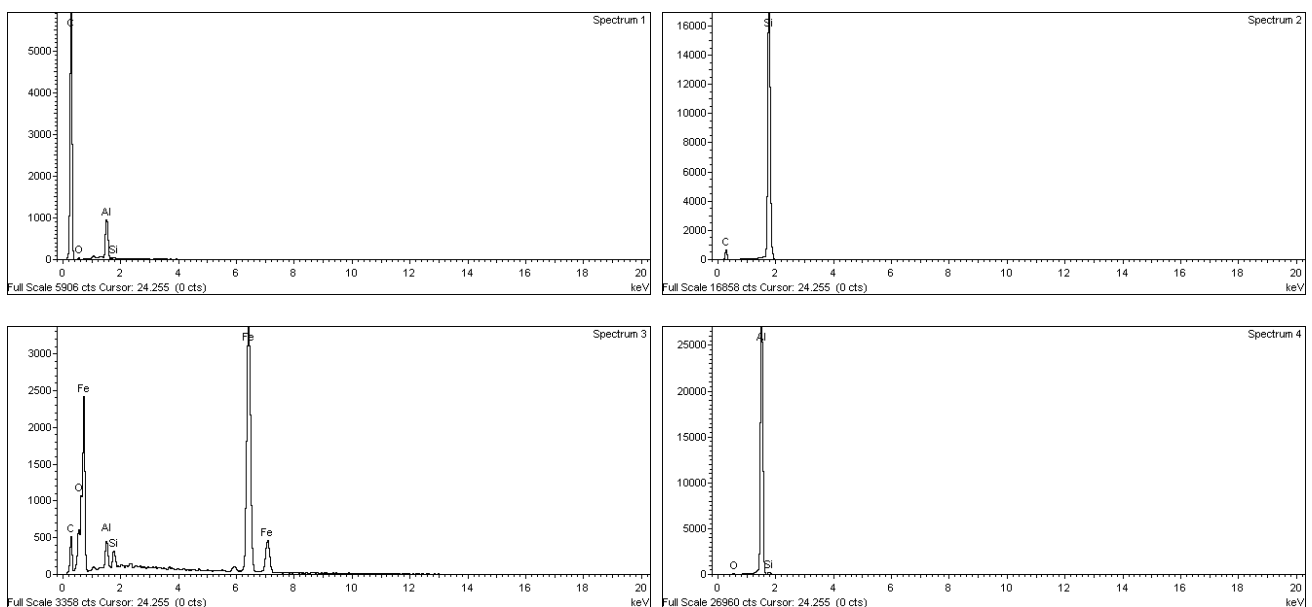
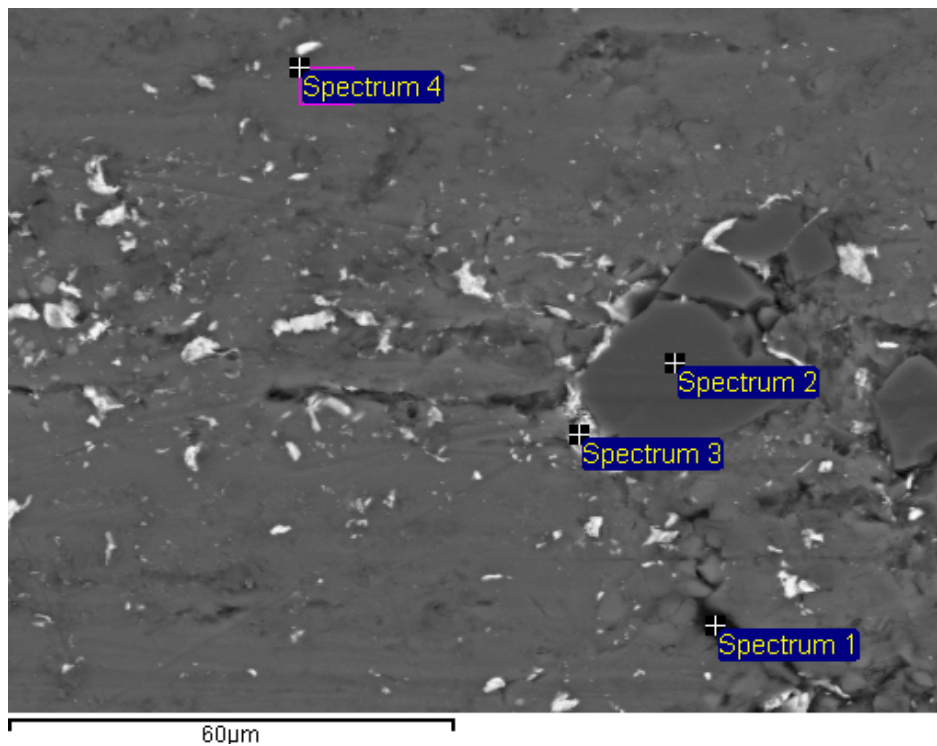


Слика 7.47. Траг хабања, A356+10SiC+1Gr, 120 N, 0.25 m/s, подмазивање, СЕМ



Слика 7.48. Нагомилавање гвожђа у композиту, A356+10SiC+1Gr, 120 N, 0.25 m/s подмазивање, СЕМ

На слици 7.49 приказана је СЕМ слика дела површине хибридног композита А356+10SiC+5Gr. Трага хабања је добијен при брзини клизања од 0.25 m/s и нормалном оптерећењу од 120 N у условима подмазивања. На трагу су јасно уочљиве честице SiC (тамније боје) и трагови гвожђа (светлије боје). Потврда ових претпоставки добијена је ЕДС анализом, што је приказано на четири спектра. На првом спектру је приказана честица графита. Други спектар показује SiC. На трећем спектру је потврђено присуство Fe и O. Последњи спектар показује основни материјал (Al-Si) легуру, односно А356.



Слика 7.49. ЕДС анализа, А356+10SiC+5Gr, 120 N, 0.25 m/s, СЕМ, подмазивање

8

ЗАКЉУЧАК

Природа триболошких процеса, која је праћена појавом трења и хабања током експлоатације, изазива потребу за уношење нових триболошких знања и стварања нових производа, односно материјала. Један од главних циљева развоја друштва јесте примена обновљивих извора енергије, употреба рециклираних материјала, као и употреба лакших материјала. У циљу решавања датих проблема, с аспекта трибологије, се и развијају нови, триболошки напредни материјали. Композити са металном матрицом (ММС) појавили су се као значајна класа материјала пружајући инжењерима могућност задавања карактеристика материјала према потреби.

Захтеви савременог друштва са аспекта повећања радног века и смањења масе, а самим тим и цене конструкције иницирали су развој нових хибридних композита на основи лакших легура. Најбољи пример за то је примена алуминијума и његових легура као замена за челик и сличне материјале. Поједине алуминијумске легуре поседују добре механичке особине, али зато имају лоше триболошке карактеристике. Побољшање триболошких карактеристика се решава формирањем одговарајућих композитних материјала. Типичан пример таквих материјала је Al-Si легура (А356).

Анализом доступне литературе и светске праксе уочено је да се механичке карактеристике алуминијумских легура могу побољшати применом одговарајућих ојачивача. Као ојачивачи највише се користе SiC и Al₂O₃. Међутим, додавањем одговарајућег масеног или запреминског удела ојачивача јавља се проблем обрадивости композитних материјала. Једна од могућности решавања овог проблема је додавање графита у одговарајућем односу, чиме би се уједно и побољшале триболошке карактеристике композита. Овако добијени материјал представља нови, хибридни композит, с обзиром да поседује два ојачивача.

Актуелност испитивања триболошког понашања хибридних композита на бази алуминијумских легура огледа се у њиховој све већој примени у аутомобилској, авионској, свемирској и електронској индустрији. Годишњи раст производње и примене композита са алуминијумском основом износи 6%. Истовремено, ови материјали налазе велику примену у техничким системима са и без подмазивања. Наиме, композити са алуминијумском основом се користе за израду делова кочионих дискова и добоша код аутомобила и возова. Поред тога они се користе за израду блокова мотора, кошуљица цилиндара, клипњача, подизача вентила, карданских вратила, елиса хеликоптера, турбина турбокомпресора, електро-кућишта и сл. Раст примене нових материјала на бази легуре А356 огледа се и у великом броју истраживања и публикованих радова. Посебно је евидентан велики број радова из области трибологије хибридних композита са матрицом од алуминијумских легура.

Анализом постојећих материјала извршен је избор одговарајућих ојачивача. Алуминијумској легури А356 додато је 10% масеног удела силицијум карбида величине 39 μm и 1, 3 и 5% масеног удела графита величине 35 μm .

За добијање хибридних композитних материјала са основом А356 изабран је компокастинг поступак, који је економичан и којим је могуће постићи добру расподелу ојачивача и повољну структуру композита. У ту сврху примењен је нови модификован компокастинг поступак помоћу кога су добијене добре механичке карактеристике узорака.

Након добијања нових материјала приступило се њиховој припреми за триболошка испитивања. Испитивања триболошких карактеристика су реализована на трибометру са "block on disc" контактном геометријом према плану испитивања. Планом су дефинисани услови испитивања, брзине клизања, величине нормалних оптерећења, дужина пута клизања, као и врста подмазивања. У оквиру плана реализована су испитивања са и без подмазивања. Све време испитивања мерена је ширина трага хабања за различите путеве клизања. Истовремено уз помоћ новоформиране аквизиције мерени су и праћени коефицијент трења и сила трења.

На основу реализованих експерименталних испитивања и праћења триболошких и фриксионих карактеристика изведени су следећи закључци:

- Композитни материјали са основом А356 ојачани са 10% масеног удела силицијум карбида и 1, 3 и 5% масеног удела графита поседују уједначене механичке карактеристике, првенствено тврдоћу.
- Посматрањем узорака на металографском микроскопу уочена је прилично добра расподела честица SiC и графита
- Мерењем тврдоће припремљених узорака за триболошка испитивања добијени су уједначени резултати, што недвосмислено потврђује добру расподелу честица, као и оправданост примене компокастинг поступка за добијање композитних материјала.
- Упоредна анализа мерења ширине трагова хабања потврђује велико поклапања добијених резултата у различитим мерењима за исте режиме испитивања. До поклапања долази због правилне расподеле честица ојачивача у композиту.
- Испитивање триболошког понашања композитних материјала у условима без подмазивања показује да период уходавања испитиваних материјала износи приближно 100 m. Након овог пута клизања, сви материјали улазе у период нормалног хабања.
- При малим брзинама клизања (0.25 m/s) и малим оптерећењима (10 N) већ након 300 m, материјали улазе у фазу катастрофалног хабања. Основни разлог ове појаве јесте природа контакта, односно контактна геометрија. Наиме при контакту блока по диску продукти хабања излазе из контакта, за разлику од контакта "pin on disc" где продукти хабања остају у контакту. Други разлог представља дужина трајања контакта, која је 4 пута (односно 2 пута) дужа у односу на остале две брзине клизања.
- У осталим режимима испитивања период нормалног хабања испитиваних материјала траје до 600 m, а за поједине ситуације и до краја испитивања, односно 900 m.
- Најбоље триболошке карактеристике у испитивањима без подмазивања има хибридни композитни материјал са 1% графита, тј. А356+10SiC+1Gr. Овај

композитни материјал има супериорно триболошко понашање у свим режимима испитивања (три брзине клизања и три нормална оптерећења).

- Анализом резултата утврђено је да код свих испитиваних материјала хабање, односно, запремина похабаног материјала расте и са порастом нормалног оптерећења и са порастом брзине клизања.
- Додавањем графита смањује се и тврдоћа испитиваних материјала. Хибридни композити са 3% и 5% графита имају мању тврдоћу од основног материјала А356, што резултира њиховим појачаним хабањем при већим оптерећењима, посебно на 30 N.
- Коефицијент трења испитиваних материјала има прилично високе вредности. Након додавања SiC коефицијент трења композитних материјала се креће у границама од 0.65÷0.85.
- Коефицијент трења основног материјала А356 и композита А356+10SiC опада са порастом оптерећења услед формирања "трећег" тела, односно нагомилавања продукта хабања између контратела и блока.
- Додавањем SiC у основни материјал А356, коефицијент трења се повећава 10÷30%. Највећи скок коефицијента трења јавља се при брзини клизања од 1 m/s (за сва три оптерећења). На величину коефицијента трења утиче промена механизма хабања, с обзиром да је при мањим брзинама клизања доминантан атхезиони механизам хабања, а при већим брзинама клизања абразивни.
- Додавањем графита коефицијент трења испитиваних материјала расте. Основни разлози раста коефицијента трења су врста контактне геометрије (*block on disc*) као и велики пад тврдоће материјала. Велики пад тврдоће је очигледан код композита са 3 и 5% графита, где коефицијент трења има највеће вредности. Код прва три материјала (основни материјал А356, А356+10SiC и А356+10SiC+1Gr) коефицијент трења опада са порастом оптерећења и порастом брзине клизања. Код хибридних композита са 3 и 5 % графита (А356+10SiC+3Gr и А356+10SiC+5Gr) коефицијент трења расте са порастом оптерећења, али опада са порастом брзине клизања.
- Израчунате вредности коефицијента трења (0.65÷0.85) су јако високе и задовољавају све триболошке потребе за примену код кочионих система у аутомобилској и транспортној индустрији.
- Анализом резултата триболошких испитивања композитних материјала у условима подмазивања уочено је да период уходавања композитних материјала износи 300 m. Нешто дужи период уходавања је присутан код основног материјала.
- Испитивани материјали се све време испитивања (до 2400 m) налазе у периоду нормалног хабања. Додавањем SiC смањује се хабање 3÷5 пута у односу на хабање основног материјала А356. Истовремено, додавањем графита повећава се отпорност на хабање приближно 10 пута.
- Најбоље триболошке карактеристике поседује хибридни композитни материјал са 3% графита (А356+10SiC+3Gr). Даље повећање садржаја графита доводи до раста хабања. На ову појаву поред смањења тврдоће утиче и промена механизма хабања.
- Испитивања у условима подмазивања показују да са порастом нормалног оптерећења расте хабање, док истовремено хабање опада са порастом брзине клизања.

- Праћењем фрикционих карактеристика хибридних композита у условима подмазивања утврђено је да се коефицијент трења креће у границама од 0.05÷0.15. Евидентно је да код свих материјала коефицијент трења опада са порастом брзине клизања, а расте са повећањем оптерећења.
- У почетном тренутку контакт између диска и блока остварује се по линији и тада се јавља гранично подмазивање. Након преласка контакта из линије у површину, већа количина мазива улази у зону контакта, и тада се јавља мешовито подмазивање.
- Највећи коефицијент трења поседује композитни материјал са 10% SiC, A356+10SiC. Посебно велики скок коефицијента трења јавља се при најмањем оптерећењу од 40 N и при највећој брзини клизања. За поједине режиме испитивања, коефицијент трења има дупло веће вредности коефицијента трења у односу на основни материјал. Додавањем графита од 1% коефицијент трења опада за 10÷20%. Коефицијент трења такође опада за још 10÷20% код хибридног композита са 3% графита. Даље повећање масеног удела графита од 5% изазива раст коефицијента трења. Утицај графита на промену коефицијента трења је очигледан.
- Најбоље триболошке и фрикционе карактеристике у условима подмазивања поседује хибридни композит са 3% графита A356+10SiC+3Gr.
- Анализа узорака на СЕМ микроскопу показује да је главни механизам хабања код анализираних узорака при малим брзинама клизања – атхезионо хабање. Овај облик хабања се одликује стварањем и разарањем фрикционих веза које се манифестују стварањем малих јамица и трансфера материјала по контактної површини.
- При већим брзинама клизања и при већим нормалним оптерећењима као главни механизам хабања јавља се абразивно хабање, које се одликује јако израженим браздама и повећаним хабањем.
- ЕДС анализа трагова хабања показује да се у композитном материјалу налазе гвожђе (Fe) и кисеоник (O). До појаве гвожђа долази услед дејства SiC по диску. Као последица тога, честице гвожђа оксидишу, улазе у структуру мекшег тела и доводе до стварања комбинованог слоја - MML (*mechanically mixed layer*).

Свеобухватном анализом резултата и изведених закључака може се констатовати да су постављени циљеви и задаци реализовани у потпуности. Очигледно да промена масеног удела ојачивача хибридних композита директно утиче на њихове механичке и триболошке карактеристике. Испитивања триболошких карактеристика хибридних композита у лабораторијским условима показала су како оптерећење, брзина клизања, пут клизања и подмазивање утичу на њихово триболошко понашање.

Испитивања без подмазивања показују да најбоље триболошке карактеристике поседује хибридни композит са 1% графита (A356+10SiC+1Gr).

Најбоље триболошко и фрикционо понашање у условима са подмазивањем у свим режима испитивања има хибридни композит A356+10SiC+3Gr.

Добијени резултати недвосмислено показују да је постигнут очигледан напредак у погледу триболошких карактеристика нових хибридних композита. Истовремено, јављају се и нови задаци и проблеми које би требало решити у будућности. Предмети и правци даљег истраживања могу бити:

- Испитање утицаја величине честица ојачивача на триболошко понашање хибридних композита са основом А356,

- Истраживање утицаја промене масеног (или запреминског) удела ојачивача SiC и графита на триболошке карактеристике композита,
- Упоредно триболошко испитивање на “pin on disc” трибометру,
- Могућност употребе молибден-дисулфата (MoS₂) или неког другог ојачивача,
- Ливење и израда кочионог диска од алуминијумске легуре А356 ојачане силицијум-карбидом и графитом,
- Испитивање кочионог диска направљеног од хибридног композитног материјала у реалним експлоатационим условима.

9

ЛИТЕРАТУРА

1. M.Babić, S.Mitrović, *Tribological characteristics of composites based on ZA alloy*, Monograph, Faculty of Mechanical Engineering, Kragujevac, 2007.
2. S.Mitrovic, *Tribological Properties of Composites with Base Matrix of the Za-27 Alloy*, Ph.D. Dissertation, Kragujevac, 2007.
3. А.Венцл, *Истраживање могућности побољшања триболошких карактеристика Al-Si легуре у условима клизања*, Докторска дисертација, Машински факултет Универзитета у Београду, Београд, 2008.
4. M.K.Surappa, *Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities*, Sādhanā, 28(1-2), 319–334, 2003.
5. N.Chawla, K.K.Chawla, *Metal Matrix Composites*, New York, Springer, 402, 2006.
6. K.U.Kainer, *Metal Matrix Composites. Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering*, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGa, 2006.
7. A.Evans, C.S.Marchi, A.Mortensen, *Metal Matrix Composites in Industry*, Dordrecht, the Netherlands, Kluwer Academic Publishers, 2003.
8. T.Filetin, *Suvremeni materijali i postupci*, Hrv. društvo za materijale i tribologiju, Zagreb, 2005.
9. P.Rohatgi, *Metal-matrix composites*, Defence Science Journal, 43(4), 323-349, 1993.
10. A.Vencl, A.Rac, *New wear resistant Al based materials and their application in automotive industry*, MVM – International Journal for Vehicle Mechanics, Engines and Transportation System, 30, Special Edition, 115-139, 2004.
11. A.Vencl, A.Rac, I.Bobić, *Tribological behaviour of Al-based MMCs and their application in automotive industry*, Tribology in Industry, 26(3-4), 31-38, 2004.
12. N.Chawla, K.K.Chawla, *Metal-Matrix Composites in Ground Transportation*, Journal of Metals / JOM, 58(11), 67-70, 2006
13. Business Communications Company, *RGB-108N Metal Matrix Composites in the 21st Century: Markets and Opportunities*, 2006.
14. W.H.Hunt, D.B.Miracle, *Automotive Applications of Metal-Matrix Composites*, in: D. B. Miracle, S. L. Donaldson (Ed.), ASM Handbook, Volume 21: Composites, ASM International, 1029-1032, 2001.
15. S.V.Prasad, R.Asthana, *Aluminum metal–matrix composites for automotive applications: tribological considerations*, Tribology Letters, 17(3), 445-453, 2004.

16. B.C.Pai, T.P.D.Rajan, R.M.Pillai, *Aluminium matrix composite castings for automotive applications*, Indian foundry journal, 50, 30–39, 2004.
17. J.E.Allison, G.S.Cole, *Metal-matrix Composites in the Automotive Industry: opportunities and challenges*, Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, 45(1), 19-24, 1993.
18. V.M.Kevorkijan, *Aluminum Composites for Automotive Applications: A Global Perspective*, Journal of Metals / JOM, 51(11), 54-58, 1999.
19. P.K.Rohatgi, D.Weiss, N.Gupta, *Applications of Fly Ash in Synthesizing Low-Cost MMCs for Automotive and Other Applications*, 71-76, 2006.
20. F.Bechmann, P.Fallböhmer, R.Stauber, C.Rauber, et al., *Reinforced Light Metals for Automotive Applications*, SAE Technical Paper 2007-01-1228, 2007.
21. D.B.Miracle, *Metal matrix composites – From science to technological significance*, Composites Science and Technology, 65 (15–16), 2526-2540, 2005.
22. T.Donomoto, K.Funatani, N.Miura, N.Miyake, *Ceramic Fiber Reinforced Piston for High Performance Diesel Engines*, SAE Technical Paper 830252, 1983.
23. K.Hamajima, A.Tanaka, T.Suganama, JSAE, 11, 80-84, 1990.
24. F.H.Froes, R.H.Jones, *Light Met. Age*, 57 (1, 2), 117–121, 1999.
25. G.Mendelson, *Trackside*, 7 (23), 82–88, 1996.
26. A.Daoud, M.T. Abou El-khair, *Wear and friction behaviour of sand cast brake rotor made of A359-20 vol. % SiC particle composites sliding against automobile friction material*, Tribology International, 43, 544-553, 2010.
27. J.Goñi, P.Egizabal, J.Coleto, I.Mitxelena, J.R.Guridi, *High performance automotive and railway components made from novel competitive aluminium composites*, Materials Science and Technology, 19(7), 931-934, 2003.
28. G.Straffelini, M.Pellizzari, A.Molinari, *Influence of load and temperature on the dry sliding behavior of Al-based metal-matrix-composites against friction material*, Wear, 256, 754–763, 2004.
29. R.K.Uyyuru, M.K.Surappa, S.Brusetaug, *Effect of reinforcement volume fraction and size distribution on the tribological behavior of Al-composite/brake pad tribo-couple*, Wear, 260, 1248–1255, 2006.
30. N.Natarajan, S.Vijayarangan, I.Rajendran, *Wear behavior of A356/25SiCp aluminum matrix composites sliding against automobile friction material*, Wear, 261, 812–822, 2006.
31. A.A.Adebisi, M.A.Maleque, M.M.Rahman, *Metal matrix composite brake rotor: historical development and product life cycle analysis*, International Journal of Automotive and Mechanical Engineering (IJAME), 4, 471-480, 2011.
32. K.A.Schwetz, *Silicon Carbide Based Hard Material. Handbook of Ceramic Hard Materials*, Riedel, R. (ed.), Wiley-VCH, Weinheim, 1, 683-748, 2000.
33. J.P.Davim, (Ed.), *Machining of Metal Matrix Composites*, Springer, London, 2011.
34. B.Stojanović, M.Babić, S.Mitrović, A.Vencl, N.Miloradović, M.Pantić, *Tribological characteristics of aluminum hybrid composites reinforced with silicon carbide and graphite*, Journal of the Balkan Tribological Association, 19(1), 83-96, 2013.
35. K.Ravindran, R.Manisekar, P.Narayanasamy, N.Narayanasamy, *Tribological behaviour of powder metallurgy-processed aluminium hybrid composites with the addition of graphite solid lubricant*, Ceramics International, 2012 (у штапми).

36. 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, 39, 42-54, 2012.
37. M.L.Ted Guo, C.-Y.A.Tsao, *Tribological behavior of self-lubricating aluminium/SiC/graphite hybrid composites synthesized by the semi-solid powder-densification method*, Composites Science and Technology, 60(1), 65-74, 2000.
38. A.R.Riahi, A.T.Alpas, *The role of tribo-layers on the sliding wear behaviour of graphitic aluminum matrix composites*, Wear, 251, 1396-407, 2001
39. S.Basavarajappa, G.Chandramohan, K.Mukund, M.Ashwin, M.Prabu, *Dry sliding wear behavior of Al 2219/SiCp-Gr hybrid metal matrix composites*, Journal of Materials Engineering and Performance, 15(6), 668-674, 2006.
40. S.Basavarajappa, G.Chandramohan, *Dry sliding wear behavior of hybrid metal matrix composites*, Materials Science, 11(3), 253-257, 2005.
41. S.Basavarajappa, G.Chandramohan, A.Mahadevan, *Influence of sliding speed on the dry sliding wear behaviour and the subsurface deformation on hybrid metal matrix composite*, Wear, 262, 1007-1012, 2007.
42. S.Suresha, B.K.Sridhara, *Wear characteristics of hybrid aluminium matrix composites reinforced with graphite and silicon carbide particulates*, Original Research Article, Composites Science and Technology, 70(11), 1652-1659, 2010.
43. S.Suresha, B.K.Sridhara, *Effect of addition of graphite particulates on the wear behavior in aluminium-silicon carbide-graphite composites*, Materials & Design, 31, 1804-1812, 2010.
44. S.Suresha, B.K.Sridhara, *Effect of silicon carbide particulates on wear resistance of graphitic aluminium matrix composites*, Materials & Design, 31(9), 4470-4477, 2010.
45. S.Suresha, B.K. Sridhara, *Friction characteristics of aluminium silicon carbide graphite hybrid composites*, Materials & Design, 34, 576-583, 2012.
46. J.Leng, L.Jiang, G.Wu, S.Tian, G.Chen, *Effect of Graphite Particle Reinforcement on Dry Sliding Wear of SiC/Gr/Al Composites*, Rare Metal Materials and Engineering, 38(11), 1894-1898, 2009.
47. J.Leng, G.Wu, Q.Zhou, Z.Dou, X.Huang, *Mechanical properties of SiC/Gr/Al composites fabricated by squeeze casting technology*, Scripta Materialia, 59(6), 619-622, 2008.
48. S. Mahdavi, F. Akhlaghi, *Effect of SiC content on the processing, compaction behavior, and properties of Al6061/SiC/Gr hybrid composites*, Journal of Materials Science, 46(5), 1502-1511, 2011.
49. F.Akhlaghi, S.Mahdavi, *Effect of the SiC Content on the Tribological Properties of Hybrid Al/Gr/SiC Composites Processed by In Situ Powder Metallurgy (IPM) Method*, Advanced Materials Research, 1878-1886, 2011.
50. S.Mahdavi, F.Akhlaghi, *Effect of the Graphite Content on the Tribological Behavior of Al/Gr and Al/30SiC/Gr Composites Processed by In Situ Powder Metallurgy (IPM) Method*, Tribology Letters, 44, 1-12, 2011.
51. S.Mahdavi, F.Akhlaghi, *Effect of the SiC particle size on the dry sliding wear behavior of SiC and SiC-Gr-reinforced Al6061 composites*, Journal of materials science, 46(24), 7883-7894, 2011.
52. W.Ames, A.T.Alpas, *Wear mechanisms in hybrid composites of graphite-20% SiC in A356 aluminum alloy*, Metall.Mater.Trans. A; 26, 85-98, 1995.

53. A.Vencl, I.Bobic, S.Arostegui, B.Bobic, A.Marinkovic, M. Babic, *Structural, mechanical and tribological properties of A356 aluminium alloy reinforced with Al₂O₃, SiC and SiC + graphite particles*, Journal of Alloys and Compounds, 506, 631-639, 2010.
54. A.Vencl, I.Bobic, B.Stojanovic, *Tribological properties of A356 Al-Si alloy composites under dry sliding conditions*, Industrial Lubrication and Tribology, 66(3), 2014 (у штампи).
55. A.Vencl, A.Marinkovic, *Influence of the solid lubricant particles reinforcement on composites tribological properties*, 11th International Conference on Tribology, Belgrade, 78-83, 2009.
56. M.Lagiewka, Z.Konopka, A.Zyska, M.Nadolski, *Examining of abrasion resistance of hybrid composites reinforced with SiC and C_{gr} particles*, Archives and Foundry engineering, 8(3), 59-62, 2008.
57. J.Leng, L.Jiang, Q.Zhang, G.Wu, D.Sun, Q.Zhou, *Study of machinable SiC/Gr/Al composites*, Journal of Materials Science, 43(19), 6495-6499, 2008.
58. J.Leng, Q.Zhou, Q.Zhao, G.Wu, *Properties of Hybrid-Reinforced Aluminum Matrix Composites for Precision Instruments*, Journal of inorganic and organometallic polymers and materials, 22(1), 253-257, 2012.
59. P.Ravindran, K.Manisekar, P.Rathika, *Tribological Properties of Powder Metallurgy - Processed Aluminium Self Lubricating Hybrid Composites with SiC Additions*, Materials & Design, 45, 561-570, 2013.
60. G.Pandi, S.Muthusamy, *A Review on Machining and Tribological Behaviors of Aluminium Hybrid Composites*, Procedia Engineering, 38, 1399-1408, 2012.
61. V.Sharma, S.Kumar, R.S.Panwar, O.P.Pandey, *Microstructural and wear behavior of dual reinforced particle (DRP) aluminum alloy composite*, Journal of materials science, 47(18), 6633-6646, 2012.
62. S.Mitrović, M.Babić, B.Stojanović, N.Miloradović, M.Pantić, D.Džunić, *Tribological Potential of Hybrid Composites Based on Zinc and Aluminium Alloys Reinforced with SiC and Graphite Particles*, Tribology in Industry, 34(4), 177-185, 2012.
63. A.Devaraju, A.Kumar, V.Kotiveerachari, *Influence of Rotational speed and Reinforcements on Wear and Mechanical properties of Aluminum Hybrid Composites via Friction Stir Processing*, Materials & Design, 2012 (у штампи).
64. И.Бобић, *Развој поступака прераде у получврстом стању (rheo и compro-casting процеса) и утицај начина управљања процесима на квалитет производа на бази легуре ZnAl25Cu3*, Докторска дисертација, Технолошко-металуршки факултет, Универзитет у Београду, Београд, 2002.
65. И.Бобић, А.Венцл, М.Бобић, С.Митровић, Б.Бобић, *Технолошки поступак добијања двојног хибридног композита са основом од А356 легуре алуминијума уз додатак 10 мас. % честица SiC и 1 мас. % честица графита*, Машински факултет Универзитета у Београду, Техничко решење, 2011.
66. И.Бобић, А.Венцл, М.Бобић, С.Митровић, Б.Бобић, *Технолошки поступак добијања композита са основом од AlSi7Mg0.3 (А356) легуре уз додатак ситних честица Al₂O₃ (битно побољшан постојећи производ или технологија)*, Машински факултет Универзитета у Крагујевцу, TP-06/2010, 2010.
67. S.Naher, D.Brabazon, L.Looney, *Simulation of the stir casting process*, Journal of Materials Processing Technology, 143-144, 567-571, 2003.

68. M.Rosso, *Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties*, Journal of Materials Processing Technology, 175(1-3), 364-375, 2006.
69. H.Ribes, M.Suery, *Effect of particle oxidation on age hardening of Al-Si-Mg/SiC composites*, Scripta Metallurgica, 23(5), 705-709, 1989.
70. R.Rahmani Fard, F.Akhlaghi, *Effect of extrusion temperature on the microstructure and porosity of A356-SiCp composites*, Journal of Materials Processing Technology, 187-188, 433-436, 2007.
71. A.Kearney, E.L.Rooy (Rev.), *Aluminum foundry products*, ASM Handbook, vol. 2, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM International, Metals Park, 123-151, 1990.
72. P.Rohatgi, *Cast aluminum-matrix composites for automotive applications*, JOM, 42(4), 10-15, 1991.
73. B.-Ch. Goo, M.-H. Kim, *Characteristics of A356/SiC_p and A390/SiC_p composites*, Journal of Mechanical Science and Technology, 26 (7), 2097-2100, 2012.
74. A.Daoud, W.Reif, *Influence of Al₂O₃ particulate on the aging response of A356 Al-based composites*, Journal of Materials Processing Technology, 123(2), 313-318, 2002.
75. S.A.Alidokht, A.Abdollah-zadeh, S. Soleymani, H. Assadi, *Microstructure and tribological performance of an aluminium alloy based hybrid composite produced by friction stir processing*, Materials & Design, 32(5), 2727-2733, 2011.
76. D.Cree, M.Pugh, *Dry wear and friction properties of an A356/SiC foam interpenetrating phase composite*, Wear, 272(1), 88-96, 2011
77. S. Zhang, Y. Zhao, G. Chen, X. Cheng, *(Al₂O₃+Al₃Zr)/A356 nanocomposites fabricated by magnetochemistry in situ reaction*, Journal of Alloys and Compounds, 475(1-2), 261-267, 2009.
78. K.Naplocha, K.Granat, *Dry sliding wear of Al/Saffil/C hybrid metal matrix composites*, Wear, 265(11-12), 1734-1740, 2008.
79. N.Jha, A.Badkul, D.P.Mondal, S.Das, M.Singh, , *Sliding wear behaviour of aluminum syntactic foam: A comparison with Al-10 wt% SiC composites*, Tribology International, 44(3), 220-231, 2011.
80. P.L.Menezes, P.K.Rohatgi, M.R.Lovell, *Self-Lubricating Behavior of Graphite Reinforced Metal Matrix Composites*, Green tribology, Green Energy and Technology, 3, 445-480, 2012.
81. J.B.Yang, C.B.Lin, T.C.Wang, H.Y.Chu, *The tribological characteristics of A356.2Al alloy/Gr_(p) composites*, Wear, 257(9-10), 941-952, 2004.
82. И.Бобић, М.Бабић, С.Митровић, А.Венцл, Б.Бобић, Б.Тадић, *Керамички лонац електроотпорне пећи за извођење компокастинг поступка (битно побољшан постојећи производ или технологија)*, Машински факултет Универзитета у Крагујевцу, ТР-08/2010, 2010.
83. 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, 32(3), 159-170, 2008.
84. T.C.Tszeng, *The effects of particle clustering on the mechanical behavior of particle reinforced composites*, Composites Part B: Engineering, 29(3), 299-308, 1998.
85. А.Рац, *Мазива и подмазивање машина*, Машински факултет Београд, 2007.
86. Б.Ивковић, А.Рац, *Трибологија*, Југословенско друштво за трибологију, Крагујевац, 1985.

87. С.Танасијевић, *Основи трибологије машинских елемената*, Научна књига, Београд, 1989.
88. Б.Стојановић, *Карактеристике триболошких процеса зупчастих каишева*, Магистарска теза, Машински факултет у Крагујевцу, 2007.
89. М.Бабич, А.Венцл, С.Митровић, И.Бобић, *Influence of T4 heat treatment on tribological behavior of ZA27 alloy under lubricated sliding condition*, Tribology Letters, 36(2), 125-134, 2009.
90. М.Бабич, С.Митровић, Р.Нинковић, *Tribological Potencial of Zinc-Aluminium Alloys Improvement*, Tribology in Industry, 31(1&2), 15-28, 2009.
91. М.Бабич, С.Митровић, В.Јерemiћ, *The influence of heat treatment on the sliding wear behavior of a ZA-27 alloy*, Tribology International, 43(1-2), 16-21, 2010.
92. М.Бабич, С.Митровић, Ф.Зивич, *Effects of Al₂O₃ particle reinforcement on the lubricated sliding wear behavior of ZA-27 alloy composites*, Journal of Materials Science, 46(21), 6964-6974, 2011.
93. В.Стојановић, М.Бабич, Н.Марјановић, Л.Ивановић, А.Илић, *Tribomechanical systems in mechanical power transmitters*, Journal of the Balkan Tribological Association, 18(4), 497-506, 2012.
94. Н.Марјановић, В.Ивковић, М.Благојевић, В.Стојановић, *Experimental determination of friction coefficient at gear drives*, Journal of the Balkan Tribological Association, 16(4), 517-526, 2011.
95. В.Стојановић, С.Танасијевић, Н.Марјановић, Л.Ивановић, М.Благојевић, *Wear as the criterion of mechanical transmitters working life*, Journal of the Balkan Tribological Association, 17(2), 215-222, 2011.
96. Н.Марјановић, В.Ивковић, В.Стојановић, М.Благојевић, *Disk on Disk Test of Gear Pair Power Losses*, Tribology in Industry, 32(4), 10-16, 2010.
97. Talisyrf 6 System, Operator's handbook, Rank Taylor Hobson.
98. Ф.Живић, *Нанотрибометрија напредних триболошких материјала*, докторска дисертација, Факултет Инжењерских наука, Крагујевац, 2012.
99. JSM-6610LV Scanning Electron Microscope, SEM Specifications Guide, 2011.
100. Н.Јанг, К.Ко, С.Ј.Ким, Р.Н.Басч, Ј.В.Фаш, *The effect of metal fibers on the friction performance of automotive brake friction materials*, Wear, 256(3-4), 406-414, 2004.
101. М.Баки Карамис, Ф.Назли Сари, В.Ертурун, *Friction and wear behaviors of reciprocatingly extruded Al-SiC composite*, Journal of Materials Processing Technology, 212(12), 2578-258, 2012.
102. Р.С.Шивамурти, М.К.Сурappa, *Tribological characteristics of A356 Al alloy-SiCP composite discs*, Wear, 271(9-10), 1946-1950, 2011.
103. С.С.Рамеш, С.К.Срививас, *Friction and wear behavior of laser-sintered iron-silicon carbide composites*, Journal of Materials Processing Technology, 209(14), 5429-5436, 2009.
104. Д.Јун, Л.Јао-хуи, Ј.Си-ронг, Л.Вен-фанг, *Dry sliding friction and wear properties of Al₂O₃ and carbon short fibres reinforced Al-12Si alloy hybrid composites*, Wear, 257(9-10), 930-940, 2004.
105. Сударшан, М.К.Сурappa, *Dry sliding wear of fly ash particle reinforced A356 Al composites*, Wear, 265(3-4), 349-360, 2008.
106. М.Сингх, Д.П.Мондал, Р.Дасгупта, В.К.Прасад, А.К.Јха, А.Н.Јегнесваран, *Effect of sillimanite particle reinforcement on dry sliding wear behaviour of aluminium alloy composite*, Materials Science and Technology, 19(3), 303-312, 2003.
107. С.Вилсон, А.Т.Алпас, *Effect of temperature on the sliding wear performance of Al alloys and Al matrix composites*, Wear, 196(1-2), 270-278, 1996.

- 108.** L.Ceschini, C.Bosi, A.Casagrande, G.L.Garagnani, *Effect of thermal treatment and recycling on the tribological behaviour of an AlSiMg-SiCp composite*, *Wear*, 251(1-12), 1377-1385, 2001.
- 109.** M.Kozma, *Friction and wear of aluminum matrix composites*, Proc. National Tribology Conf. "ROTRIB'03," Galati, Rumania, 99-106, 2003.
- 110.** G.Straffelini, F.Bonollo, A.Molinari, A.Tiziani, *Influence of matrix hardness on the dry sliding behaviour of 20 vol.% Al₂O₃-particulate-reinforced 6061 Al metal matrix composite*, *Wear*, 211(2), 192-197, 1997.
- 111.** A.Ravikiran, M.K.Surappa, *Oscillations in coefficient of friction during dry sliding of A356 Al-30% wt SiCp MMC against steel*, *Scripta Mater.* 36, 95-98, 1997.
- 112.** H.Dan, C.Wei-ping, Z.Shao-yang, H.Zeng-xian, *Dry friction and wear performance of SiC 3D continuous ceramic frame reinforced 7075Al alloy*, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 20(1), 2010.
- 113.** M.Roy, B. enkataraman, V.V.Bhanuprasad, Y.R.Mahajan, G.Sundararajan, *The Effect of Particulate Reinforcement on the Sliding Wear Behavior of aluminum Matrix Composites*, *Metallurgical Transactions A*, 23(10), 2833-2847, 1992.
- 114.** Y.Sahin, S.Murphy, *The effect of sliding speed and microstructure on the dry wear properties of metal-matrix composites*, *Wear*, 214(1), 98-106, 1998.
- 115.** N.Ueda, K.Dohda, Z.Wang, Y.Taniguchi, *Tribo-characteristics of Al-SiC Sintered Alloy*, *Proceedings of the 2nd World Tribology Congress*, Vienna, Austria, 2001.
- 116.** K.M.Shorowordi, A.S.M.A.Haseeb, J.P.Celis, *Velocity effects on the wear, friction and tribochemistry of aluminum MMC sliding against phenolic brake pad*, *Wear*, 256, 1176-1181, 2004.
- 117.** A.M.Al-Qutub, I.M.Allam, M.A.Abdul Samad, *Wear and friction of Al-Al₂O₃ composites at various sliding speeds*, *J Mater Sci* 43, 5797-5803, 2008.
- 118.** B.K. Yen, T.Ishihara, *Effect of humidity on friction and wear of Al-Si eutectic alloy and Al-Si alloy-graphite composites*, *Wear* 198, 169-175, 1996.
- 119.** H.Yeh Chu, J.Fin Lin, *Experimental analysis of the tribological behavior of electroless nickel-coated graphite particles in aluminum matrix composites under reciprocating motion*, *Wear*, 239, 126-142, 2000.
- 120.** F.Akhlaghi, A.Zare-Bidaki. *Influence of graphite content on the dry sliding and oil impregnated sliding wear behavior of Al 2024-graphite composites produced by in situ powder metallurgy method*, *Wear*, 266, 37-45, 2009.
- 121.** Y.Q.Wanga, A.M.Afsara, J.H.Jangb, K.S.Hanb, J.I.Songa, *Room temperature dry and lubricant wear behaviors of Al₂O₃f/SiCp/Al hybrid metal matrix composites*, *Wear*, 268, 863-870, 2010.
- 122.** J.Zhou, J.Duszczuk, *The effect of graphite addition on the processing and performance of the Al-4.5Cu-SiC composites prepared from elemental powders*, *Journal Of Materials Science Letters*, 18, 51±53, 1999.
- 123.** J.Fin Lin, M.Guu Shih, Y.Wei Chen, *The tribological performance of 6061 aluminum alloy/graphite composite materials in oil lubrications with EP additives*, *Wear*, 198, 58-70, 1996.
- 124.** M.L.Ted Guo, Chi.-Y.A.Tsao, *Tribological behavior of aluminum/SiC/nickel-coated graphite hybrid composites*, *Materials Science and Engineering A*, 333, 134-145, 2002.
- 125.** M.O.Shabani, A.Mazahery, *Development of an Extrusion Process to Ameliorate the Tribological Properties of Heat Treated Al Mg Si (Cu) System Alloys Matrix Composites in Consolidated State*, *Tribology in Industry*, 34(3), 166-173, 2012.

126. M.Kathiresan, T.Sornakumar, *Friction and wear studies of die cast aluminum alloy-aluminum oxide-reinforced composites*, Industrial Lubrication and Tribology, 62(6), 361 – 371, 2010.
127. K.Umanath, S.T.Selvamani, K.Palanikumar, *Friction and Wear Behaviour of Al-6061 Alloy (SiCp + Al₂O₃p) Hybrid Composites*, International Journal of Engineering Science and Technology, 3(7), 5441-5451, 2011.
128. A.P.Sannino, H.J.Rack, *Dry sliding wear of discontinuously reinforced aluminum composites: review and discussion*, Wear 189, 1-19, 1995.
129. C.Velmurugan, R.Subramanian, S.Thirugnanam, B.Anandavel, *Investigation of Friction and Wear Behavior of Hybrid Aluminium Composites*, Industrial Lubrication and Tribology, 64(3), 6 – 6, 2012.
130. M.Singla, L.Singh, V.Chawla, *Study of Wear Properties of Al-SiC Composites*, Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering, 8(10), 813-819, 2009.
131. M.Asif, K.Chandra, P.S.Misra, *Development of Aluminium Based Hybrid Metal Matrix Composites for Heavy Duty Applications*, Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering, 10(14), 1337-1344, 2011.
132. S.Zhang, F.Wang, *Comparison of friction and wear performances of brake material dry sliding against two aluminum matrix composites reinforced with different SiC particles*, Journal of Materials Processing Technology, 182(1–3), 122-127, 2007.
133. R.K.Uyyuru, M.K.Surappa, S.Brusetaug, *Tribological behavior of Al-Si-SiCp composites/automobile brake pad system under dry sliding conditions*, Tribology International, 40(2), 365-373, 2007.
134. R.N.Rao, S.Das, *Effect of applied pressure on the tribological behaviour of SiCp reinforced AA2024 alloy*, Tribology International, 44(4), 454-462, 2011.
135. V.R.Rajeev, D.K.Dwivedi, S.C.Jain, *Dry reciprocating wear of Al-Si-SiCp composites: A statistical analysis*, Tribology International, 43(8), 1532-1541, 2010.
136. A.Martin, J.Rodriguez, J.Llorca, *Temperature effects on the wear behavior of particulate reinforced Al-based composites*, Wear, 225, 615–620, 1999.
137. D.Bialo, J.Zhou, J.Duszczyk, *The tribological characteristics of the Al-20Si-3Cu-1Mg alloy reinforced with Al₂O₃ particles in relation to the hardness of a mating steel*. Journal Of Materials Science, 35(21), 5497-5501, 2001.
138. B.Venkataraman, G.Sundararajan, *The sliding wear behaviour of al-sic particulate composites-i. Macrobehaviour*, Acta mater., 44(2), 451-460, 1996.
139. K.Ravi Kumar, K.M.Mohanasundaram, G.Arumaikkannu, R.Subramanian, B.Anandavel, *Influence of Particle Size on Dry Sliding Friction and Wear Behavior of Fly Ash Particle - Reinforced A 380 Al Matrix Composites*, European Journal of Scientific Research, 60 (3), 410-420, 2011.
140. W.TianChi, F.TongXiang, Z.Di, Z.GuoDing, *The fabrication and wear properties of C/Al and (C +SiC)/Al composites based on wood template*, Mater. Lett., 60, 2695–2699, 2006.
141. J.Rodriguez, P.Poza, M.A.Garrido, A.Rico, *Dry sliding wear behaviour of aluminium–lithium alloys reinforced with SiC particles*, Wear, 262, 292–300, 2007.
142. L.Jung-moo, K.Suk-bong, H.Jianmin, *Dry sliding wear of MAO-coated A356/20 vol.% SiCp composites in the temperature range 25–180°C*, Wear, 264, 75–85, 2008.

- 143.** R.N.Rao, S.Das, D.P.Mondal, G.Dixit, *Effect of heat treatment on the sliding wear behaviour of aluminium alloy (Al–Zn–Mg) hard particle composite*, Tribology International, 43, 330–339, 2010.
- 144.** M.Gui, S.B.Kang, *Dry sliding wear behavior of plasma-sprayed aluminum hybrid composite coating*, Metall. Mater. Trans., A 32A, 2383–2392, 2001.
- 145.** A.K.Mondal, S.Kumar, *Dry sliding wear behaviour of magnesium alloy based hybrid composites in the longitudinal direction*, Wear, 267, 458–466, 2009.
- 146.** R.N.Rao, S.Das, D.P.Mondal, G.Dixit, *Dry sliding wear behaviour of cast high strength aluminium alloy (Al–Zn–Mg) and hard particle composites*, Wear, 267, 1688–1695, 2009.
- 147.** B.Venkataraman, G.Sundararajan, *Correlation between the characteristics of the mechanically mixed layer and wear behaviour of aluminium, Al-7075 alloy and Al-MMCs*, Wear, 245(1–2), 22–38, 2000.
- 148.** X.Y.Li, K.N.Tandon, *Microstructural characterization of mechanically mixed layer and wear debris in sliding wear of an Al alloy and an Al based composite*, Wear, 245(1–2), 148–161, 2000.

ПРИЛОГ

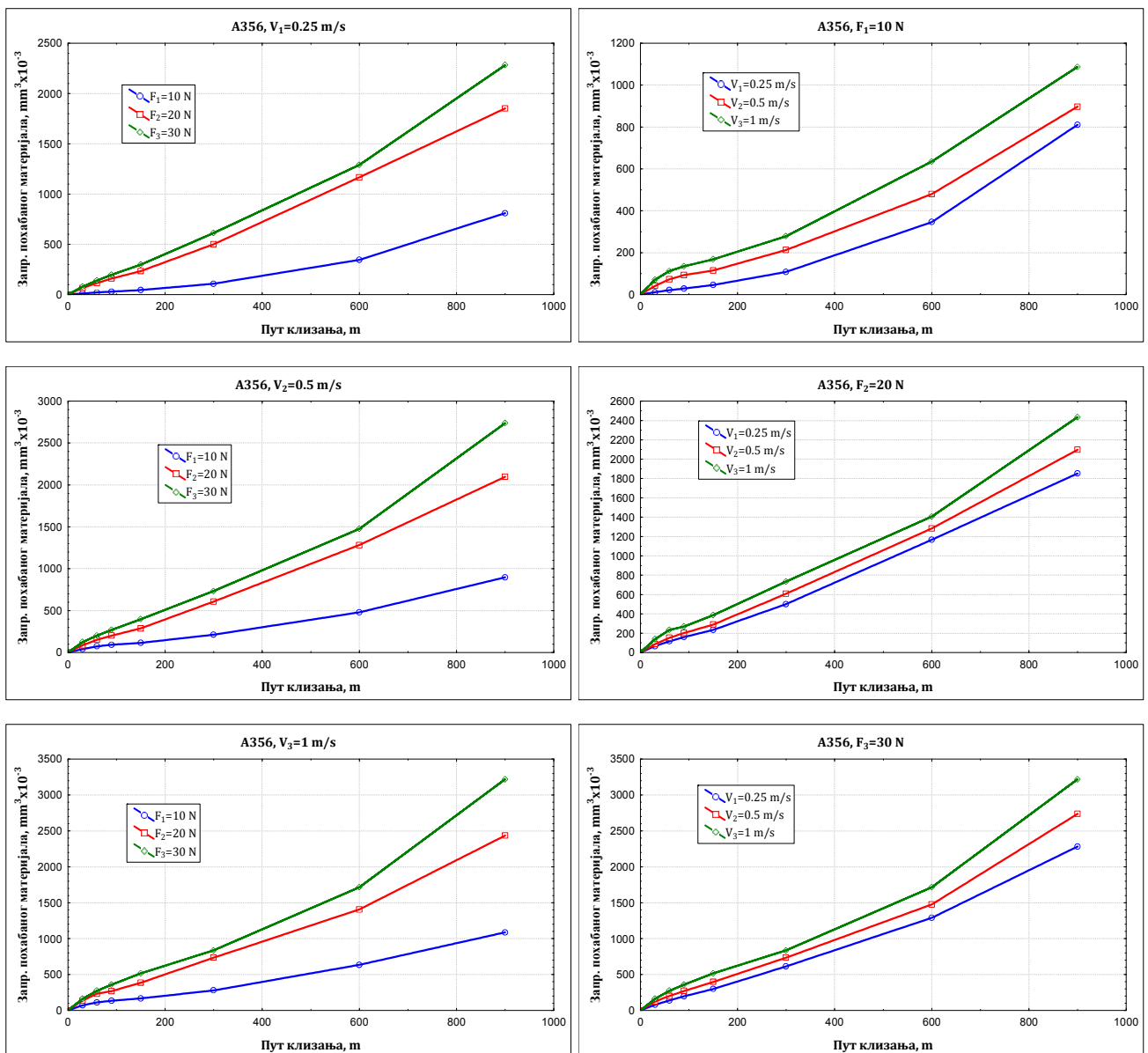
П1. Запремина похабаног материјала у условима без подмазивања

П2. Запремина похабаног материјала у условима са подмазивањем

П.1. Запремина похабаног материјала у условима без подмазивања

Табела П.1. Запремина похабаног материјала легуре А356– без подмазивања

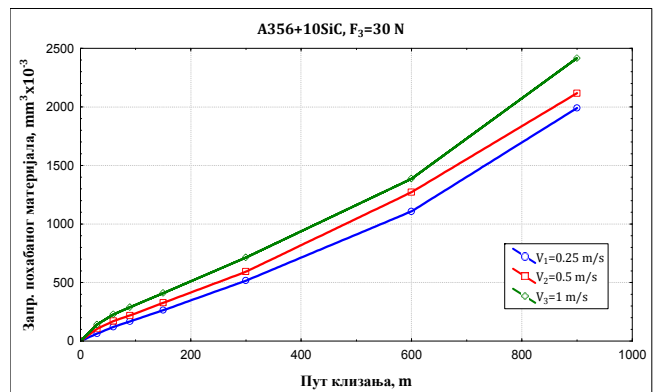
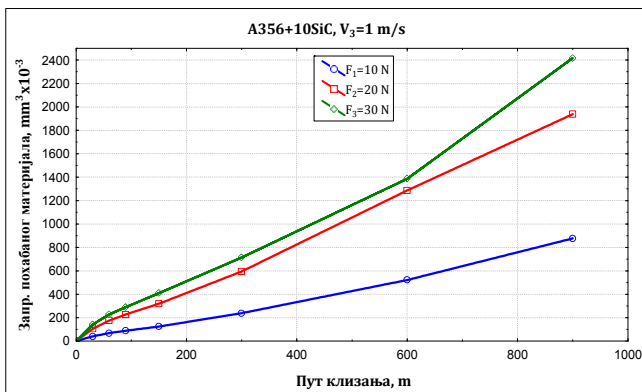
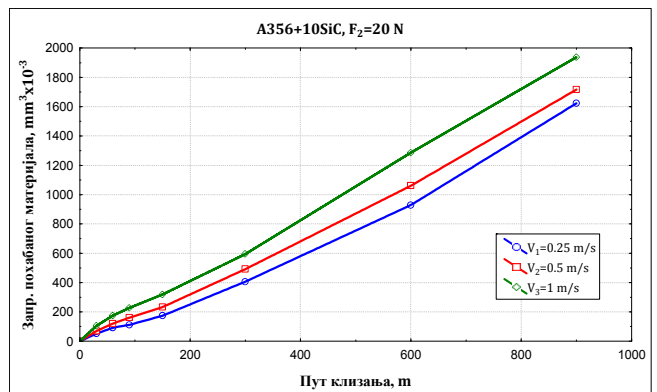
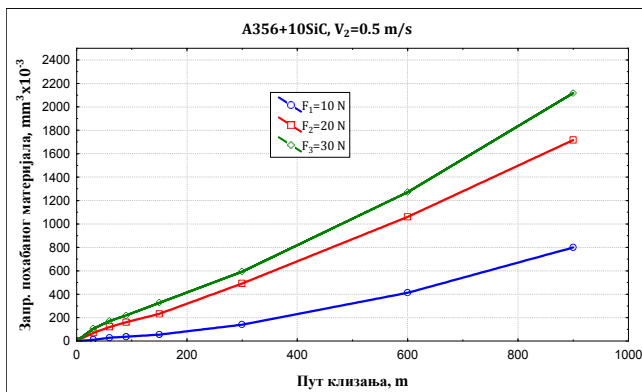
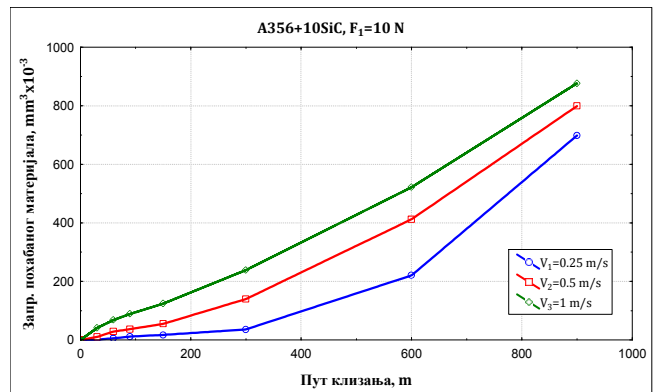
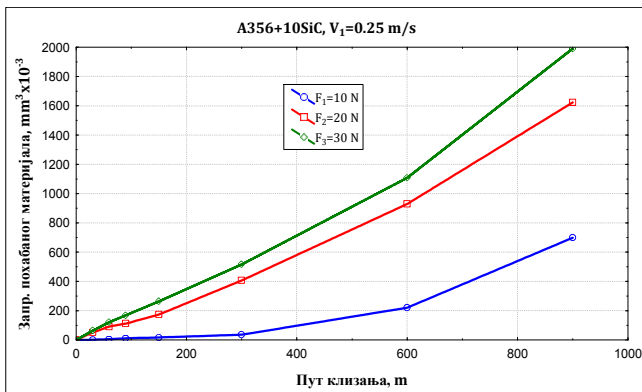
А356		Запремина похабаног материјала, $V, \text{mm}^3 \times 10^{-3}$						
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
0.25	10	11.668	21.465	29.170	45.883	108.362	346.241	810.882
	20	66.461	115.751	159.964	234.234	501.008	1166.751	1852.283
	30	78.987	140.171	197.585	298.345	612.979	1290.343	2282.425
0.5	10	41.591	73.278	93.190	115.307	213.212	480.049	897.711
	20	86.440	152.370	201.739	288.839	608.262	1283.688	2097.293
	30	123.933	202.706	270.438	397.495	734.418	1476.433	2737.864
1.0	10	70.689	112.888	135.430	168.376	278.738	635.548	1087.595
	20	137.413	234.234	268.876	386.467	734.418	1407.034	2435.454
	30	160.792	274.369	359.323	516.519	837.228	1715.708	3219.666



Слика П.1. Запремина похабаног материјала, А356, без подмазивања

Табела П.2. Запремина похабаног материјала легуре А356+10SiC – без подмазивања

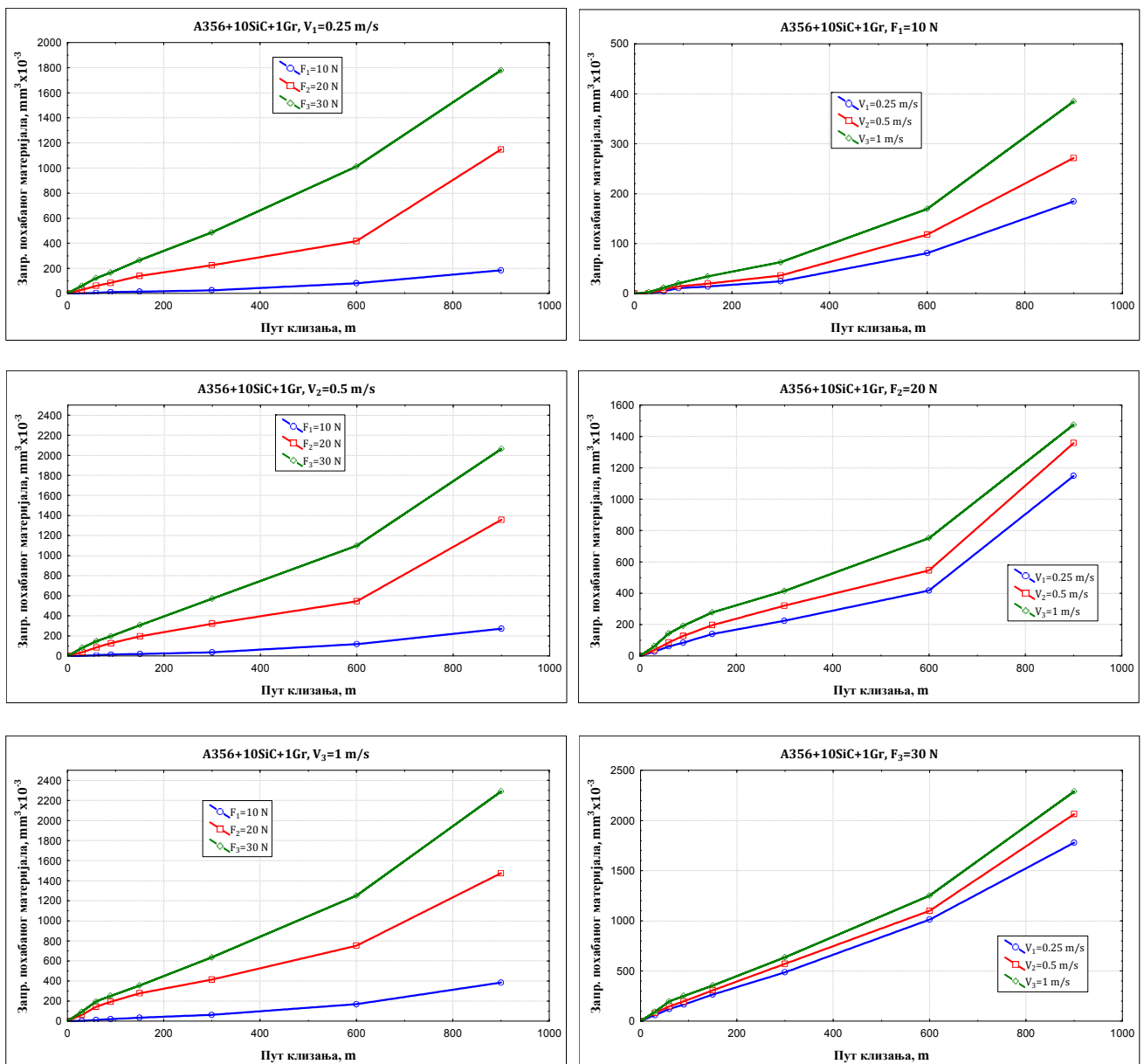
А356+10SiC		Запремина похабаног материјала, $V, \text{mm}^3 \times 10^{-3}$						
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
0.25	10	1.114	5.693	11.707	17.293	35.987	220.408	698.597
	20	50.977	92.015	111.835	173.680	406.265	928.941	1623.098
	30	63.372	121.389	168.352	263.468	515.782	1107.748	1990.821
0.5	10	10.399	28.708	36.988	54.954	139.881	412.289	799.233
	20	69.028	120.277	160.971	232.928	491.564	1060.591	1716.884
	30	104.200	171.423	219.413	326.259	592.547	1271.459	2117.735
1.0	10	40.744	68.265	88.898	124.086	238.836	521.663	876.994
	20	104.200	175.101	227.457	318.978	594.478	1286.507	1937.824
	30	141.358	228.136	289.740	409.270	713.773	1386.104	2417.097



Слика П.2. Запремина похабаног материјала, А356+10SiC, без подмазивања

Табела П.3. Запремина похабаног материјала легуре А356+10SiC+1Gr– без подмазивања

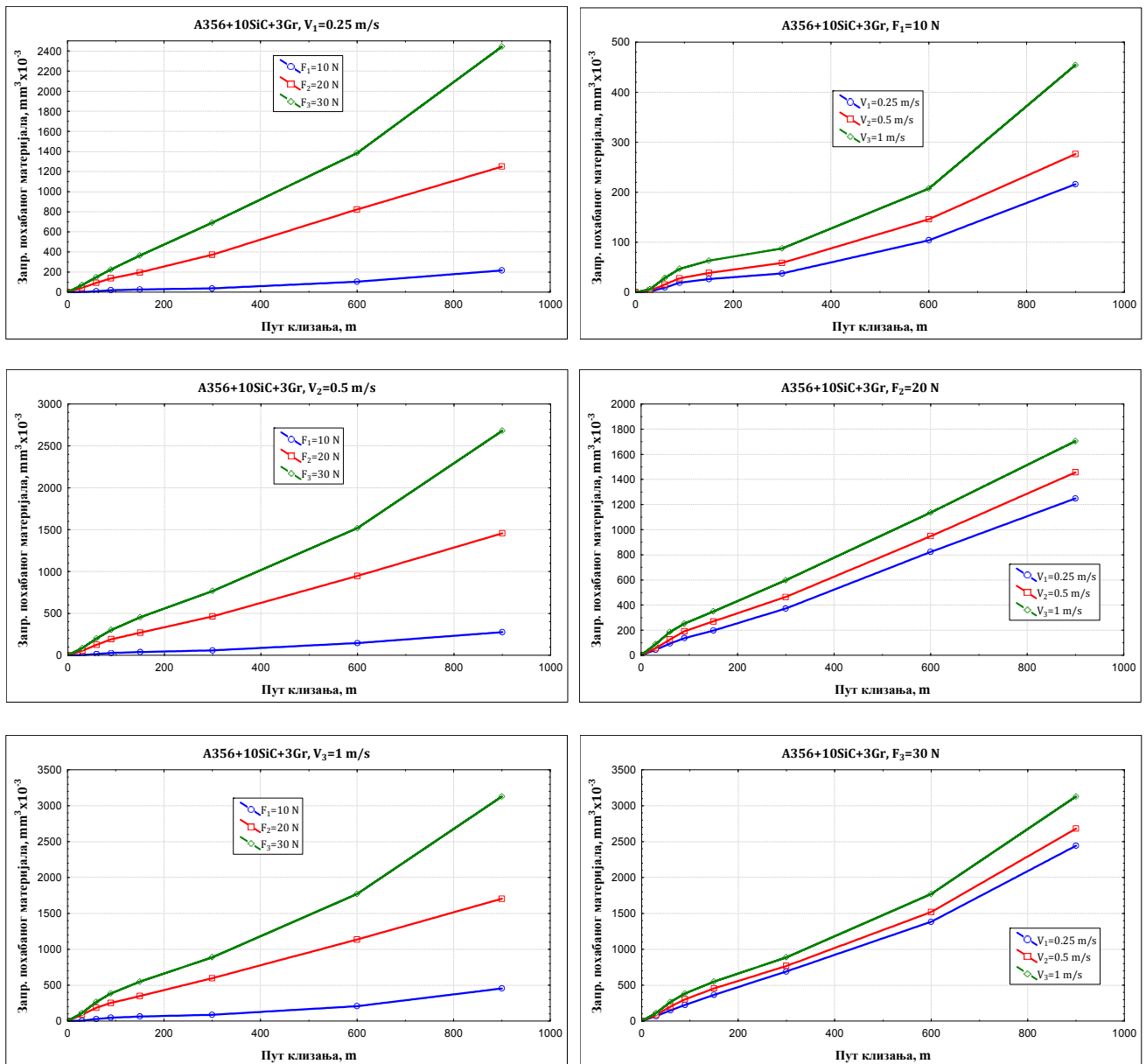
А356+10SiC+1Gr		Запремина похабаног материјала, $V, \text{mm}^3 \times 10^{-3}$						
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
0.25	10	0.956	4.763	10.883	14.265	24.652	80.989	184.671
	20	28.200	60.524	84.794	139.881	224.754	417.355	1148.267
	30	60.383	122.284	166.142	265.343	487.039	1012.035	1779.146
0.5	10	1.493	8.010	14.534	19.908	36.285	118.073	271.404
	20	37.292	86.029	127.975	196.116	321.108	545.636	1357.939
	30	81.159	148.131	197.966	306.809	571.588	1099.955	2063.969
1.0	10	3.120	11.801	20.448	34.424	63.083	169.465	384.678
	20	62.079	143.842	193.060	277.556	414.311	751.545	1475.302
	30	92.572	197.966	250.950	355.122	636.668	1251.224	2289.403



Слика П.3. Запремина похабаног материјала, А356+10SiC+1Gr, без подмазивања

Табела П.4. Запремина похабаног материјала легуре А356+10SiC+3Gr

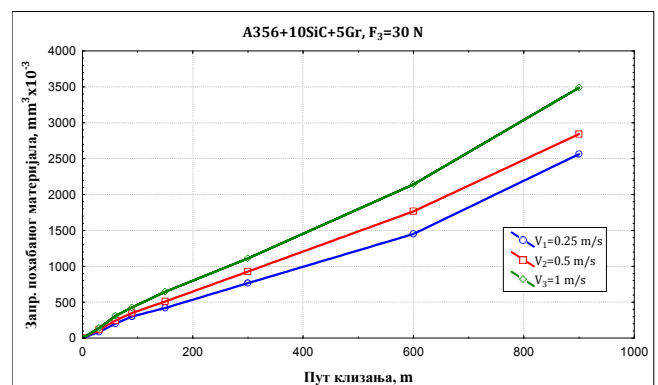
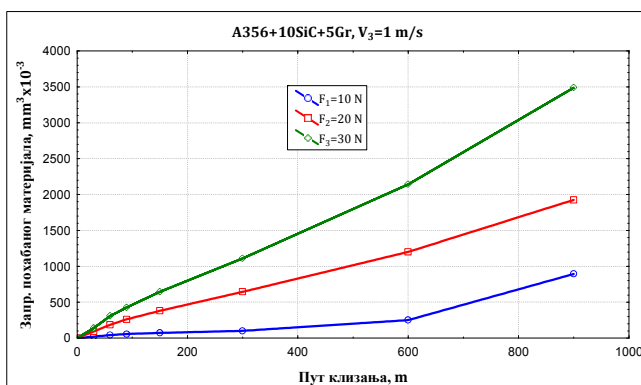
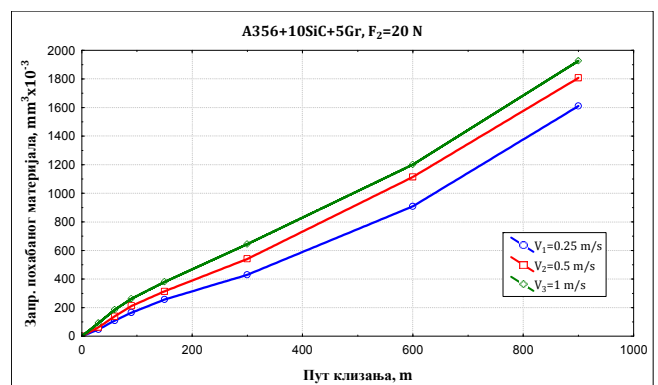
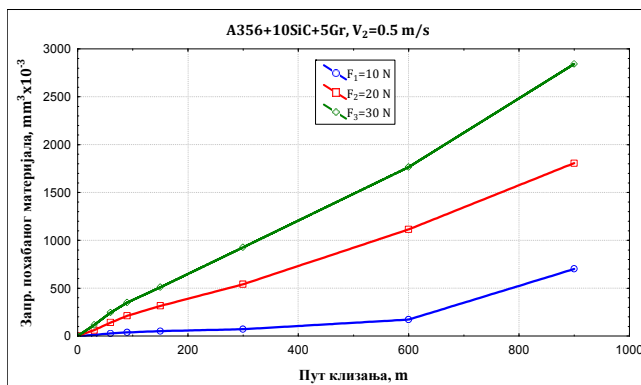
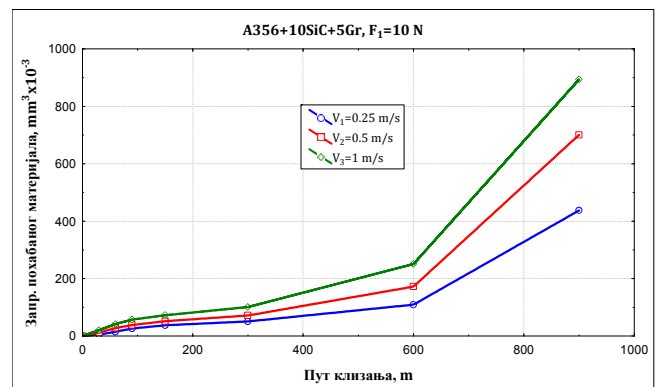
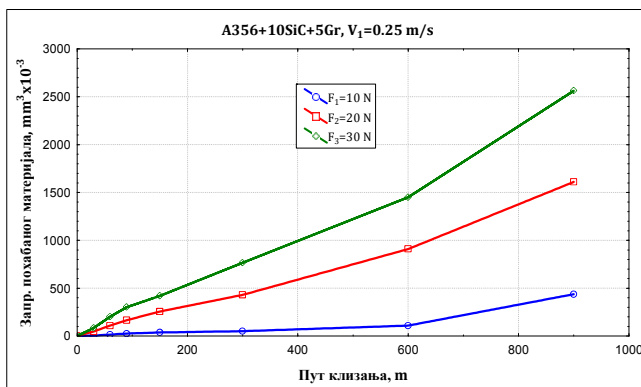
А356+10SiC+3Gr		Запремина похабаног материјала, $V, \text{mm}^3 \times 10^{-3}$						
V, m/s	Fn, N	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
0.25	10	1.920	9.353	19.313	26.548	37.904	103.999	216.118
	20	43.048	93.319	136.476	196.732	372.760	823.016	1249.107
	30	69.642	149.409	225.428	364.334	691.446	1383.837	2443.527
0.5	10	3.609	15.759	28.032	38.731	58.856	146.102	276.395
	20	55.217	125.906	191.544	270.260	464.830	948.169	1456.460
	30	86.384	202.640	302.275	454.522	767.478	1519.496	2681.333
1.0	10	6.480	28.879	46.842	63.372	87.815	207.387	454.522
	20	87.815	185.854	252.402	348.767	597.704	1136.307	1705.131
	30	112.046	266.850	384.678	549.294	887.898	1771.115	3129.544



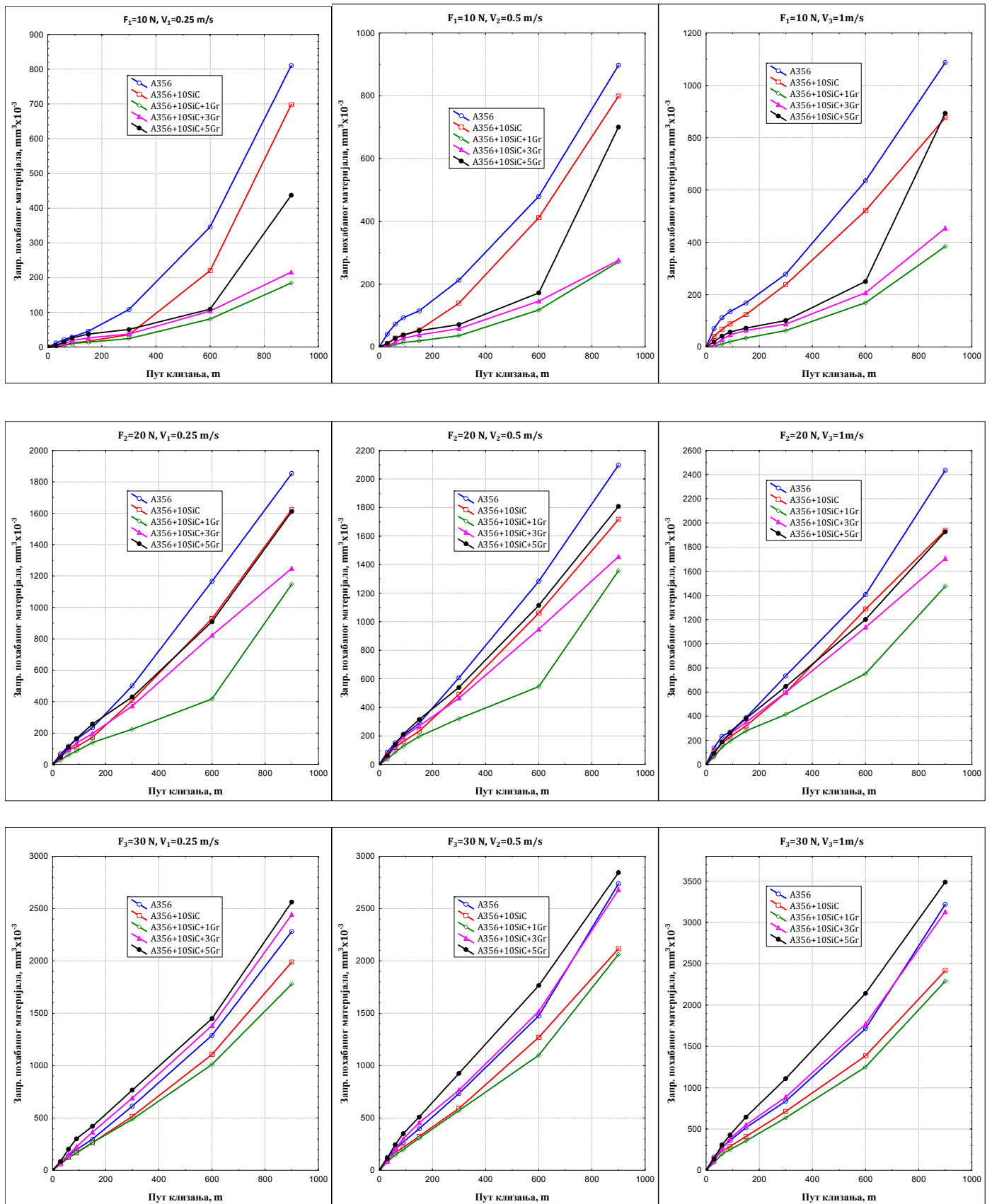
Слика П.4. Запремина похабаног материјала, А356+10SiC+3Gr, без подмазивања

Табела П.5. Запремина похабаног материјала легуре А356+10SiC+5Gr

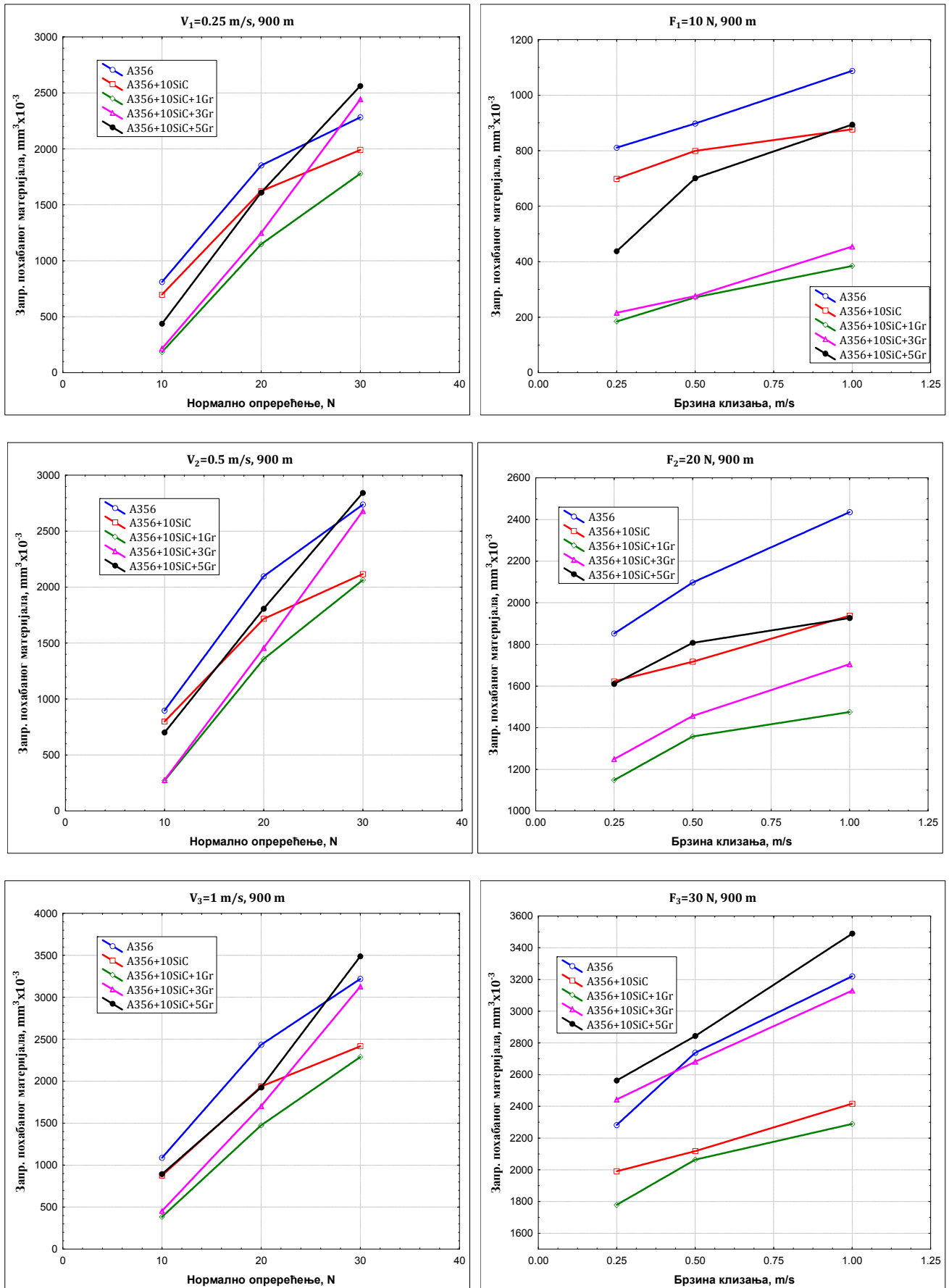
А356+10SiC+5Gr		Запремина похабаног материјала, V , $\text{mm}^3 \times 10^{-3}$						
V , m/s	F_n , N	Пут клизања, m						
		30	60	90	150	300	600	900
0.25	10	4.660	15.194	26.467	37.597	50.977	109.319	437.509
	20	47.316	110.363	165.044	256.790	430.201	909.120	1610.524
	30	84.443	202.640	301.865	419.903	765.951	1450.606	2563.148
0.5	10	11.991	27.948	38.213	51.858	71.663	172.267	700.752
	20	62.508	140.618	211.884	314.746	540.784	1114.597	1807.447
	30	115.680	245.556	350.123	509.945	927.206	1765.775	2843.296
1.0	10	20.516	42.050	57.355	72.451	101.207	250.950	893.806
	20	91.459	186.151	262.347	379.881	644.795	1201.067	1926.490
	30	138.659	308.053	428.128	644.795	1110.680	2141.929	3488.943



Слика П.5. Запремина похабаног материјала, А356+10SiC+5Gr, без подмазивања



Слика П.6. Запремина похабаног материјала у условима без подмазивања

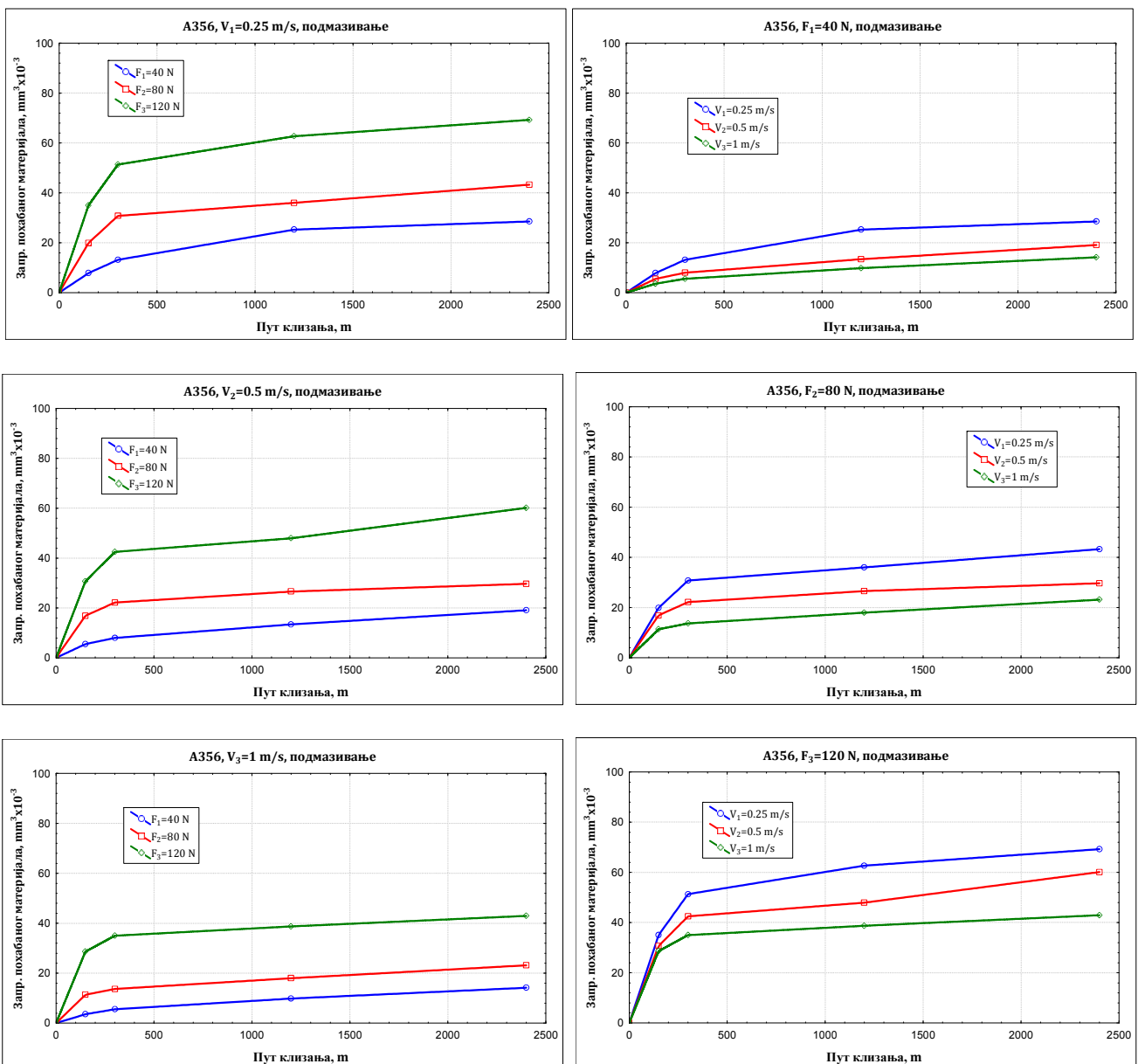


Слика П.7. Зависност запремине похабаног материјала од брзине клизања и нормалног оптерећења у условима без подмазивања

П.2. Запремина похабаног материјала у условима са подмазивањем

Табела П.6. Запремина похабаног материјала легуре А356

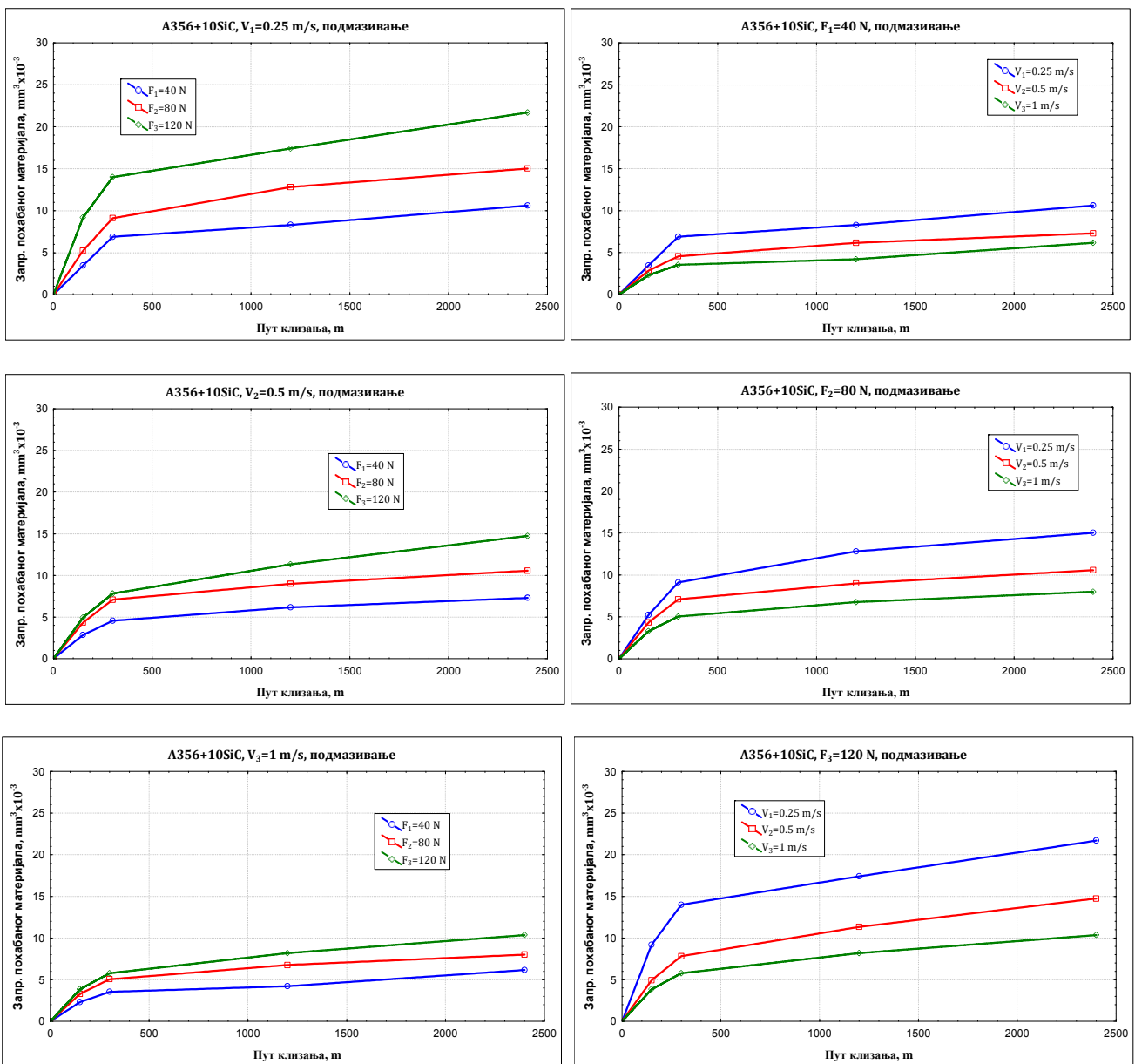
А356		Запремина похабаног материјала, $V, \text{mm}^3 \times 10^{-3}$			
V, m/s	Fn, N	Пређени пут, m			
		150	300	1200	2400
0.25	40	7.853437	13.17113	25.28142	28.5538
	80	19.91557	30.79329	36.02397	43.29735
	120	35.01383	51.36026	62.69862	69.26048
0.5	40	5.541582	8.002089	13.43352	19.10269
	80	16.92031	22.19528	26.59185	29.70426
	120	30.70153	42.4954	47.95068	60.15153
1.0	40	3.601434	5.570904	9.8485	14.18671
	80	11.38208	13.69938	17.98944	23.16897
	120	28.64122	35.01383	38.74087	42.95243



Слика П.8. Запремина похабаног материјала, А356, подмазивање

Табела П.7. Запремина похабаног материјала легуре А356+10SiC

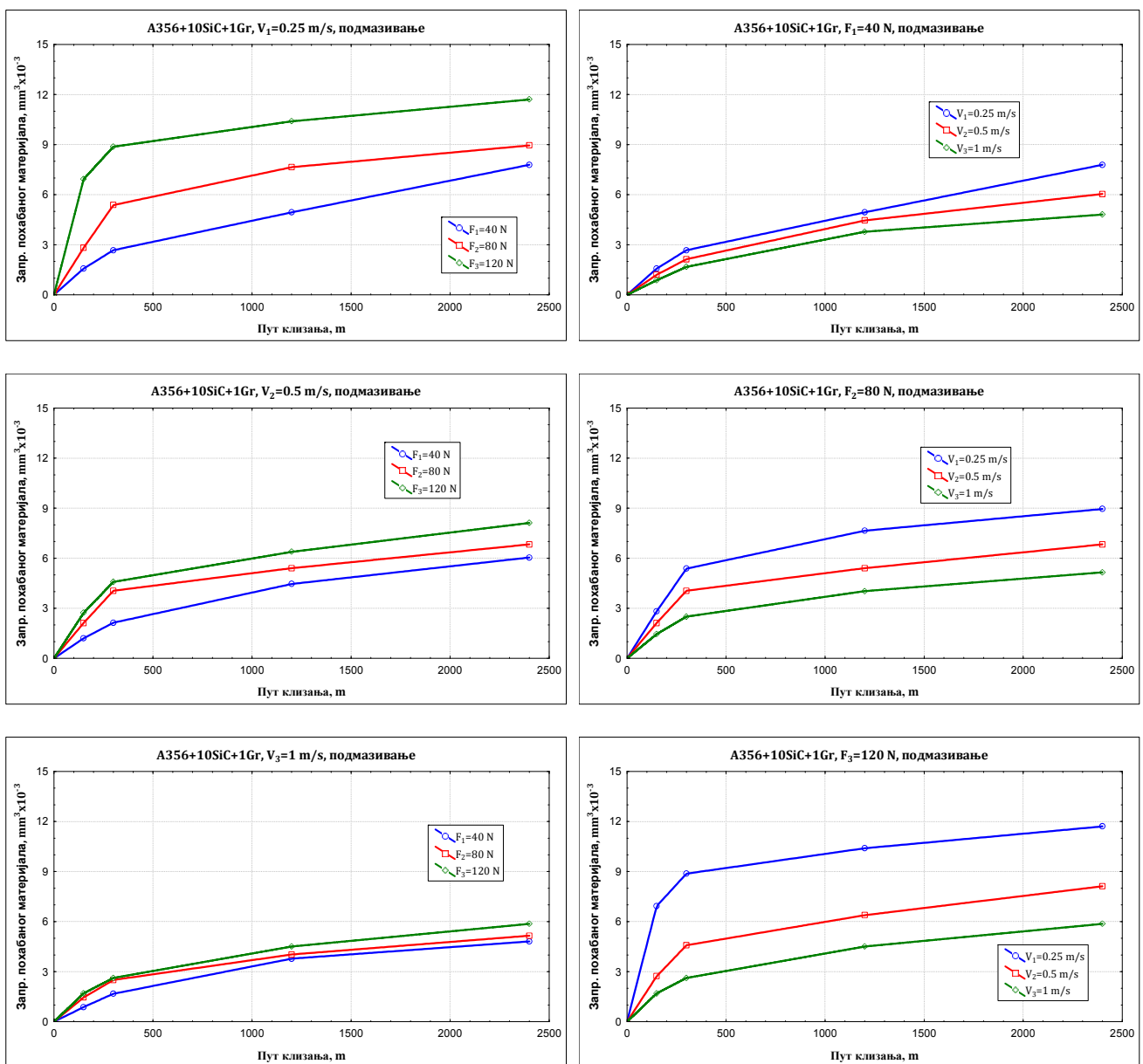
А356+10SiC		Запремина похабаног материјала, $V, \text{mm}^3 \times 10^{-3}$			
V, m/s	Fn, N	Пређени пут, m			
		150	300	1200	2400
0.25	40	3.461503	6.900133	8.304499	10.61711
	80	5.241256	9.112651	12.81893	15.02728
	120	9.192243	13.99926	17.41457	21.69652
0.5	40	2.8556	4.559638	6.169382	7.303316
	80	4.338246	7.099816	8.994126	10.57324
	120	4.945146	7.828997	11.33573	14.75203
1.0	40	2.308959	3.545418	4.218406	6.169382
	80	3.297666	5.051495	6.769113	8.009672
	120	3.849786	5.780148	8.193106	10.35567



Слика П.9. Запремина похабаног материјала, А356+10SiC, подмазивање

Табела П.8. Запремина похабаног материјала легуре А356+10SiC+1Gr

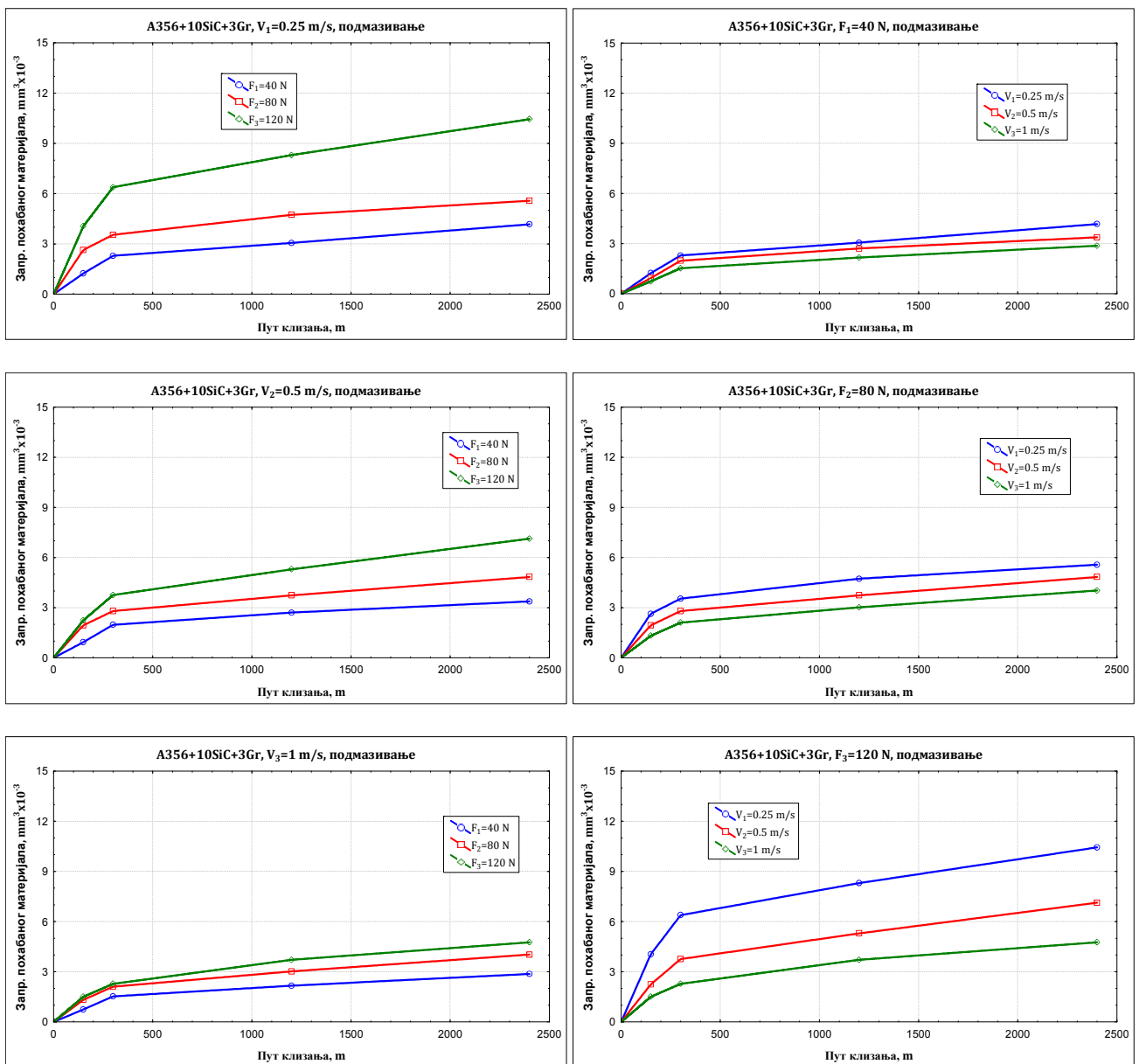
A356+10SiC+1Gr		Запремина похабаног материјала, $V, \text{mm}^3 \times 10^{-3}$			
V, m/s	Fn, N	Пређени пут, m			
		150	300	1200	2400
0.25	40	1.577415	2.676426	4.945146	7.793191
	80	2.819145	5.37967	7.65106	8.954848
	120	6.93315	8.876634	10.39894	11.70689
0.5	40	1.204678	2.138566	4.460334	6.047814
	80	2.123505	4.054369	5.407642	6.834414
	120	2.729367	4.584692	6.386026	8.1194
1.0	40	0.87904	1.678074	3.783154	4.814322
	80	1.457358	2.504909	4.031288	5.159358
	120	1.703891	2.624175	4.509804	5.868473



Слика П.10. Запремина похабаног материјала, А356+10SiC+1Gr, подмазивање

Табела П.9. Запремина похабаног материјала легуре А356+10SiC+3Gr

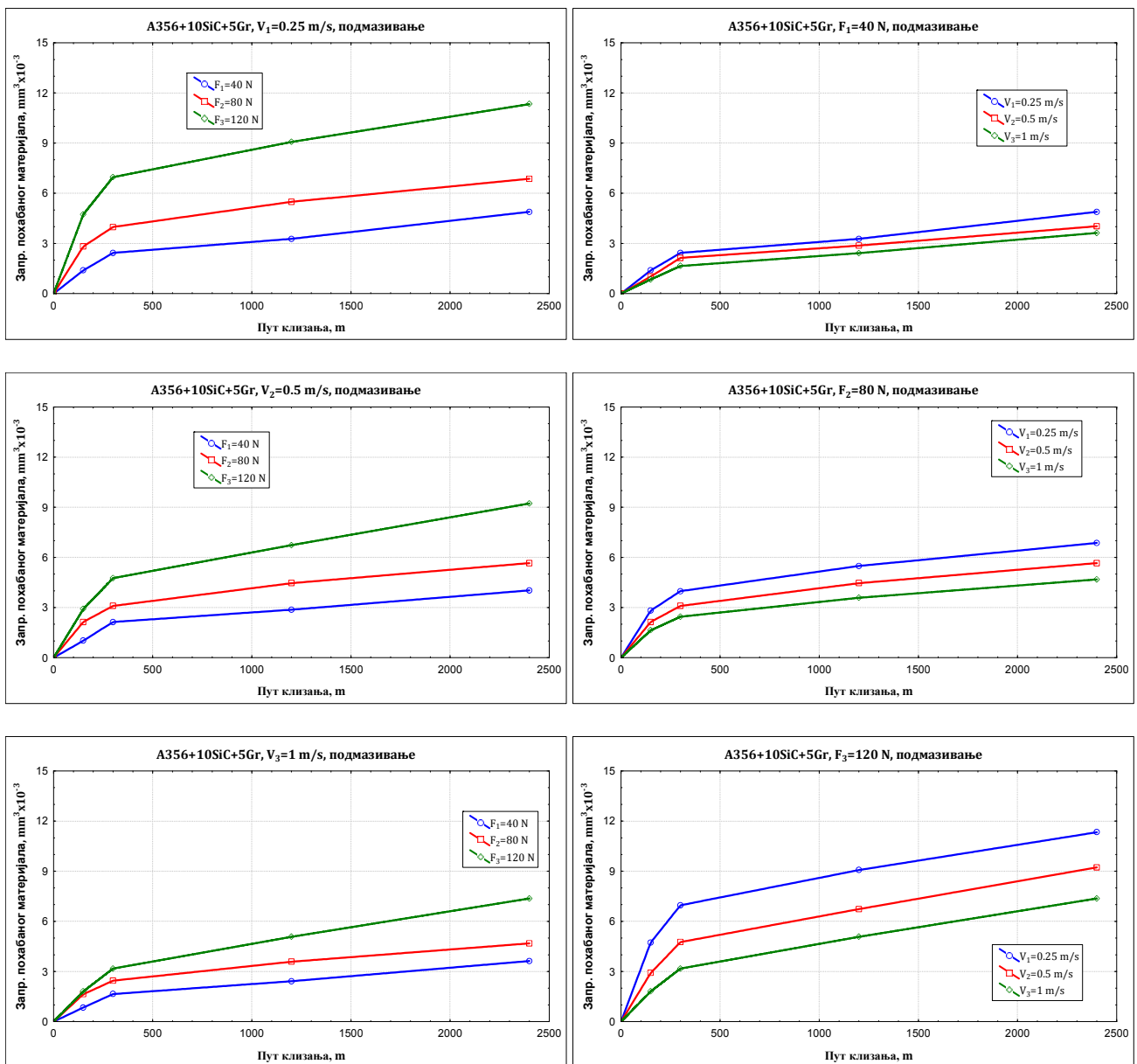
А356+10SiC+3Gr		Запремина похабаног материјала, $V, \text{mm}^3 \times 10^{-3}$			
V, m/s	Fn, N	Пређени пут, m			
		150	300	1200	2400
0.25	40	1.235833	2.293108	3.061734	4.171095
	80	2.641516	3.545418	4.736947	5.577513
	120	4.054369	6.386026	8.304499	10.44234
0.5	40	0.938761	1.976769	2.711643	3.378922
	80	1.948257	2.801034	3.739162	4.8403
	120	2.245989	3.761115	5.296333	7.133467
1.0	40	0.744663	1.528631	2.1689	2.873945
	80	1.321528	2.108515	3.023541	4.031288
	120	1.504621	2.277329	3.717295	4.762646



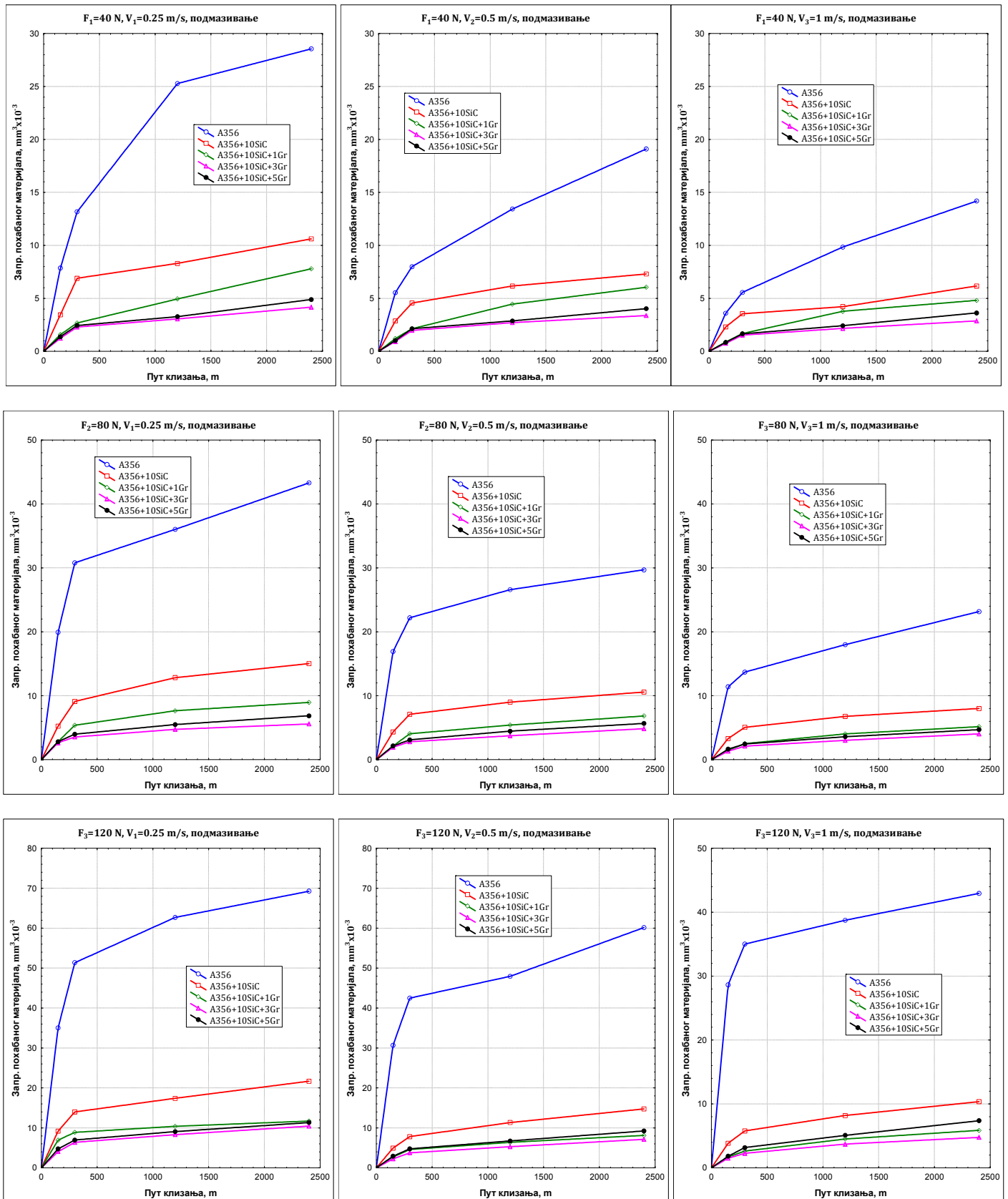
Слика П.11. Запремина похабаног материјала, А356+10SiC+3Gr, подмазивање

Табела П.10. Запремина похабаног материјала легуре А356+10SiC+5Gr

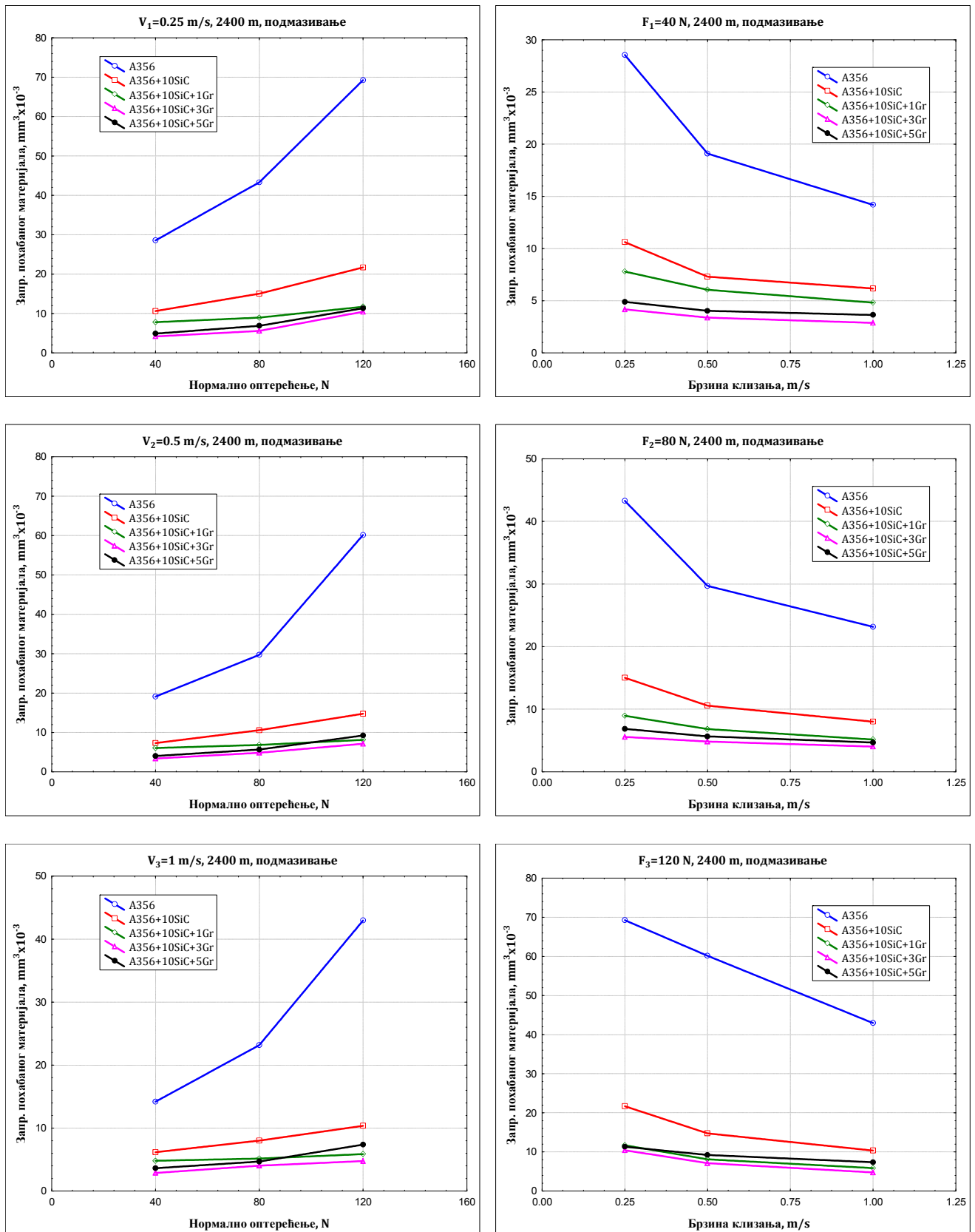
А356+10SiC+5Gr		Запремина похабаног материјала, $V, \text{mm}^3 \times 10^{-3}$			
V, m/s	Fn, N	Пређени пут, m			
		150	300	1200	2400
0.25	40	1.388336	2.438408	3.277558	4.892536
	80	2.819145	3.985389	5.492139	6.867221
	120	4.736947	6.966272	9.073028	11.33573
0.5	40	1.019442	2.138566	2.873945	4.031288
	80	2.138566	3.100248	4.460334	5.663766
	120	2.910871	4.762646	6.736619	9.232213
1.0	40	0.846079	1.652519	2.421969	3.630678
	80	1.63984	2.454922	3.587879	4.685827
	120	1.809806	3.178241	5.078319	7.372003



Слика П.12. Запремина похабаног материјала, А356+10SiC+5Gr, подмазивање



Слика П.13. Запремина похабаног материјала у условима са подмазивањем



Слика П.14. Зависност запремине похабаног материјала од брзине клизања и нормалног оптерећења у условима са подмазивањем