

УНИВЕРЗИТЕТ У БЕОГРАДУ
ТЕХНИЧКИ ФАКУЛТЕТ У БОРУ

Јасмина Љ. Петровић

**Структурне, механичке и
физичко-хемијске карактеристике
хибридног композита са AW EN 6061
металном матрицом добијеног
поступком вртложног ливења**

докторска дисертација

Бор, 2022

UNIVERSITY OF BELGRADE
TECHNICAL FACULTY IN BOR

Jasmina Lj. Petrović

**Structural, mechanical and
physico-chemical properties of
hybrid composite with AW EN 6061
metal matrix obtained by vortex casting**

Doctoral Dissertation

Bor, 2022

Подаци о ментору и члановима комисије за одбрану докторске дисертације

Ментор: *др Срба Младеновић, ванредни професор*
Универзитет у Београду, Технички факултет у Бору

Чланови комисије: *др Светлана Иванов, редовни професор*
Универзитет у Београду, Технички факултет у Бору

др Ивана Марковић, ванредни професор
Универзитет у Београду, Технички факултет у Бору

др Силвана Димитријевић, виши научни сарадник
Институт за рударство и металургију у Бору

Датум одбране:

Захвалност

Докторска дисертација настала је као резултат сарадње са мени блиским људима, који су ме бодрили у истраживању и којима овде желим да изразим посебну захвалност.

Захваљујем се свом ментору, проф. др Срби Младеновићу, на разумевању, професионалном вођењу и усмеравању, а пре свега на пријатељским саветима током вишегодишњег истраживачког рада.

Желим да изразим неизмерну захвалност проф. др Ивани Марковић, која је својом својственом научном, стручном и пријатељском подршком била са мном у свим фазама израде дисертације и која није дозволила да посустанем.

Колегама, др Силвани Димитријевић и др Стевану Димитријевићу, дугујем захвалност на несебичној помоћи у области микроскопије и електрохемије, чије ангажовање и стручност су допринели квалитету ове дисертације.

Др Александри Ивановић из Института за рударство и металургију у Бору се срдечно захваљујем на залагању и стручној помоћи приликом постављања планираног експеримента и статистичке обраде резултата истраживања применом методе одзивне површине.

Проф. др Дејану Таникићу дугујем посебну захвалност на стручној и пријатељској помоћи приликом обраде резултата истраживања применом вештачке неуронске мреже.

Захваљујем се и проф. др Светлани Иванов, која је својим ангажовањем, примедбама, сугестијама и саветима помогла да ова дисертација буде завршена.

Колегама са Катедре за прерађивачку металургију, проф. др Драгославу Гусковићу и доц. др Урошу Стаменковићу, захваљујем се на саветима и подршци. Лаборантима, Горану Димитријевићу, Тамари Перишић и Тијани Јовановић захваљујем на помоћи у извођењу експерименталног дела дисертације. Захваљујем се и свима осталима које нисам поменула, а који су на неки начин помогли у изради докторске дисертације.

Колегама из Института за нуклеарне науке Винча, др Снежани Ненадовић, др Љиљани Кљајевић, др Јовани Ружић и др Душану Бучевцу, захваљујем се на корисним саветима и несебичној помоћи током истраживања.

Мом куму, Јовану Кржану, захвална сам на помоћи приликом испитивања механичких особина затезањем, која су урађена у Фабрици каблова у Зајечару.

Захваљујем се својим родитељима и сестри, који су ме пратили на дугом путу мог усавршавања и изражавам велику тугу за мамом, која није дочекала крај тог пута.

За љубав, подршку, толеранцију и стрпљење протеклих година, захваљујем се најмилијима, мом Милану, Миодрагу и Марти и њима посвећујем докторску дисертацију.

Аутор

Структурне, механичке и физичко-хемијске карактеристике хибридног композита са AW EN 6061 металном матрицом добијеног поступком вртложног ливења

Извод

Након вишедеценијског опсежног истраживања у области композитних материјала, а посебно алуминијумских матричних композита, ови материјали су добили значајно место у аутомобилској, ваздухопловној и електронској индустрији. Композити са металном матрицом развијени су услед потребе индустрије за материјалима мале густине и високих механичких особина. Шира примена композитних материјала омогућена је развојем техника за њихову производњу и детаљним разумевањем механизма и процеса који се дешавају у њиховој структури. Промене у структури директно утичу на механичке, физичке и хемијске особине композита. Најзаступљенији поступак израде композита са металном матрицом обухвата употребу процеса топљења и ливења, при чему се честични органски и керамички ојачивачи у облику оксида, карбида, борида и нитрида различитих елемената (Al, Si, Mg, Ti, B, Zr и др.) додају у истопљени метал или легуру.

За потребе ових истраживања синтетизована су два типа композита: алуминијумски матрични композити (АМС) и хибридни алуминијумски матрични композити (НАМС). У оба композитна материјала, као метална основа, коришћена је EN AW 6061 алуминијумска легура. Честице Al_2O_3 , различите величине и масеног садржаја, коришћене су као примарна, керамичка ојачавајућа фаза за израду оба типа композита. За израду хибридних алуминијумских композита коришћен је и пепео љуске ораха различитог масеног садржаја, као секундарна ојачавајућа фаза.

Добијање композита обављено је у експерименталним условима, применом поступка вртложног ливења. Апаратура се састојала из електроотпорне пећи и свих неопходних уређаја и елемената који су омогућавали контролу температуре растопа, брзине мешања растопа, убацивање честица ојачивача, регулисање атмосфере унутар пећи и сифонско изливање добијеног композита. Овим поступком израде постигнута је униформна расподела ојачавајућих честица по читавој запремини композитног материјала, што су микроструктурна испитивања, спроведена у овом раду и показала. Самим тим, успешно је савладан највећи изазов у производњи композита, а то је постизање равномерне расподеле ојачавајућих честица, која је од пресудног значаја за добијање композита хомогеног састава и изотропних особина.

Спроведена истраживања обухватила су испитивања структурних, механичких, физичких, електрохемијских и корозионих особина произведених композита. Структурна испитивања извршена су коришћењем оптичког микроскопа и скенирајућег електронског микроскопа. Квалитативни и квантитативни хемијски састав добијених узорака и фаза одређен је применом енергетско дисперзионе спектрометрије. Испитивања механичких особина обухватила су мерење: тврдоће, микротврдоће, затезне чврстоће и издужења. Од физичких особина мерена је електрична проводност. Електрохемијска и корозиона испитивања извршена су применом различитих метода: потенцијала отвореног кола, Тафелове екстраполације и линеарног поларизационог отпора.

С обзиром да је циљ спроведеног експеримента био одређивање утицаја величине и садржаја ојачавајућих честица (Al_2O_3 и пепео љуске ораха) на структурне, механичке, физичке и хемијске особине добијених композитних материјала, експеримент је урађен у складу са свим правилима које предвиђа планирани експеримент. Изабрани су утицајни фактори, њихови нивои и интервали варирања. Овако спроведен експеримент, омогућио је да се применом различитих софтвера изврши предвиђање механичких особина у испитиваним опсегу утицајних параметара, применом методе одзивне површине и вештачке неуронске мреже.

Закључци који су произашли из ове дисертације указују да се поступком вртложног ливења, са тачно одређеним параметрима ливења, могу добити композитни материјали захтеваних карактеристика. Добијени су композитни материјали са униформном расподелом ојачавајућих честица, без коалесценције и значајнијег присуства пора. Утврђено је да смањење величине и пораст масеног удела керамичких честица у композитима утичу на побољшање свих механичких особина, осим издужења, у односу на полазну легуру. Међитим, добијени композитни материјали су показали благи пад електричне проводности и ниже електрохемијске особине у поређењу са EN AW 6061 легуром матрице композита. Статистичка обрада добијених резултата испитивања показала је висок проценат могућности предвиђања механичких особина у испитиваном опсегу утицајних фактора.

Разматрања изнета у овој докторској дисертацији, дају нова сазнања о композитним материјалима са основом од алуминијумске легуре, који су синтетизовани поступком вртложног ливења. Испитивање могућности добијања композитних материјала поступком вртложног ливења, утицај промене параметара величине и садржаја ојачавајућих честица на микроструктуру и испитиване особине композита и објашњење механизма ојачавања ових материјала, представљају допринос ове докторске дисертације бољем разумевању и масовнијој употреби композитних материјала са основом од алуминијумске легуре EN AW 6061, ојачане честицама Al_2O_3 и пепелом љуске ораха.

Кључне речи: алуминијумски матрични композит, хибридни алуминијумски матрични композит, вртложно ливење, матрица, ојачивач, структурне особине, механичке особине, физичке и хемијске особине.

Научна област: *Металуришко инжењерство*

Ужа научна област: *Прерађивачка металургија и метални материјали*

УДК број: 669(043.3); 669-14(043.3); 66.018.9(043.3);
669.715:661.183.8:620.178(043.3); 669.018.2(043.3)

Structural, mechanical and physico-chemical properties of hybrid composite with AW EN-6061 metal matrix obtained by stir casting method

Abstract

After many decades of extensive research in the field of composite materials and especially aluminum matrix composites, these materials have gained a significant place in the automotive, aerospace, and electronics industries. Metal matrix composites have been developed due to the industry's need for materials with low density and high mechanical properties. A wider application of the composite materials is enabled by the development of the techniques for their production and a detailed understanding of the mechanisms and processes that occur in their structure. Changes in the structure directly affect the mechanical, physical, and chemical properties of the composite. The most common method of making composites with a metal matrix involves the use of melting and casting processes, where particle organic and ceramic reinforcements in the form of oxides, carbides, borides, and nitrides of various elements (Al, Si, Mg, Ti, B, Zr, etc.) are added to molten metal or alloy.

For these researches, two types of composites were synthesized: aluminum matrix composites (AMC) and hybrid aluminum matrix composites (HAMC). In both composite materials, EN AW 6061 aluminum alloy was used as a metal base. Al_2O_3 particles, of different sizes and mass contents, were used as the primary, ceramic reinforcing phase for the production of both composite types. For the production of hybrid aluminum composites, walnut-shell ash of different mass content was also used, as a secondary reinforcing phase.

The composite was obtained in experimental conditions, by using the slip casting procedure. The apparatus consisted of an electric resistance furnace and all necessary devices and elements that enabled the control of the melting temperature, melting mixing speed, insertion of reinforcer's particles, regulation of the atmosphere inside the furnace, and the siphon pouring of the obtained composite. By this production procedure, a uniform distribution of reinforcing particles over the entire volume of the composite material was achieved, as the microstructural examinations conducted in this paper showed. Therefore, the greatest challenge in composite production has successfully been overcome, and that is the achieving of an even distribution of reinforcing particles, which is crucial for obtaining composites with homogeneous and isotropic properties.

The conducted research included examinations of structural, mechanical, physical, electrochemical, and corrosion properties of the produced composites. The structural tests were performed using an optical microscope and a scanning electron microscope. The qualitative and quantitative chemical composition of the obtained samples and phases was determined by using energy dispersive spectrometry. The examinations of mechanical properties included the measurements of hardness, microhardness, tensile strength, and elongation. Electrical conductivity was measured as a physical property. Electrochemical and corrosion examinations were done using different methods: open circuit potential, Tafel extrapolation, and linear polarization resistance.

Since the performed experiment aimed to determine the influence of the size and content of reinforcing particles (Al_2O_3 and walnut-shell ash) on the structural, mechanical, physical, and chemical properties of the obtained composite materials, the experiment was performed by all rules of the planned experiment. The influential factors, their levels, and variation intervals were selected. The experiment conducted in this way enabled (with the use of different software) the prediction of

mechanical properties in the examined range of influential parameters, using the method of response surface and artificial neural network.

The conclusions that emerged from this dissertation indicate that the slip casting method, with clearly-defined casting parameters, can obtain composite materials with the required characteristics. The composite materials with uniform distribution of reinforcing particles, without coalescence and significant presence of pores were obtained. It was found that a decrease in size and an increase in the mass fraction of ceramic particles in composites affect the improvement of all mechanical properties, except elongation, in relation to the starting alloy. However, the obtained composite materials showed a slight decrease in electrical conductivity and lower electrochemical properties compared to the EN AW 6061 alloy. The statistical processing of the obtained examination results showed a high percentage of possibilities for predicting mechanical properties in the examined range of influencing factors.

The views presented in this doctoral dissertation provide new knowledge about composite materials with a base of aluminum alloy that was synthesized by the slip casting method. The investigation of the possibility of obtaining composite materials by slip casting, the impact of changing the parameters of size and content of reinforcing particles on the microstructure and properties of the examined composite, and the explanation of the mechanisms of strengthening these materials, represent the contribution of this doctoral dissertation towards better understanding and massive use of the composite materials with the aluminum alloy EN AW 6061 base strengthen with Al_2O_3 particles and walnut-shell ash.

Key words: aluminum matrix composite, hybrid aluminum matrix composite, stir casting, matrix, reinforcer, structural properties, mechanical properties, physical and chemical properties.

Scientific field: *Metallurgical Engineering*

Scientific subfield: *Metallurgy processing and metallic materials*

UDC number: 669(043.3); 669-14(043.3); 66.018.9(043.3);
669.715:661.183.8:620.178(043.3); 669.018.2(043.3)

Садржај

1. УВОД.....	1
2. ТЕОРИЈСКЕ ПОСТАВКЕ	3
2.1 Композити и њихова класификација	3
2.2 Композити са металном матрицом	4
2.2.1 Композити са алуминијумском матрицом	5
2.3 Избор материјала за ојачавање	6
2.3.1 Општи принципи квалитивности	8
2.4 Механизми ојачавања композитних материјала	11
3. ПОСТУПЦИ ДОБИЈАЊА ЧЕСТИЧНИХ КОМПОЗИТА.....	14
3.1 Производња композита у чврстом стању	14
3.2 Производња композита у течном стању	15
3.3 Производња композита у получврстом стању	15
3.4 Поступак вртложног ливења	16
3.4.1 Изазови у производњи композита поступком вртложног ливења	18
4. ОСНОВЕ ПЛАНИРАНОГ ЕКСПЕРИМЕНТА.....	19
4.1 Дизајн експеримента	19
4.2 Теоријске основе коришћених метода.....	20
4.2.1 Метода одзивне површине.....	20
4.2.2 Вештачке неуронске мреже	21
5. ПРЕГЛЕД ДОСАДАШЊИХ ИСТРАЖИВАЊА.....	22
6. УРЕЂАЈИ И МЕТОДЕ КОРИШЋЕНИ ЗА ИСПИТИВАЊА.....	27
6.1 Уређаји за испитивање хемијског састава полазних компоненти	27
6.2 Уређаји за испитивање механичких особина.....	27
6.3 Уређај за испитивање електричне проводности	29
6.4 Микроструктурна испитивања	29
6.5 Електрохемијска испитивања	31
6.6 Методе математичког моделирања коришћене за предвиђања механичких особина.....	32
6.6.1 Избор фактора, нивоа и плана експеримената.....	32
6.6.2 Обрада резултата методом одзивне површине	33
6.6.2.1 Метода одзивне површине примењена за предвиђање механичких особина алуминијумских матричних композита	33
6.6.2.2 Метода одзивне површине примењена за предвиђање механичких особина хибридних алуминијумских матричних композита.....	34

6.6.3	Обрада резултата помоћу вештачких неуронских мрежа.....	34
6.6.3.1	Вештачке неуронске мреже примењене за предвиђање механичких особина алуминијумских матричних композита	35
6.6.3.2	Вештачке неуронске мреже примењене за предвиђање механичких особина хибридних алуминијумских матричних композита.....	36
7.	ЦИЉЕВИ ИСТРАЖИВАЊА	37
8.	ЕКСПЕРИМЕНТАЛНИ ДЕО	39
8.1	Материјали за израду узорак	39
8.1.1	Алуминијумска легура EN AW 6061	41
8.1.2	Прах Al_2O_3	41
8.1.3	Пепео љуске ораха.....	42
8.2	Израда алуминијумских композита	44
9.	РЕЗУЛТАТИ И ДИСКУСИЈА РЕЗУЛТАТА.....	49
9.1	Резултати микроструктурних испитивања.....	49
9.1.1	Резултати микроструктурних испитивања металне матрице	49
9.1.2	Микроструктурна испитивања композитних материјала	50
9.1.2.1	Резултати микроструктурних испитивања алуминијумских матричних композита оптичком микроскопијом	50
9.1.2.2	Резултати микроструктурних испитивања алуминијумских матричних композита SEM микроскопијом	54
9.1.2.3	Резултати микроструктурних испитивања хибридних алуминијумских матричних композита оптичком микроскопијом	55
9.1.2.4	Резултати микроструктурних испитивања хибридних алуминијумских матричних композита SEM микроскопијом.....	61
9.2	Испитивање механичких особина.....	63
9.2.1	Резултати испитивања тврдоће	63
9.2.2	Резултати испитивања микротврдоће.....	68
9.2.3	Резултати испитивања затезне чврстоће и издужења	72
9.2.3.1	Резултати испитивања структурних промена лома код АМС и НАМС.....	78
9.3	Резултати испитивања електричне проводности.....	86
9.4	Резултати електрохемијских испитивања	89
9.4.1	Потенцијал отвореног кола.....	89
9.4.2	Одређивање корозионе струје методом Тафелове екстраполације	91
9.4.3	Одређивање корозионе струје методом линеарног поларизационог отпора	94
9.5	Статистичка обрада резултата механичких особина.....	97
9.5.1	План експеримента за обраду резултата механичких особина алуминијумских матричних композита	97

9.5.2	Резултати предвиђања механичких особина <i>АМС</i> применом методе одзивне површине...	98
9.5.3	План експеримента за обраду резултата механичких особина хибридних алуминијумских матричних композита.....	103
9.5.4	Резултати предвиђања механичких особина <i>НАМС</i> применом методе одзивне површине	104
9.5.5	Резултати предвиђања механичких особина <i>АМС</i> применом вештачке неуронске мреже	110
9.5.5.1	Вештачка неуронска мрежа за предвиђање тврдоће <i>АМС</i> (<i>ANNHV</i>).....	110
9.5.5.2	Вештачка неуронска мрежа за предвиђање микротврдоће <i>АМС</i> (<i>ANNHV_{0.05}</i>).....	112
9.5.5.3	Вештачка неуронска мрежа за предвиђање затезне чврстоће <i>АМС</i> (<i>ANNR_m</i>).....	113
9.5.5.4	Вештачка неуронска мрежа за предвиђање издужења <i>АМС</i> (<i>ANNA</i>).....	114
9.5.6	Обрада резултата <i>НАМС</i> применом вештачке неуронске мреже.....	115
9.5.6.1	Вештачка неуронска мрежа за предвиђање тврдоће <i>НАМС</i> (<i>ANNHV</i>).....	115
9.5.6.2	Вештачка неуронска мрежа за предвиђање микротврдоће <i>НАМС</i> (<i>ANNHV_{0.05}</i>).....	115
9.5.6.3	Вештачка неуронска мрежа за предвиђање затезне чврстоће <i>НАМС</i> (<i>ANNR_m</i>).....	116
9.5.6.4	Вештачка неуронска мрежа за предвиђање издужења <i>НАМС</i> (<i>ANNA</i>)	116
10.	ЗАКЉУЧАК.....	117
11.	ЛИТЕРАТУРА.....	123
12.	БИОГРАФИЈА.....	135
13.	ОБЈАВЉЕНИ РАДОВИ ПРОИСТЕКЛИ ИЗ ДОКТОРСКЕ ДИСЕРТАЦИЈЕ.....	136
	Прилози	137

1. УВОД

Убрзани развој свих индустријских грана поставља пред истраживаче много нових задатака. Јавља се потреба за новим материјалима који задржавају своје особине на високим температурама, који су мање осетљиви на замор, корозионо агресивне средине и имају високе вредности механичких особина, добру електричну и топлотну проводност [1]. Такође морају да буду поуздани у раду приликом деловања различитих фактора. Композитни материјали (композити) имају многе од напред побројаних особина.

Композити представљају нову класу материјала. Настају мешањем две или више међусобно нерастворљивих, хемијски и физички различитих фаза, са циљем добијања јединственог материјала са особина које су знатно боље од особина које поседују саставне компоненте [2]. Производња композита мора бити и економски исплатива [3]. Оваква производња подразумева да је за њихово добијање могуће применити постојеће технологије, модификоване у малој мери, уз употребу доступних и јефтиних полазних материјала.

Алуминијум је метал који може да задовољи бројне захтеве потрошача, али особине, као што су мала тврдоћа и мала отпорност на хабање, ограничавају његову ширу примену. Проучавани су начини за побољшање особина алуминијума и најпре се почело са легирањем алуминијума. Овај поступак је само у одређеној мери утицао на побољшање захтеваних особина. Истраживања су настављена и дошло је до појаве нових материјала, алуминијумских композита. Ове материјале, пре свега, одликује одличан однос између њихових особина и масе, па је њихова главна област примене аутомобилска индустрија [4]. Композити су нашли примену и у ваздухопловној, војној, поморској, нафтној и прехрамбеној индустрији, медицини и за израду спортске опреме [5]. Због изузетних карактеристика, композити имају тенденцију да у великој мери замене најчешће коришћене материјале - челик и алуминијум [6].

Новија истраживања у области композитних материјала базирана су на оптимизацији параметара њихове индустријске производње. Највећи обим индустријске производње имају композити са алуминијумском матрицом, ојачани честицама ојачавајућих материјала (честични композити). Посебно интересовање за честичне композите је у области аутомобилске и авио индустрије. Изузетна својства ових материјала која подразумевају високе механичке особине, бољи однос чврстоће и масе, већу отпорност на хабање у поређењу са металном основом композита, сврставају композите у материјале будућности [7]. Бројни ојачивачи у виду честица, попут SiC, Al₂O₃, B₄C, TiC, ZrO и др. користе се за побољшање особина композита. Последњих година велики број аутора бави се истраживањем утицаја органских ојачивача, какви су пепели индустријског и агро отпада. До сада су проучавани: електрофилтерски летећи пепео, пепео љуске кикирикија, љуске пиринча и трске [8]. У току развоја композита уочен је проблем у погледу хомогености састава и изотропности особина ових материјала. Ови проблеми решавани су на различите начине кроз модификације поступака производње или додавањем различитих компоненти које позитивно утичу на превазилажење ових недостатака. Уочено је да су ови недостаци делимично превазиђени развојем хибридних композита, додавањем органских ојачивача као секундарних ојачивача [9]. Развојем хибридних композита побољшане су особине класичних композита, тј. постигнута је боља жилавост, мања кртост и нижа цена производње. Прегледом доступне литературе може се уочити да су хибридни композити интересантни материјали за научна истраживања, због могућности варирања њиховог састава и креирања широког дијапазона особина.

Поступци добијања композита могу се одвијати у чврстом или течном стању. Међу свим поступцима, као најпогоднији за производњу композитних материјала, посебно се издвојио поступак вртложног ливења. Предности овог поступка су његова једноставност, економичност и могућност производње у индустријским условима [10,11].

Иако постоји огроман потенцијал за употребу композита, њихова примена је ограничена проблемима који се јављају у процесу производње. Потешкоће у вези са добијањем композитних материјала углавном су повезане са технологијом њиховог добијања. Потребно је остварити што јачу везу између металне основе и ојачивајућих честица, које у композиту задржавају своје специфичне особине, а њихова комбинација доприноси побољшању карактеристика произведеног композитног материјала.

Иако су композитни материјали доста обрађивани још увек постоје области које је потребно додатно истражити. Такође јак су изражене и потребе тржишта за јефтиним материјалима који се могу добити комерцијално исплативом производњом. Стога су предмет изучавања ове докторске дисертације класични и хибридни композити, добијени поступком вртложног ливења. Класични композити произведени су од алуминијумске легуре EN AW 6061, која је коришћена као метална основа, и честица Al_2O_3 као ојачивача. За производњу хибридних алуминијумских композита, поред металне основе од легуре EN AW 6061 и ојачавајућих честица Al_2O_3 , као секундарни материјал за ојачање коришћен је пепео добијен сагоревањем љуске ораха. Како би се испитао утицај величине и садржаја ојачавача на структурна, механичка и физичко-хемијска својства израђених композита, коришћене су честице Al_2O_3 величине 50 μm , 80 μm и 110 μm , при чему је њихов садржај у композитима износио 2 мас.%, 5 мас.% и 8 мас.% и честице пепела љуске ораха највећим делом величине 45 μm – 100 μm са масеним садржајем у композитима од 1 мас.%, 2 мас.% и 3 мас.%.

Израда докторске дисертације започела је прикупљањем информација из научних и стручних публикација о теоријским основама израде композита, њиховим особинама, структурним карактеристикама и утицајима различитих фактора производње на поменуте особине. Детаљно су сагледани процеси и појаве које настају приликом израде композита и утичу на особине материјала. Затим су композити синтетизовани и испитане су њихове особине. С обзиром да се испитивао утицај величине и садржаја ојачавајућих материјала на карактеристике композита, тежило се спровођењу таквог експеримента где би утицај свих осталих фактора био константан. У том циљу спроведен је планирани експеримент, којим се скраћује време и број експеримената, смањују укупни трошкови испитивања и добијају валидне информације које омогућују адекватну интерпретацију резултата. На овај начин праћен је истовремени утицај различитих фактора на испитиване особине и примењене су различите статистичке методе предвиђања механичких особина уз упоређење експерименталних и предвиђених резултата.

Добијени резултати испитиваних композитних материјала указују на могућност њихове примене у условима када се захтевају повећане вредности механичких особина, корозиона постојаности и задовољавајућа електрична проводност.

2. ТЕОРИЈСКЕ ПОСТАВКЕ

Производњом нових материјала – композита, са основом од алуминијума или његових легура, задовољени су многи захтеви индустрије у погледу механичких, физичких, хемијских и триболошких особина. Чињеница да један монолитни материјал скоро никада не може у потпуности да задовољи све потребе индустрије, условила је појаву композитних материјала, који представљају мешавину два или више различитих материјала, при чему се они међусобно не растварају, већ се користе најбоље особине саставних компоненти и добија материјал побољшаних карактеристика у односу на саставне делове. Интензиван развој ових материјала условила је и широка понуда материјала за ојачавање, као и унапређење техника за њихову производњу. Увођење композита за израду конструкционих делова у ваздухопловној и аутомобилској индустрији утиче и на очување животне средине. Наиме, мања маса финалног производа условљава нижу потрошњу енергије, а самим тим и смањење емисије штетних гасова, што има повољан ефекат на животно окружење [12-14]. Интензиван развој композитних материјала, утицао је и на истраживачки рад научника у нашој земљи, а као потврда тога је већи број радова из ове области [15-21].

2.1 Композити и њихова класификација

Разноликост у погледу особина композитних материјала могуће је остварити променом саставних компоненти, као и применом одговарајућих поступака њихове производње. Иако се композитни материјали представљају као материјали будућности, њихова употреба позната је од давнина. Дрво, бетон и цигла су први композитни материјали који су нашли примену. Дрво представља природни композит и састоји се од дугих целулозних влакана која су повезана лигнитом. У бетону су честице песка и шљунка повезане цементом. Производња цигле употребом блата и сламе забележена је још у Старом завету пре 5500 година. Без обзира на ове чињенице, масовна производња композита забележена је тек у другој половини прошлог века [22].

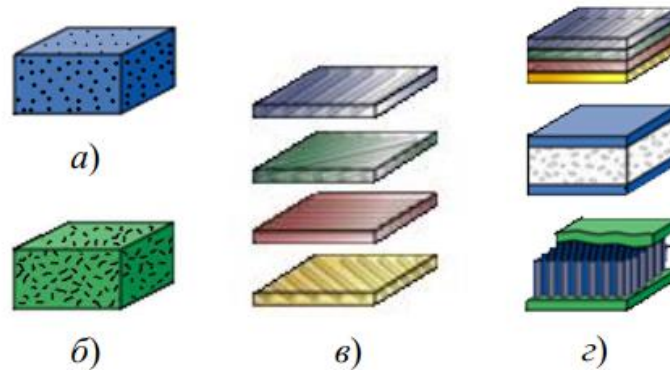
Композити су настали са идејом да се комбиновањем два или више материјала добије нови, при чему је главни циљ да се минимализују недостаци саставних компоненти и задрже њихове добре особине [23-25]. У структури композита јасно се издвајају основа (матрица) и ојачавајућа фаза (ојачивач). Основа је континуирана фаза у којој је хомогено дистрибуиран ојачивач. Компоненте композитног материјала су различите по својим својствима. Основа је жилава и дуктилна, а ојачавајућа фаза је лакша и тврђа [26]. Правилним одабиром компонената, водећи рачуна о њиховим масеним односима у саставу композита, могу се направити материјали захтеваних особина (тачно одређене густине, тврдоће, чврстоће, отпорности на корозију, хабање и др.) [27].

У зависности од матрице која се користи у изради композита може се извршити следећа класификација:

- композити са металном матрицом (*Metal Matrix Composite - MMC*),
- композити са керамичком матрицом (*Ceramic Matrix Composites - CMC*),
- композити са матрицом на бази полимера (*Polymer Matrix Composites - PMC*).

Постоје различити типови ојачивача (честице, влакна, плочице), па се подела композита може извршити и према облику ојачивача на следећи начин (слика 2.1):

- композити ојачани честицама,
- композити ојачани влакнима (дуга и кратка),
- структурни композити (ламинатни композити и сендвич конструкције).



Слика 2.1 Композитни материјали са различитим типовима ојачивача
а) честице, б) кратка влакна в) дуга влакна,
г) ламинатни, пенасти, саћасти [20]

Пажњу истраживача посебно су привукли композити са металном матрицом ојачани честицама, због својих побољшаних механичких особина, високе топлотне и електричне проводности и корозионе постојаности [1].

2.2 Композити са металном матрицом

Међу доступним металима који се уобичајено користе као метална основа у производњи ММС су: алуминијум, магнезијум, титан, бакар и железо, као и њихове легуре [24,28]. Легуре магнезијума и титана, које се користе као металне матрице, имају своје недостатке, па је њихова употреба ограничена. Магнезијум бурно реагује са атмосфером и због тога је поступак добијања композита компликован. Због његове реактивности, током производње треба одржавати инертну атмосферу у пећи. Поред тога, магнезијум има малу дуктилност и малу отпорност на лом [29]. Титан је високо реактиван и формира интерметална једињења са многим ојачивачима, а то није пожељно у поступку производње композита [30,31]. Железо као главни недостатак има повећану кртост и малу ударну жилавост, па се композити са основом од челика користе у производњи делова који захтевају повећану отпорност на хабање [32]. Бакар се користи као метална матрица када се од материјала захтева висока топлотна и електрична проводност. Употреба бакра у ове сврхе је веома ограничена због његове мале чврстоће [33]. Алуминијум се посебно издвојио као метална основа у производњи ММС услед захтева тржишта за лаким компонентама велике чврстоће. Осим тога, алуминијум је могуће једноставно обрађивати различитим техникама и корозионо је постојан.

2.2.1 Композити са алуминијумском матрицом

Алуминијум је тренутно најзначајнији метал обојене металургије, јер га одликују добре физичке, механичке, технолошке и хемијске особине, међу којима се издвајају добра ливкост, одлична корозиона постојаност и изузетан однос чврстоће и густине [34]. Због ових особина, алуминијум и његове легуре представљају атрактивне и економичне материјале погодне за употребу у различитим облицима и областима.

Употребом алуминијума и његових легура као металних основа, олакшан је поступак израде композита различитим технолошким поступцима. У поступку вртложног ливења могуће је применити интензивно мешање и олакшано увођење ојачавајућих честица. Додавањем честица може се утицати на величину кристалних зрна металне основе, чиме се побољшавају механичка и триболошка својства композита [35]. Од посебног значаја је чињеница да се променом ојачавајуће фазе, у квантитативном и квалитативном погледу, може утицати на промене њихових физичких и механичких особина. Мала тврдоћа и мала отпорност према хабању алуминијума и његових легура представљају недостатке металне основе.

Постоји неколико врста алуминијумских легура које се најчешће користе као метална основа у производњи композита. Матрица се бира према особинама и намени композита. У табели 2.1 дат је преглед најчешће коришћених алуминијумских легура, њихове особине и примене.

Табела 2.1 Најчешће коришћене алуминијумске легуре за производњу композитних материјала

Al легура	Истакнуте особине	Примене	Реф.
Чист Al	Дуктилност, обрадивост, корозиона постојаност, могућност рециклаже	Украсне кесице, фолије и посуде за храну и пиће	[36]
AlCu4Mg1	Одличан однос чврстоће и масе, добра завршна обрада, отпорност на замор, висока специфична чврстоћа	Конструкциони делови за камионе, авионе, машине, инструменти, ортопедске протезе, закивци	[37]
AlMg1SiCu	Одлична термичка обрада, обрадив, добра заварљивост, задовољавајућа чврстоћа	Конструкциони делови за камионе, авионе, бродове, оквири, вагоне и цевоводе	[38]
AlZn6MgCu	Отпорност на замор, корозију, добра обрадивост	Спортска опрема	[39]
AlMg6	Ливкост, обрадивост, висока чврстоћа, корозиона отпорност	Војна и авио индустрија	[40]
AlSi7Mg	Ливкост, обрадивост, отпорност на хабање, мала маса	Термичка заштита и аутомобилска индустрија	[41]

Алуминијумске легуре серије 6000, код којих су силицијум и магнезијум главни легирајући елементи, заузимају значајно место у производњи композитних материјала. Ове легуре имају ниску цену, доступне су на тржишту, поседују широк опсег механичких особина и погодне су за завршну обраду [42]. Метална основа, у овом случају алуминијумска легура, има задатак да:

- повезује честице ојачавајуће фазе и преноси оптерећење на њих,
- изолује ојачавајуће честице, које онда делују као препрека кретању дислокација,
- штити ојачивач од механичких оштећења и хемијских реакција и
- утиче на лом материјала, који зависи од компатибилности металне основе и ојачавајуће фазе.

Композити са алуминијумском матрицом (*Aluminium Matrix Composites – AMC*) заузимају највећи удео на тржишту ММС-а. Водеће место у истраживањима имају АМС ојачани честицама (*Particulate Aluminium Matrix Composites – PAMC*). Код PAMC метална основа и керамичке честице међусобно се не мешају, већ је керамичка фаза распоређена у металној основи [43]. Постали су веома атрактивни због својих изотропних механичких својстава, већих вредности механичких особина у односу на неојачану легуру и ниске цене (јефтине поступци обраде и ниске цене ојачавајућих честица). Из литературе је познато да су њихове особине, осим поступком производње, одређене величином и масеним садржајем ојачавајућих честица, као и природом везе између основе и ојачивача [44, 45].

Додатак честичних ојачивача металној основи на бази легуре алуминијума обезбеђује: повећану чврстоћу, већи модул еластичности, вишу радну температуру, побољшану отпорност на хабање, смањену тежину конструкционих делова, велику електричну и топлотну проводност, мали коефицијент термичког ширења и димензиону стабилност производа у поређењу са чистим легурама. АМС се одликују ниском ценом, изотропним особинама и могућношћу производње употребом постојећих технологија.

Током развоја, код појединих АМС уочени су недостаци у виду нехомогености у расподели честица, појаве агломерације честица, слабе везе између основе и ојачивача, што је резултирало опадањем механичких особина. Ови недостаци делимично су решени развојем хибридних алуминијумских композита (*Hybrid Aluminium Matrix Composites – HAMC*). У структури хибридних композита, поред примарног ојачивача, уочавају се један или више секундарних ојачивача, који се још називају и побољшивачи, јер утичу на побољшање особина које се јављају код класичних композитних материјала.

Код HAMC могу се разликовати три комбинације ојачавајућих честица [46, 47]:

- комбинација два различита синтетичка керамичка материјала,
- комбинација керамичких честица и пепела индустријског отпада,
- комбинација керамичких честица и пепела агро отпада.

Кључне предности употребе HAMC у аутомобилском и ваздухопловном сектору су смањење укупне масе, мања потрошња горива и ниже емисије штетних гасова у атмосферу [48]. С обзиром на све веће захтеве еколошких стандарда, уз присутну побољшану ефикасност аутомобила и авиона, употреба HAMC ће наредних година бити интензивирана [49-52]. Ови композити тренутно су у употреби за производњу кочионих система, дискова, чељусти, кочионих плочица, клипова, клипњача, вратила, рамова, кућишта пумпи, зупчаника, вентила, разних носача, ременица, делова квачила итд [48].

2.3 Избор материјала за ојачавање

Најважнији параметар у поступку добијања квалитетних композитних материјала је компатибилност између металне основе и ојачавајуће фазе. Ове две фазе имају веома различите физичке, термичке, електричне и механичке особине, па се правилним одабиром и подешавањем њихових масених удела, као и величине ојачивача, могу мењати особине ММС-а у широком опсегу. На тај начин обезбеђује се хемијска, термичка и физичка компатибилност. Хемијска компатибилност подразумева да су матрица и ојачавајућа фаза хемијски инертне, како би свака компонента задржала својства у екстремним условима експлоатације. Термичка компатибилност подразумева ограничену разлику у коефицијенту термичког ширења (α). Велика разлика у овом коефицијенту између матрице и ојачивача може изазвати појаву заосталих напрезања која су веома штетна у условима експлоатације, јер могу да доведу до

лома. Физичка компатибилност подразумева да је разлика у густини саставних компонената прихватљива. Велике разлике густине могу изазвати појаву сегрегације током обраде течног метала [44].

Највећи удео на тржишту заузимају композитни материјали ојачани честицама, па ојачавајућу фазу углавном чине керамичке честице у облику оксида (Al_2O_3 , MgO , TiO_2), карбида (SiC , TiC , B_4C), нитрида (AlN , BN , Si_3N_4) или борида (TiB_2). Избор ојачивача углавном зависи од намене композита, али у производњи *РАМС* најзаступљеније су честице Al_2O_3 , SiC и B_4C .

Особине које су издвојиле Al_2O_3 за тако значајну примену су: висока чврстоћа и тврдоћа, велика отпорност на хабање, температурна стабилност, корозиона постојаност у агресивним срединама и на повишеним температурама. Најважнији и најстабилнији облик овог оксида је његова хексагонална модификација $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ – корунд. Al_2O_3 има веома високу температуру тољења, 2045°C , и због тога се сматра топлотно инертним материјалом. Al_2O_3 и SiC остварују одличну везу са матрицом, при чему се добијају композити велике чврстоће. B_4C је тврд и композити са овим ојачавајућим материјалом су погодни за израду делова аутомобила отпорних на хабање.

Најновија истраживања баве се утицајем ојачавајућих честица органског порекла, које потичу од пепела индустријског и агро отпада. До сада су проучавани: електрофилтерски летећи пепео, пепео љуске пиринча, кикирикија, трске, бамбуса, кокоса итд. Њихова основна карактеристика је што значајно повећавају чврстоћу и имају ниску цену. Недостатак им је већа порозност у односу на керамичке ојачиваче. Међутим, примећено је да је већи ефекат на побољшање особина када се ови органски ојачивачи користе у комбинацији са керамичким честицама, стварајући хибридне композите [53].

Основна улога ојачивача је да обезбеди чврстоћу композиту, а поред тога може утицати на проводност, корозиону отпорност, кртост итд. Садржај ојачивача у матрици може бити 5% - 30% [3]. Повећани садржај може изазвати стварање кластера или агломерацију. Прегледом литературе, долази се до закључка да садржај ојачивача до 15%, уз правилно одабране параметре процеса добијања композита, може обезбедити униформну расподелу честица у великом делу запремине композита [54]. У табели 2.2 дат је преглед најчешће коришћених ојачивача, са њиховим својствима и применама.

Табела 2.2 Најчешће коришћени ојачивачи, њихове особине и примене

Ојачивач	Особине	Примена	Реф.
Al_2O_3	Висока тврдоћа, висок однос чврстоће и тежине	Кочиони дискови, клипови, главе цилиндара, клипњаче	[55]
SiC	Висока тврдоћа, кртост, специфична чврстоћа, термичка својства. Отпоран на киселине, базе и соли до 800°C	Клипови, кочиони ротори, кочиони дискови, вратила, лежишта мотора	[56]
B_4C	Висока чврстоћа, тврдоћа, мала густина, хемијска стабилност	Аутомобилска индустрија	[57]
Пепео	Ниска цена, одличне механичке особине	Блокови мотора, кочиони системи, ременице, посуде, поклопци	[57, 58]

Критеријуми који дефинишу могућност употребе честичних ојачивача у изради композита су [59]:

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

Већина поменутих ојачавајућих честица, обично има слабу квашљивост са растопом металне основе, што изазива појаву агломерације честица, која скоро увек доводи до смањења механичких особина. Због тога су бројна истраживања вршена у правцу побољшања квашљивости између металне основе и ојачивача модификацијом поступака добијања.

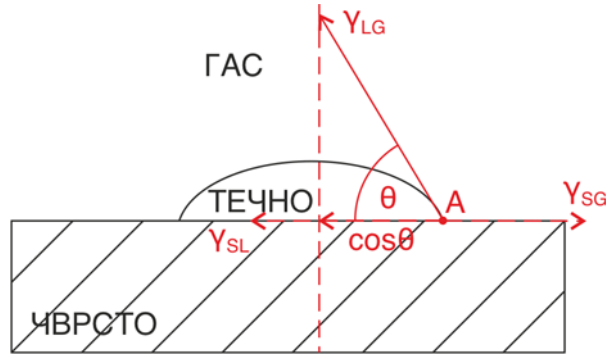
2.3.1 Општи принципи квашљивости

Квашљивост између ојачавајућих честица и матричне легуре је од пресудног значаја у припреми ММС-а. Ова особина је посебно значајна када се композит добија поступцима топљења и ливења. Да би се квашљивост између ојачавајућих честица и растопа металне основе повећала, потребно је задовољити следеће услове [60]:

- повећати површинску енергију чврстих честица,
- смањити површински напон растопа легуре основе и
- смањењити међуфазну енергију на граници чврсто-течно.

Већина ојачивача има слабу квашљивост. То доводи до агломерације честица и порозности, што условљава смањење механичких особина. Због тога се истраживања врше у правцу бољег разумевања појава на граници течност-чврсто и утицаја различитих фактора на појаве у међуфазној области растоп метала-ојачивач [61, 62].

Квашљивост дефинише способност растопа метала да пријања око честица ојачавајуће фазе. Степен квашљивости одређује се углом квашења или контактним углом (θ) између растопљеног метала и керамичке честице [63]. На слици 2.2 шематски је приказано одређивања угла квашења. Контактни угао дефинишу три различите површине: чврста (S - *solid*), течна (L - *liquid*) и гасовита (G - *gas*) и он се налази између тангенте повучене из тачке А на кружну линију која представља контуру капи течности и површине чврстог тела коју кап кваси.



Слика 2.2 Угао квашења, θ , капи течног метала на чврстој подлози [63]

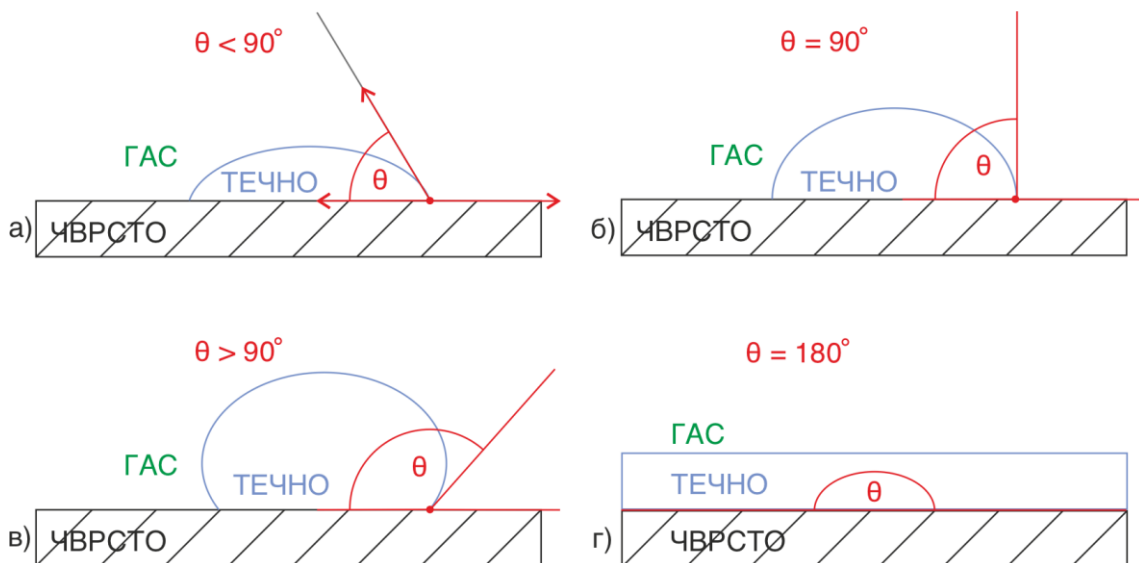
Young и Laplace су математичким путем објаснили понашање течне капи на чврстој подлози преко односа хоризонталних пројекција вектора међуфазних напона, који се јављају у тачки контакта три фазе (тачка А). Ако се систем налази у стању равнотеже, у равнотежи су и три површинска напона: γ_{sg} – површински напон на граници чврсто – гасовито (S-G), γ_{ls} – површински напон на граници течно – чврсто (L-S) и γ_{lg} – површински напон на граници течно – гасовито (L-G). Однос ова три вектора може се изразити Јанговом формулом на следећи начин [63]:

$$\gamma_{ls} + \gamma_{lg} \cdot \cos \theta = \gamma_{sg} \quad (2.1)$$

Ако се из ње изрази контактни угао, θ , јасно се запажа да он зависи од величине три површинска напона:

$$\cos \theta = \frac{\gamma_{sg} - \gamma_{ls}}{\gamma_{lg}} \quad (2.2)$$

Вредности контактнoг угла могу се наћи у опсегу од 0° до 180° . У зависности од величине овог угла врши се процена способности квашења чврсте пологе течним металом (слика 2.3.). Уколико је контактни угао $\theta < 90^\circ$, сматра се да течност кваси подлогу, а за угао $\theta > 90^\circ$, течност слабо кваси подлогу. За вредности угла $\theta = 180^\circ$, течност се разлива по чврстој подлози, а за угао $\theta = 90^\circ$ каже се да је систем у прелазној области.



Слика 2.3 Изглед капи при различитом контактном углу [63]

Добра квашљивост омогућава постојање јаких међуфазних веза које настају механичким спајањем или хемијском интеракцијом између конституената. Присуство нечистоћа и гасова може да погорша квашљивост, а самим тим и коначне особине композита. Постоји низ техника које помажу у повећању квашљивости, међу којима се могу издвојити следеће [59, 64]:

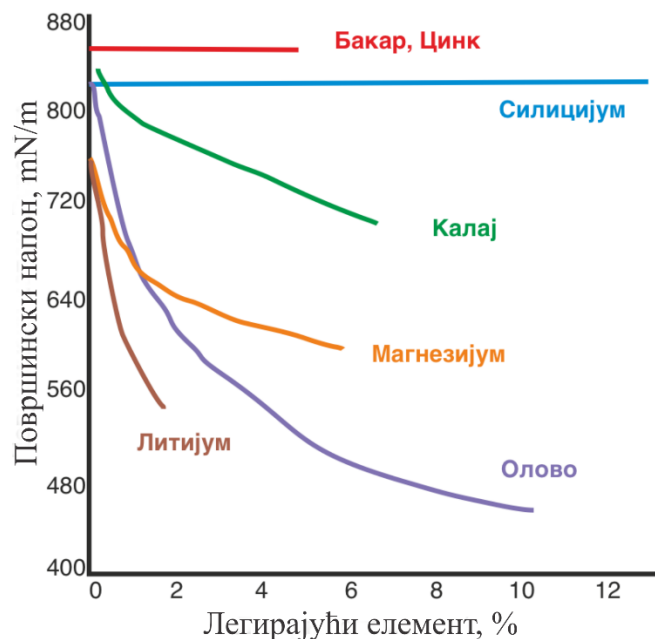
- додавање легирајућих елемената,
- превлачење ојачавајућих честица металном основом или легирајућим елементом,
- загревање ојачавајућих честица пре додавања у растопљени метал,
- примена ултразвучне вибрације,
- механичко мешање и др.

Додавање легирајућих елемената у растоп метала је најчешће коришћена техника за повећање квашљивости ојачавајућих честица. На овај начин квашљивост се може повећати уз помоћ три механизма:

- смањењем површинског напона течности,
- смањењем површинског напона чврсто – течно и
- хемијским деловањем на граници чврсто – течно.

Утицај додавања легирајућих елемената у растоп метала у циљу побољшања квашљивости између матрице и ојачавајуће фазе испитиван је од стране различитих истраживача [65-69].

На слици 2.4. приказан је површински напон алуминијума у функцији садржаја легирајућих елемената на температури од око 700°C.



Слика 2.4 Утицај легирајућих елемената на површински напон алуминијума при температури око 700°C [63]

Ефекат магнезијума на смањење површинског напона алуминијума је веома изражен [70]. Због тога се са повећањем садржаја магнезијума може очекивати смањење контактнoг угла. Магнезијум је високо реактиван елемент у присуству кисеоника, што је приказано следећом реакцијом [60]:



Магнезијум игра важну улогу током синтезе композита, јер уклања кисеоник са површине честица, и на тај начин повећава влажење честице растопљеним металом.

2.4 Механизми ојачавања композитних материјала

Постоји више теорија којима се покушава објаснити механизам ојачавања композитних материјала, али још увек не постоји јединствен став о томе који је од њих и у којој мери заслужан за побољшање особина композита. Неки механизми су значајнији од других, али се заслуге ојачавања материјала не могу приписати само једном механизму [71].

Механизми ојачавања код композита са металном матрицом могу се поделити на директне и индиректне. Код директних механизма ојачавања *ММС* са честичним ојачивачима подразумева да се примењено оптерећење преноси са слабије металне основе преко контактне површине матрица-ојачивач на обично чвршћу ојачавајућу фазу.

Пренос оптерећења са мекане алуминијумске матричне основе на чврсте и твде честице ојачивача након примене спољњег оптерећења доводи до ојачавања матрице композита. Пренос оптерећења се повећава са увећањем садржаја ојачивача у алуминијумској металној матрици. *Shear Lag* модел предложен од стране *Nardone* и *Prewo* [72] је широко заступљен код процене степена учешћа преноса оптерећења у укупном ојачавању честично ојачаних композита. Модел је представљен једначином:

$$\Delta\sigma = v_p \sigma_m \left[\frac{(l+t)A}{4l} \right] \quad (2.4)$$

где је v_p запремински удео честица ојачивача, σ_m је чврстоћа на граници развлачења неојачане матрице, l и t димензије честице паралелно и нормално на правац дејства оптерећења, а A је површина попречног пресека честице. Код једнакоосних честица ојачивача ова релација се трансформише у релацију:

$$\Delta\sigma = \frac{1}{2} v_p \sigma_m \quad (2.5)$$

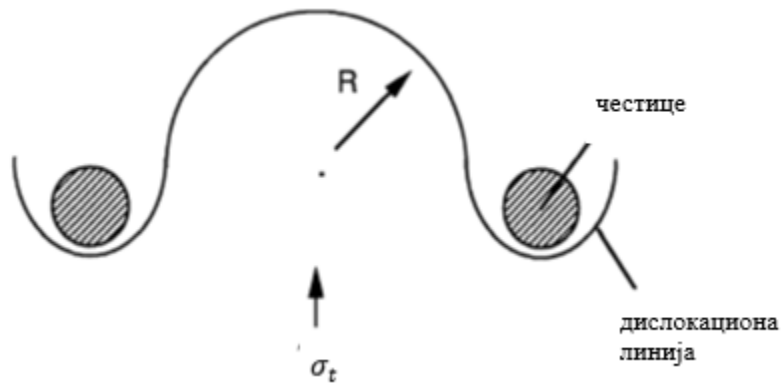
Међутим, код изражено сферичних честичних ојачивача пренос оптерећења није тако ефикасан. *Arsenault* и *Shi* [73] су закључили да ојачавајући механизми код *ММС* у ливеном стању припадају групи индиректних механизма.

Дислокациони модели ојачавања композита спадају у индиректне механизме ојачавања и у наставку текста биће представљени неки од њих.

Orowan-ов механизам дислокационог заобилажења честица ојачивача, приказан на слици 2.5, може довести до повећања чврстоће материјала. Уколико се може претпоставити да су честице ојачивача једнакоосне, онда се може проценити да ће ојачавање износити:

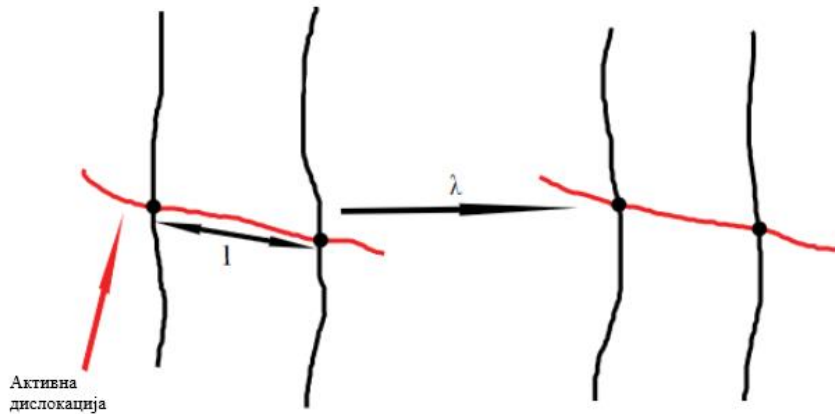
$$\sigma_t = \alpha \frac{Gb}{R} \quad (2.6)$$

где су G и b модул и величина *burgers*-овог вектора матричног метала респективно, R је радијус закривљености дислокације, а α представља константу чија се вредност креће у распону од 0,5 до 1.



Слика 2.5 Orowan-ов модел ојачавања [73]

Forest ојачавајући модел подразумева да активна дислокација која клизи по примарној равни клизања остаје заглављена како је то приказано на слици 2.6 [74].



Слика 2.6 Forest ојачавајући модел [74]

Овај тип ојачања спада у дислокационе механизме, где је ојачавање настало под утицајем деформације коју изазивају дислокационе структуре формиране током хлађења. Међутим, постоје и други фактори који ће утицати на увећање удела деформационог ојачавања композита у односу на матричну легуру. На почетку, у првој фази деформације, доћи ће до преноса оптерећења са матрице на ојачивач посредством *Orowan*-овог механизма. Очекивани допринос ојачању зависи само од удела честица ојачивача, F_v и може бити представљен релацијом:

$$\sigma_{wh1} = 4,5GF_v \quad (2.7)$$

Како деформација напредује, напрезање створено на контакту између матрице и честице ојачивача доводи до релаксације *Orowan*-ове петље. Међутим, при већим напрезањима честица ојачивача ће допринети деформационом ојачавању услед формирања геометријски неопходне дислокације. Овај допринос ојачавању *Ashby* је проценио да се може изразити релацијом:

$$\sigma_{wh2} = 5G(2F_v \frac{b}{d})^{1/2} \epsilon^{1/2} \quad (2.8)$$

при чему су G и b модул и величина *burgers*-овог вектора матричног метала респективно, d је величина честице, а ϵ деформација.

Такође је утврђено да претходно наведени допринос ојачавању композита може бити придодат било каквом ефекту легирајућег ојачавања, као што су растворно или преципитационо ојачавање.

Један од важнијих механизма ојачавања композита, а који се сврстава у индиректне механизме, је *Hall-Patch*-ов механизам. Овај механизам дефинише утицај величине кристалног зрна на ојачавање композитног материјала, и може бити представљен једначином:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{d^{1/2}} \quad (2.9)$$

у којој σ_y представља напон на граници течења после смањивања зрна, σ_0 је почетна вредност напона на граници течења, k_y представља константу, а d пречник кристалног зрна.

Taylor-ов механизам, такође, спада у индиректне механизме ојачавања. Он дефинише утицај густине дислокација на ојачавање композита. Код композитних материјала ојачаних честицама, дислокације настају као последица разлике у коефицијенту термичког ширења и модула еластичности металне основе и ојачивача. Ове разлике доводе до појаве напрезања у кристалној решетки, која ометају кретање дислокација и доводе до њиховог нагомилавања, што условљава ојачавање материјала.

3. ПОСТУПЦИ ДОБИЈАЊА ЧЕСТИЧНИХ КОМПОЗИТА

Способност *ММС*-а да комбинују својства ојачавајуће фазе са особинама металне основе, била је кључна у покретању опсежних истраживачких активности широм света. Ова погодност композитних материјала, међутим, лежи у правилном одабиру технике за њихову синтезу, која директно утиче на расподелу ојачавајућих честица у металној основи и особине композита [75]. Због тога је значајно истраживање научне заједнице усмерено на решавање питања избора одговарајућих поступака за њихову производњу и адекватних ојачавајућих материјала [76-79].

Истраживачки напори довели су до усавршавања производних метода и стварања потребних услова за добијање униформне расподеле ојачавајућих честица у металној основи. Многе од постојећих метода захтевале су извесне модификације и сада се успешно примењују у производњи композита са честичним ојачивачима. Код сваког развијеног поступка могу се издвојити одређене предности и недостаци, али основни циљ који сваки поступак мора да обезбеди је униформна расподела ојачивача [2].

Правилан избор поступка производње композита је врло битан, јер утиче на особине композита и трошкове производње. Подела поступака добијања честичних композита извршена је на основу агрегатног стања металне основе у тренутку мешања са ојачавајућом фазом, на следећи начин [43-44, 80-85]:

- производња композита у чврстом стању;
- производња композита у течном стању и
- производња композита у получврстом стању.

Добијање композитних материјала у чврстом стању изводи се поступцима металургије праха. Производња у течном стању користи различите поступке ливења, као што су вртложно ливење, ливење истискивањем и ливење под притиском. За обраду получврстог раствора користе се технике реокастинга и компокастинга.

3.1 Производња композита у чврстом стању

Производња *ММС* у чврстом стању металургијом праха (синтеровањем) је процес сједињавања прахова матрице и ојачивача дифузијом. Дифузија се одвија у чврстом стању на високим температурама и под притиском. Овим поступком могу се произвести композити високог квалитета са равномерно распоређеним честицама ојачавајуће фазе, али га високи производни трошкови ограничавају. Због тога се овај процес примењује у производњи када се захтевају висике вредности механичких особина и када те особине није могуће постићи другим процесима [86]. Најчешће се примењује за синтезу нанокompозита.

Механичко легирање прахова често претходи процесу синтеровања. Поступак се може изводити у млиновима различитих врста, али је најзаступљенији млин са куглама. Поступак се изводи тако што се прахови металне основе и ојачивача, заједно са куглама, убацују у цилиндричну комору млина која ротира хоризонтално око своје осе [18]. Током млевења, честице се деформишу, уситњавају и заварују под дејством енергије која настаје због сударања кугли о зидове млина.

3.2 Производња композита у течном стању

Поступак добијања композита ливењем огледа се у загревању материјала металне основе изнад температуре топљења, након чега се врши додавање ојачавајућих честица уз помоћ различитих техника мешања. Од ливачких поступака за добијање композита најчешће су примењивани поступак вртложног ливења (*Stir casting*), ливење под притиском (*Pressure die casting*) и ливење истискивањем (*Squeeze casting*). Поступци производње композита у течном стању заслужили су посебну пажњу јер не захтевају дуго време обраде и имају нижу производну цену, па се сматрају економичним. Цена производње композита коришћењем поступака ливења мања је и до 50% у односу на друге постојеће технике, а при масовној производњи цена може бити и 10 пута мања у односу на цену композита произведеног другим методама [87-88].

Постоји много модификација поступка ливења. Акценат је дат на поступку вртложног ливења (поглавље 3.4), јер је он примењен за синтезу композитних материјала који су испитивани у овој докторској дисертацији.

3.3 Производња композита у получврстом стању

Поступак производње композита који се изводи када се метална основа налази у получврстом стању познат је као компокастинг поступак (*Compocasting*). Сличан је поступку вртложног мешања. Разлика је у стању металне основе и брзини мешања. Ојачавајуће честице додају се уз мешање, које мора да буде интензивније у односу на мешање код вртложног ливења [89]. Предност овог поступка лежи у томе што се ојачавајуће честице не морају претходно припремати тј. не захтевају се услови који повећавају квашљивост честица растопом метала.

Код овог поступка метална основа се најпре загрева изнад температуре топљења у циљу одстрањивања шљаке. Затим се врши захлађивање растопа на температури између солидус и ликвидус линије и тако метална основа преводи у получврсто стање. Прва фаза компокастинг поступка је мешање получврстог растопа. Циљ мешања је да се деформише дендритна структура металне основе у равноосна кристална зрна и изједначи вискозитет по читавој запремини металне основе. Потом се врши инфилтрација ојачавајућих честица у получврсти раствор, а мешање обезбеђује њихову униформну расподелу. По престанку мешања, вискозитет растопа се знатно повећава и ојачавајуће честице остају заробљене у получврстом растопу [90].

Компокастинг поступак се све више примењује у производњи композита, јер обезбеђује уштеду енергије и алата услед ниже температуре производног процеса.

3.4 Поступак вртложног ливења

Вртложно ливење је врло слично конвенционалном процесу ливења. Разлика је у примењеном мешању истопљене металне основе, у циљу постизања равномерне расподеле ојачавача у металној основи. Овај поступак се посебно издвојио међу свим осталим поступцима, због своје једноставности, економичности и високе производности [16, 91]. Код овог поступка добијања композита ојачавајуће честице се уграђују у истопљену металну основу [5]. Обзиром да већина ојачавајућих честица има слабу квашљивост, примењује се механичка сила у виду мешања, како би се помогао процес дистрибуције честица по читавој запремини растопа и обезбедила њихова униформна расподела.

Усавршавањем поступка вртложног ливења у употреби су различито дизајниране пећи. Преглед могућих пећи и поступака мешања који се примењују у поступку вртложног ливења представљен је на слици 3.1.

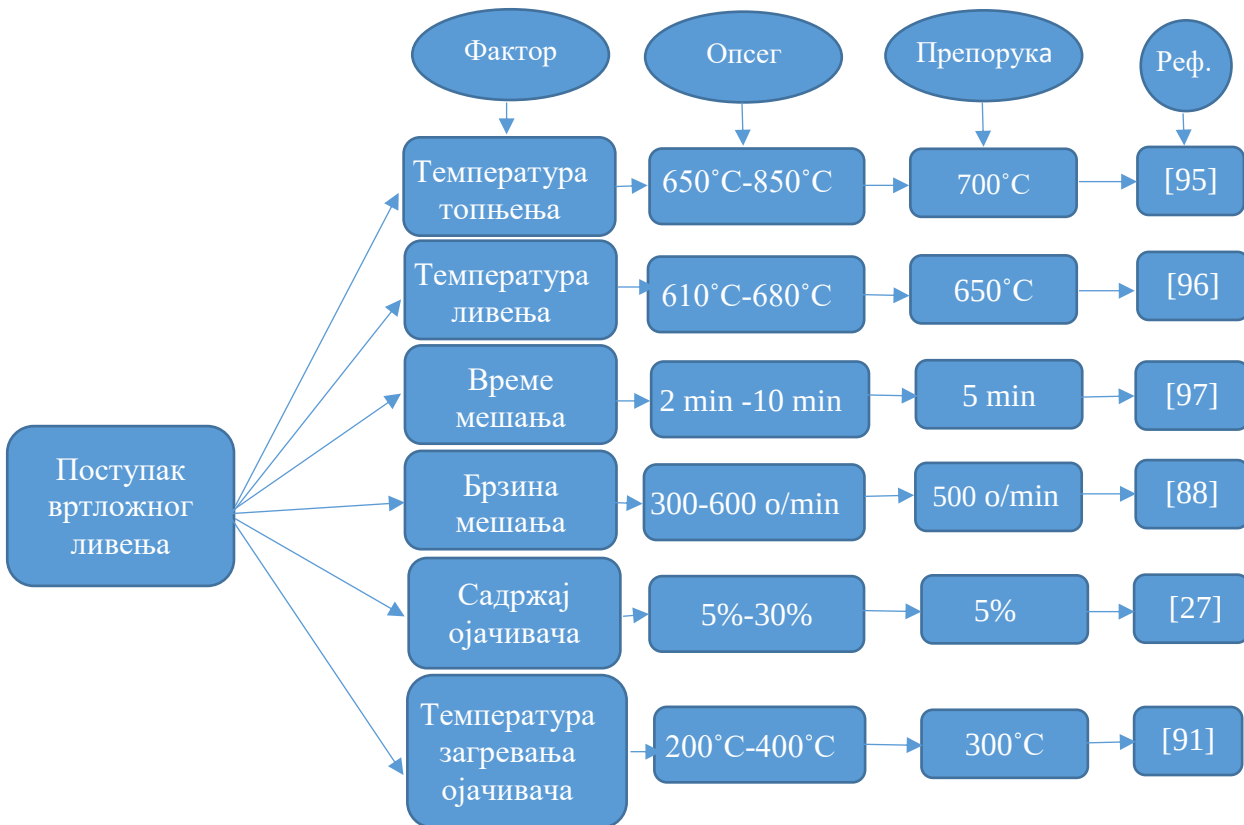


Слика 3.1 Варијанте вртложног ливења

Метал се најпре претапа у пећи, а затим се механичким мешањем у растопљени метал додаје одговарајући ојачивач. Услед мешања формира се вртлог који омогућава инфилтрацију слабо квашљивих честица ојачавајуће фазе у растоп и њихово распоређивање. У литератури први пут се помињу честични алуминијумски композити 1968. године, када је Ray произвео композит од алуминијумске матрице ојачан честицама Al_2O_3 , коришћењем механичког мешања. Основни проблем који треба решити у овом процесу је агломерација честица током производње [92]. Овом темом бавили су се многи истраживачи и дошло се до закључка да се ојачивач успешно може додавати до 30 мас.% уз истовремено постизање униформне расподеле ојачивача у матрици [93, 94]. Проучавањем литературе издвојили су се следећи фактори који утичу на хомогену расподелу ојачавајуће фазе у металној матрици [2]:

- брзина и време мешања,
- облик мешача,
- температура изливања и брзина очвршћавања,
- величина и садржај ојачавајућих честица.

На основу прегледа литературе могу се издвојити најутицајнији производни параметри за производњу *АМС* ојачаних честицама Al_2O_3 и SiC , опсег у којем су испитивања вршена и препоручене вредности параметара за постизање најбољих резултата у погледу особина (слика 3.2).



Слика 3.2 Процесни параметри за поступак вртложног ливења *АМС* ојачаних честицама Al_2O_3 и SiC

Брзина мешања је битан фактор који утиче на структуру композита, побољшава квашљивост између фаза и омогућава униформну расподелу ојачивача у матрици. Утврђено је да оптимална брзина мешања у поступку вртложног ливења за добијање *АМС* треба да буде између 400 o/min и 500 o/min, а време мешања од 5 min до 10 min. Такође експериментално је утврђено да температура процеса треба да буде нешто изнад температуре ликвидуса, како би се вискозитет одржао на потребном нивоу, да би се обезбедила униформна расподела честица у композиту [98,99]. Температура ливења је још један фактор који утиче на флуидност растопа и на формирање микроструктуре током очвршћавања. Величина и садржај честица ојачивача значајно утичу на особине добијених композита и овом темом бавили су се многи истраживачи [100-103]. Још један веома битан фактор за стварање вртлога и постизање униформне расподеле честица је облик мешача. Мешач је најчешће од нерђајућег челика обложен тврдом керамиком, како не би дошло до његове ерозије и реакције са истопљеним металом.

3.4.1 Изазови у производњи композита поступком вртложног ливења

Код примене поступка вртложног ливења могу се јавити неки нежељени ефекти, које треба контролисати и свести на минимум, због тога што нарушавају изотропност особина у композиту. Најчешће изазови са којима се суочавају истраживачи су:

- *Неравномерна дистрибуција честица и њихова агрегација.* Ове појаве негативно утичу пре свега на механичке особине композита. Неравномерна расподела честица ојачивача један је од основних разлога недовољног искоришћења ММС у комерцијалне сврхе.
- *Лоша кваљивост* која одређује јачину везе између матрице и ојачивача и на тај начин утиче на механичке особине.
- *Порозност* изазвана заробљеним гасом током мешања. Ова врста композитног дефекта може негативно утицати на корозиону постојаност и механичка својства. У циљу смањења порозности примењују се поступци: ливење у вакууму, пропуштање инертног гаса кроз растоп, ливење под притиском и секундарна обрада композита (екструзија, ковање, ваљање итд.).
- *Хемијски афинитет између растоп и ојачивача* тј. њихова међусобна реакција доприноси лошем квалитету ливеног композита. Претходно загревање матрице и ојачивача пре механичког мешања може решити овај проблем. Површина полазних компоненти мора бити правилно очишћена како би се реакција између њих свела на минимум.
- *Уношење оксида у растоп.*
- *Ерозија мешача.*

Ови недостаци превазилазе се правилним подешавањем параметара процеса (вискозитет растоп, брзина и време мешања, величина и садржај честица и др.) [88, 98, 104-105].

4. ОСНОВЕ ПЛАНИРАНОГ ЕКСПЕРИМЕНТА

Континуирана истраживања у области композитних материјала, која имају за циљ добијање материјала тачно одређених особина захтеваних у условима експлоатације, подразумевају велики број експеримената. Да би се убрзао развој и смањили трошкови експериментисања, као моћно средство у истраживању све више се примењује дизајн експеримента (планирани експеримент). Поред смањења броја експеримената и трошкова, искључује се и утицај случајног дејства спољашњих фактора, који могу имати утицај на коначне резултате истраживања. Најчешће методе оптимизације резултата, које су се издвојиле у научним истраживањима када је у питању математичко моделовање су: факторски план експеримената (*Full Factorial Design*), Тагучи метода (*Taguchi method*), метода одзивне површине (*Response Surface Methodology – RSM*) и многе друге. Последњих година са развојем вештачке интелигенције (*Artificial Intelligence – AI*) све више се користе технике тзв. „меког рачунарства“ (*Soft Computing*), којима припадају вештачке неуронске мреже (*Artificial Neural Network – ANN*), фази логика (*Fuzzy Logic – FL*), генетски алгоритми (*Genetic algorithms – GA*) и хибридни неуро-фази системи. Ове технике примењују се за моделовање, симулацију и оптимизацију сложених процеса, где је немогуће или тешко изводљиво применити друге технике математичког моделовања.

4.1 Дизајн експеримента

Дизајн експеримента (*Design of Experiments, DoE*) је веома битан корак у експериментисању. За успешно извођење експеримента, потребна је припрема, реализација експеримента (у лабораторији или производњи), обрада добијених резултата и њихова анализа. Сваки експеримент има улазне и излазне променљиве. Улазне променљиве су независно променљиве или утицајни фактори – $x_1, x_2, \dots, x_k$, а излазне променљиве су зависно променљиве или одговор (одзив) система – $y_1, y_2, \dots, y_l$. Код планираног експеримента фазе се спроводе по одређеном плану, а анализа резултата врши се по усвојеном плану матрице. Матрицом су дефинисане различите комбинације фактора који утичу на посматрани систем, опсег варирања ових фактора и њихови нивои, односно вредности у којима се посматрају фактори [106]. Дефинисање матрице је значајно, јер се на основу ње добија математички модел који описује испитивану појаву. На основу математичког модела могу се предвиђати вредности одзива система у зависности од утицајних фактора.

Концепт методе планираног експеримента се разликује од класичног у начину испитивања утицајних фактора на одзив система. Класичним експериментом испитује се утицај једног фактора на промену система, а остали фактори се одржавају константним на одређеном нивоу. Овакав експеримент захтева велики број понављања и скоро је немогуће установити да ли постоји интеракција између фактора. На основу класичног експеримента не могу се предвидети вредности одзива за утицајне факторе који нису били обухваћени експериментом [107]. Међутим, развојем регресионе и дисперзионе методе вишефакторне статистичке анализе од стране *Fisher*-а, једнофакторни експеримент се све мање користи [106]. Факторни експеримент се примењује при испитивању дејстава више утицајних фактора. Применом ове методе, процењује се утицај фактора и њихова интеракција и у зависности од броја фактора, факторни експеримент може бити двофакторни, трофакторни или вишефакторни експерименти.

После избора улазних и излазних фактора, нивоа и интервала варирања, плана експеримента и његове реализације, важно је применом статистичке анализе развити

адекватан математички модел. Математички модел се креира на основу броја утицајних фактора и циља експеримента. Најчешће примењивани су линеарни модел, модел интеракције и квадратни модел.

4.2 Теоријске основе коришћених метода

За потребе докторске дисертације експеримент је извршен по правилима планираног експеримента. После спроведених експерименталних мерења, вредности механичких особина моделоване су помоћу следећих метода:

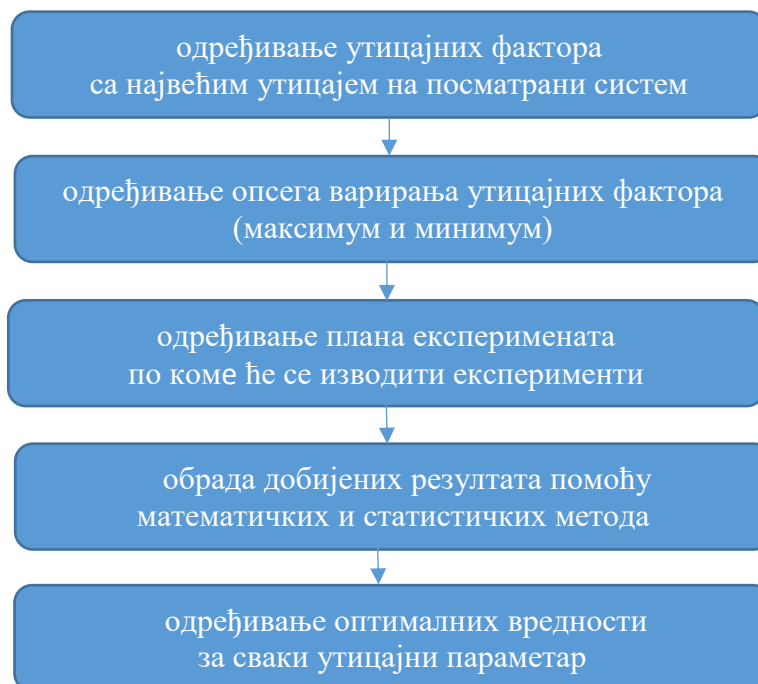
- Метод одзивне површине – *RSM* и
- Вештачке неуронске мреже – *ANN*.

Да би се добила реална слика о могућностима моделирања података различитим моделима извршена је упоредна анализа експерименталних и моделима предвиђених вредности.

4.2.1 Метода одзивне површине

RSM представља скуп математичких и статистичких техника које служе за моделовање и анализу везе између утицајних (улазних) фактора и одзива (одговора) система [108]. *RSM* предвиђа одзив система уз ограничен број експеримената, анализира интеракције између фактора и дефинише однос између одзива и утицајних фактора [109]. Циљеви *RSM* су креирање математичког модела тј. једначине која описује систем и на основу које се могу доносити одређени закључци и оптимизација одзива система на који делују утицајни фактори, тј. одређивање области утицајних фактора у којима се добија најбољи одзив система.

RSM се спроводи кроз фазе приказане у алгоритму на слици 4.1.



Слика 4.1 Ток спровођења *RSM*

Класични експеримент све више заостаје за *RSM* методом због броја потребних експеримената за извођење закључака. *RSM* даје више информација креирањем математичког модела који повезује утицајне факторе и одзив система. Такође је могуће утврдити да ли постоји интеракција утицајних фактора која утиче на одзив система. Интеракција утицајних фактора која има утицај на одзив система, може се представити дводимензионалним или тродимензионалним графиком.

С обзиром на то да је функција одзива система увек непозната, у процесу моделовања *RSM* моделом одзив се најпре апроксимира полиномом првог реда. Уколико он није адекватан, за апроксимацију се примењује модел интеракције утицајних параметара. Ако и овај модел не даје жељене резултате, разматра се полином другог реда. Полиноми већих степена се веома ретко користе [110-112].

У докторској дисертацији, *RSM* метода коришћена је за предвиђање и оптимизацију механичких особина (тврдоће, микротврдоће, зарезне чврстоће и издужења) у зависности од утицајних фактора: величине ојачавајућих честица (Al_2O_3) и садржаја ојачивача (Al_2O_3 и пепео).

4.2.2 Вештачке неуронске мреже

ANN су рачунарски алати који служе за креирање математичких модела који имају задатак опонашања људског мозга. Информације се кроз *ANN* преносе кроз чворове назване неурони [113]. Предност примене *ANN* при решавању проблема, огледа се, такође, у уштеди новца и времена смањивањем броја изведених експеримената. У структури *ANN* разликују се три нивоа (слоја):

- улазни,
- скривени и
- излазни.

Број неурона вештачке неуронске мреже и њихов распоред по нивоима, одређује ефикасност мреже [114]. Ограничење броја неурона постоји код улазног и излазног нивоа и он се мора поклапати са бројем улазних и излазних фактора. Скривени ниво може имати више слојева, у којима број неурона може варирати [115-116]. Информације се у мрежу допремају преко улазног слоја, затим прослеђују у скривени слој и на крају излазе преко излазног слоја у виду предвиђених вредности.

У докторској дисертацији, вештачка неуронска мрежа је коришћена за предвиђање и оптимизацију механичких особина (тврдоће, микротврдоће, зарезне чврстоће и издужења) у зависности од утицајних фактора: величине ојачавајућих честица (Al_2O_3) и садржаја ојачавача (Al_2O_3 и пепео).

5. ПРЕГЛЕД ДОСАДАШЊИХ ИСТРАЖИВАЊА

У овом поглављу сагледана су истраживања о предностима, недостацима и проблемима поступака добијања композитних материјала; механичким, физичким и хемијским особинама алуминијумских композита и дат је преглед досадашњих истраживања о утицају различитих фактора на особине композита.

У оквиру поступка вртложног ливења, научници су истраживали различите утицајне факторе процеса, као што су: време и брзина мешања, облик мешача, температура ливења, облик, величина и садржај ојачавајућих честица. Недостаци који се јављају на одливцима добијеним овим производном процесом су порозност, агломерација честица и појава оксидних укључака [117].

Sajjadi и сарадници [83] су испитивали утицај брзине и времена мешања на особине алуминијумских композитних материјала. Ојачавајући материјал су биле честице Al_2O_3 величине 20 μm - 30 μm и масеног садржаја 3%, 5% и 7,5%. Примењене су следеће брзине мешања: 150 o/min, 200 o/min, 300 o/min и 450 o/min. Време мешања растопа зависило је од масеног садржаја ојачавајућих честица и износило је 7 min - 15 min. Закључили су да мања брзина мешања (150 o/min) изазива појаву кластера и неравномерну расподелу честица у композиту условљену слабом квашљивошћу честица. При нешто већим брзинама мешања долази до равномернијег распореда честица, без стварања кластера и пора. При брзини од 450 o/min, тврдоћа добијених композита опада, што су аутори објаснили појавом агломерације, неравномерном расподелом ојачавајућих честица и повећањем порозности. Као оптимална брзина мешања усвојена је брзина од 300 o/min.

Утицај температуре ливења на особине алуминијумских композита истраживали су *Jar* и сарадници [118] на композиту од алуминијумске легуре A356 и ојачавајућих честица MgO. Испитиване температуре ливења биле су 800°C, 850°C и 900°C. Оптимални садржај ојачавајуће фазе и температура ливења одређени су испитивањем густине, микроструктуре и механичких особина добијених композита. Закључили су да је температура од 800°C најоптималнија за извођење процеса вртложног ливења.

Zhou и Xu [117] су проучавали композите металне матрице ојачане честицама и добијене методом вртложног ливења са двостепеним мешањем. Они су показали да се овом варијантом вртложног ливења повећава квашљивост и добија хомогенија расподела честица.

Sozhamannan и сарадници [98] су одређивали промену тврдоће и густине у функцији температуре при којој се додају ојачавајуће честице и времена мешања. Дошли су до закључка да дуже време мешања и више температуре процеса доводе до опадања вредности механичких особина и неравномерне расподеле ојачавајућих честица у композиту. Установили су и да продужено време мешања може изазвати хемијске реакције између матрице и ојачивача, што није пожељно у процесу производње композита. Закључак је био да температуру процеса треба одржавати између 750°C и 800°C, а време мешања треба да буде 20 минута.

Проучавањем параметара вртложног ливења попут положаја и величине мешача, брзине и времена мешања, садржаја ојачивача и температуре процеса, бавиле су се различите истраживачке групе. *Rohatgi* и сарадници [119] су испитивали утицај различитих параметара процеса на равномерну расподелу ојачавајућих честица и механичке особине (тврдоћа, затезна чврстоћа, издужење и ударна жилавост). *Nai и Gupta* [120] бавили су се проучавањем утицаја брзине мешања растопа на дистрибуцију и дифузију ојачавајућих честица SiC у алуминијумској основи. *Prabu* и сарадници [88] су поред брзине мешања испитивали и утицај времена мешања на дистрибуцију ојачавајућих честица. Закључили су да се са променом

брзине и времена мешања, значајно мења распоред честица, структура и тврдоћа произведеног композита. Генерално, закључак свих ових истраживања био је да повећање брзине и времена мешања до неке вредности доприноси равномернијој расподели ојачавајућих честица и порасту механичких особина. Са даљим порастом брзине и времена мешања особине композита опадају и долази до појаве дефеката у структури.

Поступак вртложног ливења успешно је применио *James* са сарадницима [121] у синтези хибридних композита од легуре EN AW 6061 и ојачавајућих честица SiC и TiB₂. Закључили су да се и поред изузетне чврстоће ових честица, добијају ниске вредности затезне чврстоће. Сматрали су да је агломерација ојачавајућих честица и стварање пора главни узрок ове појаве. Агломерација честица започиње при повећању масеног процента ојачивача на 15%.

Raj и *Thakur* [122] су у својим истраживањима унапредили поступак вртложног ливења, тако што су ливење композитног материјала вршили кроз отвор на дну пећи. Закључили су да овакав начин ливења омогућава униформну расподелу ојачавајућих честица у композиту, што су испитивањима на оптичком и електронском микроскопу и потврдили. Испитивања су извршена на композиту који је произведен од алуминијумске легуре EN AW 6061 као основе и ојачавајућих честица B₄C.

Bharath и сарадници [79] су неке недостатке процеса вртложног ливења покушали да превазиђу загревањем ојачавајућих честица на 200°C и њиховим постепеним додавањем у вртлог растопа, који настаје механичким мешањем. Додавање ојачавајућих честица на овај начин смањило је појаву агломерације честица и присуство порозности и обезбедило њихову равномерну расподелу у целој запремини композита.

С обзиром на дуготрајне и скупе експерименте, у циљу утврђивања оптималних процесних параметара поступка вртложног ливења, често се у истраживањима користе симулације и методе математичког моделовања. У том смислу *Kumar* и сарадници [123] спровели су истраживања заснована на симулацији процеса мешања, како би утврдили утицај брзине мешања на дистрибуцију честица кроз фазу матрице. Испитиване брзине мешања биле су 200 o/min и 400 o/min. Остали параметри били су константни. Закључили су да се равномернија расподела честица постиже при брзини мешања од 400 o/min. Симулацијом и моделовањем бавио се и *Naher* са сарадницима [124]. Они су испитивали ефекат вискозитета на распоред ојачивача у АМС и утврдили су да је одабрани приступ моделовању користан за предвиђање распореда ојачавајућих честица у получврстом металу. Математичко моделовање се све више примењује за одређивање оптималних параметара процеса при којима се добијају најбоље особине композитних материјала. Овим начином испитивања бавио се и *Goyal* са сарадницима [125]. Они су развили математичке моделе и одредили оптималне параметре процеса коришћењем регресионе анализе. *Su* и сарадници [126] су симулирали понашање честица током процеса мешања у лонцу методом коначних елемената. Утицајни параметри били су: угао пропелера мешача, облик мешача, брзина мешања и пречник лонца. У овом раду предложена је најбоља комбинација параметара, која доводи до униформне расподеле ојачавајућих честица.

Посебна пажња у литератури посвећена је истраживању утицаја величине честица и садржаја ојачивача на особине композитних материјала. *Balasubramanian* и *Maheswaran* [127] су истраживали ефекат додавања честица SiC различитих садржаја 0%, 5%, 10% и 15% на механичко понашање композита, који су добијени поступком вртложног ливења при температури топљења око 700°C. *Abdizadeh* и *Baghchesara* [128] су испитивали композите добијене на различитим температурама (750°C, 850°C и 950°C) и са различитим запреминским уделом ојачивача ZrO₂ (5% - 15%). Обе групе истраживача дошле су до сличних закључака, да се са повећањем садржаја ојачивача у композиту тврдоћа и затезна чврстоћа повећавају и да се максималне вредности ових особина добијају за садржај ојачивача од око 15%.

Истраживања су вршена и са ојачивачима органског порекла, тј. пепелима индустријског и агро отпада. *Shanmughasundaram* и сарадници [129] истраживали су утицај ојачавајућих честица летећег пепела на механичке особине и хабање алуминијумских композита. Садржај ојачивача у композиту био је 5 мас.%, 10 мас.%, 15 мас.%, 20 мас.% и 25 мас.%. Закључак овог рада био је да механичке особине расту до 15 мас.% летећег пепела, а затим опадају. Пад механичких особина аутори су објаснили појавом агломерације ојачавајућих честица при већем садржају пепела. До сличних закључака дошли су *Saravanan и Kumar* [130] који су испитивали композит од легуре AlSi10Mg ојачане са 3 мас.%, 6 мас.%, 9 мас.% и 12 мас.% пепела пиринчане љуске (RHA). Њихови резултати су показали да затезна чврстоћа расте при садржају ојачивача од 3 мас.% до 9 мас.%, а при садржају од 12 мас.% опада. Тврдоћа испитиваног композита има тенденцију сталног раста, због смањења кристалног зрна са повећањем садржаја ојачивача.

Употребом само органских ојачивача добијају се јефтинији композити. Међутим, незнатно побољшање механичких особина условило је даља истраживања у правцу развоја хибридних композита. Заједнички закључак који је изведен анализом доступне литературе је да заједничко деловање два или више ојачивача има значајан утицај на пораст механичких и триболошких особина у односи на полазну легуру, као и у односу на класичне композите. *Alaneme* са сарадницима [131] испитивао је механичке особине НАМС добијених поступком двостепеног мешања од легуре AlMgSi ојачане мешавином честица Al_2O_3 (30 μm) и RHA (<50 μm) масеног садржаја 10 %. Удео RHA у мешавини био је 0%, 2%, 3% и 4%. Најмања тврдоћа добијена је за композит ојачан са 4% RHA и 6% Al_2O_3 . Вредности затезне чврстоће се смањују када садржај RHA у мешавини расте. *Alaneme* и *Adewale* [132] су проучавали утицај мешавине ојачивајућих честица пепела пиринчане љуске и SiC на механичке особине хибридних композита од основе на бази легуре Al-Mg-Si. Ојачавајућа фаза чинила је 5%, 7,5% и 10% композита. Са повећањем удела ојачавајуће фазе порасла је затезна чврстоћа и граница течења, а опала порозност. Запажено је и да са повећањем удела пепела у ојачавајућој фази, затезна чврстоћа и граница течења опадају. Издужење се смањује са повећањем удела ојачавајуће фазе. *Narasaraju* и *Raju* [133] су за ојачавање алуминијумске легуре користили пепео пиринчане љуске и летећи пепео у различитом односу. Укупан проценат ојачивача био је 20%. Тврдоћа и затезна чврстоћа показале су исту тенденцију тј. повећале су се са смањењем удела пепела пиринчане љуске у ојачавајућој фази и највеће вредности добијене су за композит састава $\text{AlSi10Mg} + 10\%$ пепела пиринчане љуске + 10% летећег пепела. Вредности издужења расту када се смањује удео летећег пепела у ојачавајућој фази. *Prajval* и *Prasad* [134] су методом вртложног ливења успешно добили композит од алуминијумске легуре A356 ојачан честицама TiO_2 и лискуна у различитим процентима (1%, 2%, 3%, 4% и 5%). Повећање удела ојачивача утиче значајно на повећање тврдоће и затезне чврстоће. На вредности затезне чврстоће додатно утичу термичка обрада и старење. *Rajmohan* и сарадници [49] су легуру A356 ојачали честицама SiC и лискуна. Највеће вредности тврдоће добијене су при саставу 10 мас.% SiC и 3 мас.% лискуна. Установљено је да се са повећањем удела лискуна повећава отпорност на хабање. Резултати *Malhotra* и сарадника где су алуминијумски композити ојачани честицама ZrO_2 (5 мас.% и 10 мас.%) и летећег пепела (10 мас.%) показали су значајан пораст тврдоће, затезне чврстоће и издужења [135]. *Thyula* је са сарадницима изучавао утицај корозије на хибридни композит добијен поступком вртложног ливења од алуминијумске легуре EN AW 6061 и ојачавајућих честица графита, SiC и ZrO_2 . Резултати овог истраживања показали су да се брзина корозије смањује у присуству керамичких честица [136].

С обзиром да се у основи композитних материјала који су испитивани у овој докторској дисертацији налази легура EN AW 6061, овај део прегледа бави се анализом истраживања композита са основом од ове легуре ојачане различитим ојачивачима.

Moses и сарадници [137] испитивали су утицај ојачавајућих честица SiC различитих масених удела (5%, 10% и 15%). Постигли су равномерну дистрибуцију ојачавајућих честица, што је условило боље механичке и триболошке особине. Микротврдоћа испитиваног композита порасла је за 133,33%, а затезна чврстоћа за 65,2% при максималним садржајима ојачивача у поређењу са легуром EN AW 6061.

Ravi и сарадници [138] испитивали су утицај ојачавајућих честица B₄C на особине композита од легуре EN AW 6061. Садржај ојачавајућих честица био је 5 mas.% и 10 mas.%. Закључили су да је механичко мешање растопа условило хомогену дистрибуцију ојачавајућих честица B₄C у матрици, што је довело до повећања тврдоће и затезне чврстоће.

Један од најзаступљенијих ојачивача у производњи композита од легуре EN AW 6061 су честице Al₂O₃. Истраживањем утицаја ових честица на особине композита бавио се *Kandpal* са сарадницима [139]. Матрица је ојачана са 5%, 10%, 15% и 20% Al₂O₃. Закључили су да је постигнута хомогена дистрибуција ојачавајућих честица и да затезна чврстоћа и тврдоћа расту са повећањем садржаја ојачивача.

Легура EN AW 6061 последњих година највише се користи у производњи хибридних композита. Резултати истраживања хибридних композита са основом од EN AW 6061 легуре, који су доступни у литератури, сумирани су у табели 4.1.

Табела 5.1 Преглед досадашњих истраживања утицаја садржаја и врсте ојачавача на особине хибридних композита са металном основом од EN AW 6061 легуре

Аутори	Ојачивачи и њихов садржај у матрици	Постигнуте особине
Sharma и сарадници [140, 141]	5 mas.% (Al ₂ O ₃ + SiC) 10 mas.% (Al ₂ O ₃ + SiC) 15 mas.% (Al ₂ O ₃ + SiC) 5 mas.% (Al ₂ O ₃ + SiC) + 0.5 mas.% CeO ₂ 10 mas.% (Al ₂ O ₃ + SiC) + 1.5 mas.% CeO ₂ 15 mas.% (Al ₂ O ₃ + SiC) + 2.5 mas.% CeO ₂	НАМС ојачани честицама Al ₂ O ₃ и SiC показали су побољшана механичка својства у односу на легуру основе. Додатак честица ретких земаља (CeO ₂) смањује порозност ових композита. Успешно је додат и садржај од 2,5 mas.% CeO ₂ , чиме је значајно повећана затезна чврстоћа са 30 МПа на 123 МПа. Микротврдоћа и тврдоћа побољшане су за 17,02% и 33,80%, редом, након додавања 2,5 mas.% CeO ₂ . Уочено је да се дуктилност НАМС повећава заједно са повећањем затезне чврстоће. Ови композити показали су и повећану отпорност према хабању у односу на легуру.
Nathan и сарадници [142]	2, 4, 6 mas.% SiC и 3 mas.% ZrO ₂	Потврђен је равномеран распоред ојачавајућих честица у металној основи. Резултати механичких испитивања показали су повећање са повећањем процента ојачавајуће фазе. Композит са 6 mas.% SiC и 3 mas.% ZrO ₂ показао је повећање тврдоће за 39%, затезне чврстоће за 20,4% и чврстоће на притисак од 24,2% у поређењу са основном легуром.
James и сарадници [143]	ZrO ₂ (5%) и Al ₂ O ₃ (5%)	Резултати су показали повећану затезну чврстоћу и отпорност на хабање, а тврдоћа се повећала за 70% у односу на матичну легуру. Испитивањем корозионог понашања, утврђено је да се губитак масе смањује са повећањем садржаја ојачивача. Композити су показали изузетну отпорност на корозију.
Sarkar и сарадници [144]	8 mas.% (Пепео љуске пиринча (RHA) + SiC) у односу	Аутори су утврдили униформну расподелу ојачавајућих честица. Тврдоћа и затезна чврстоћа су опадале са повећањем mas.% RHA. Међутим, тврдоћа и затезна чврстоћа добијених НАМС је много већа у односу на

Аутори	Ојачивачи и њихов садржај у матрици	Постигнуте особине
	RHA : SiC = 1:4, 2:3 и 0:1)	неојачану легуру. Ови композити показали су значајно смањен ниво порозности, нижи од 2,86%.
<i>Jawalkar</i> и сарадници [145]	5 % Al ₂ O ₃ и 8 % пепео шећерне трске (37µm, 53µm и 75µm)	Одређиване су механичке особине (микротврдоћа, затезна чврстоћа, жилавост) и упоређене са вредностима за полазну легуру. Утврђено је да честице мање величине, доприносе бољим механичким особинама. Повећање величине честица доводи до смањења механичких својстава, али су вредности и даље веће у односу на полазну легуру.
<i>Devanathan</i> и сарадници [146]	SiC (10 mas.%) + летећи пепео (10 mas.%; 12,5 mas.%; 15 mas.% и 20 mas.%) + пепео љуске кокоса (2,5 mas.%; 5 mas.% и 10 mas.%)	Аутори су микроструктурним испитивањима потврдили прилично уједначену дистрибуцију ојачавајућих честица у матрици без стварања шупљина. Резултати механичких испитивања показали су значајно побољшање тврдоће и издужења и смањење затезне чврстоће како се повећава mas.% пепела кокосове љуске у НАМС. Запажена је и повећана отпорности према хабању.
<i>Sachinkumar</i> и сарадници [147]	SiC 10 mas.%) + летећи пепео (0 mas.%, 2,5 mas.%, 5 mas.%, 7,5 mas.% и 10 mas.%)	Микроскопска испитивања потврдила су хомоген распоред ојачавајућих честица у матрици до 7,5% пепела. Код 10% пепела уочава се агломерација честица услед њихове слабије квашљивости. Повећање летећег пепела до 7,5%, условило је повећање затезне чврстоће и микротврдоће, а садржај од 10%, довео је до опадања механичких особина.

Употреба различитих ојачивача доприноси расту механичких особина композита. Међутим, додавањем ојачивача преко одређене границе, механичке особине почињу да опадају. Заједнички закључак већине радова је да повећани садржај ојачивача у матрици изазива појаву порозности и агломерације, које условљавају пад механичких особина.

6. УРЕЂАЈИ И МЕТОДЕ КОРИШЋЕНИ ЗА ИСПИТИВАЊА

6.1 Уређаји за испитивање хемијског састава полазних компоненти

Хемијски састав полазних компоненти утврђен је рендгено-флуоресцентном анализом (XRF), применом спектрофотометра „Niton XL3t“. Овај поступак одређивања хемијског састава спада у ред неструктивних метода, који даје квантитативне и квалитативне резултате. Принцип рада заснива се на детектовању x -ray зрака који се емитују са електрона у испитиваном узорку. Детектор емитовано зрачење претвара у вредност енергије и пореди са базом података у којој се налазе вредности енергије за елементе периодног система. Ако се вредности енергије поклопе, уређај показује присуство елемента.

Хемијски састав пепела љуске ораха испитан је рендгенско-дифракционом анализом (XRD). XRD анализа вршена је на инструменту „RigakuMiniFlex 600“ са „D/teXUltra 250“ детектором високе брзине и рендгенском цеви са бакарном анодом. Услови снимања били су: опсег углова 3° - 90° , корак $0,02^{\circ}$, брзина снимња $10^{\circ}/\text{min}$. Напон рендгенске цеви био је 40 kV, а јачина струје била је 15 mA. Идентификација фаза вршена је у софтверу Match!, а добијени дифрактограми су упоређивани са подацима из кристалографске отворене базе података COD. Граница детекције XRD анализе је око 1%.

На сликама 6.1 и 6.2 приказани су уређаји коришћени за испитивања хемијског састава.



Слика 6.1 Уређај „Niton XL3t“
за XRF анализу



Слика 6.2 Уређај „RigakuMiniFlex 600“ за
XRD анализу

6.2 Уређаји за испитивање механичких особина

Тврдоћа спада у ред најзначајнијих механичких особина. Ово мерење извршено је по стандарду ASTM E384 [148]. Тврдоћа је мерена применом Викерсове методе на уређају „VEB Leipzig“ (слика 6.3). Поступак мерења тврдоће обухвата утискивање дијамантске пирамиде у површину материјала. Утискивање се врши отпуштањем полуге деловањем тегова масе од 5 kg до 100 kg, па оптерећење које се може постићи износи од 50 N до 10000 N. Након утискивања, врши се читавање дужина дијагонала добијеног отиска помоћу микроскопа, који је саставни део уређаја за мерење тврдоће. На основу средње вредности измерених дијагонала, врши се читавање вредности тврдоће из табеле. Тврдоћу по Викерсу могуће је мерити на свим металним материјалима, од најмекших до најтврђих. У зависности од врсте материјала и

дебљине испитиваног узорка, бира се величина силе утискивања. За алуминијум и његове легуре препорука стандарда за оптималну силу утискивања износи 100 N.



Слика 6.3 Уређај „VEB Leipzig“ за мерење тврдоће



Слика 6.4 Уређај „PMT 3“ за мерење микротврдоће

За мерење микротврдоће такође је коришћена Викерсова метода. Мерења су вршена на уређају „PMT 3“ (слика 6.4). Код мерења микротврдоће од пресудног је значаја да површина, на којој се врши мерење, буде изузетно равна. Због тога су површине узорка брушене и полиране. Сви испитивани узорци припремљени су на исти начин. Поступак мерења сличан је мерењу тврдоће и врши се утискивањем дијамантске пирамиде у материјал узорка. Сила утискивања за алуминијум и његове легуре је 0,5 N. После утискивања, врши се читавање дужина дијагонала добијеног отиска помоћу микроскопа, који је саставни део уређаја за мерење микротврдоће. На основу средње вредности измерених дијагонала, врши се читавање микротврдоће из табеле.

Испитивања затезањем урађена су на кидалици „Shimadzu“ (слика 6.5). Уређај је опремљен динамометром и користи софтверски пакет *Trapezium X*. Мерења су вршена применом стандарда SRPS EN ISO 6892-1:2020 [149]. Епрувете за испитивање добијене су машинском обрадом узорка из одливака. Епрувете су биле квадратног попречног пресека димензија 8 mm × 8 mm и дужине 150 mm. Примењена брзина оптерећења била је 100 mm/min.



Слика 6.5 Уређај „Shimadzu“ за мерење затезне чврстоће и издужења

Величине које су измерене у току испитивања затезањем су:

1. Затезна чврстоћа (R_m , МПа), која представља максимални напон који материјал може да издржи пре него што дође до лома под дејством силе затезања. Израчунава се из обрасца:

$$R_m = \frac{F_m}{S_0} \quad (6.1)$$

где је F_m – максимална сила којом је материјал оптерећен пре лома, S_0 – почетна површина попречног пресека.

2. Издужење (A , %), које се дешава под дејством силе затезања. У овим испитивањима, од посебног интереса је одређивање издужења при лому, које представља разлику између дужине прекинуте епрувете, L_1 , и првобитне дужине, L_0 , у односу на првобитну дужину, L_0 , и изражава се у процентима:

$$A = \frac{L_1 - L_0}{L_0} * 100\% \quad (6.2)$$

6.3 Уређај за испитивање електричне проводности

У оквиру физичких особина испитивана је електрична проводност. У сврху ових мерења коришћен је уређај „*Institut dr. Förster Sigmatest 2.063*“ (слика 6.6), који ову величину на материјалима мери променом импедансе мерне сонде. Пре почетка сваког мерења уређај је потребно калибрисати. Калибрација се врши помоћу мерних плочица познате електричне проводности: $8,4 \text{ MSm}^{-1}$ и $58,0 \text{ MSm}^{-1}$.



Слика 6.6 Уређај за мерење електричне проводности
„*Institut dr. Förster SIGMATEST 2.063*“

6.4 Микроструктурна испитивања

Микроструктурна испитивања извршена су уз помоћ оптичке микроскопије (ОМ) и скенирајуће електронске микроскопије са енергетско-дисперзивном спектрометријом (SEM – EDS).

За оптичку анализу узорака, коришћен је оптички микроскоп „*Leica DM 2700M*“ (слика 6.7).



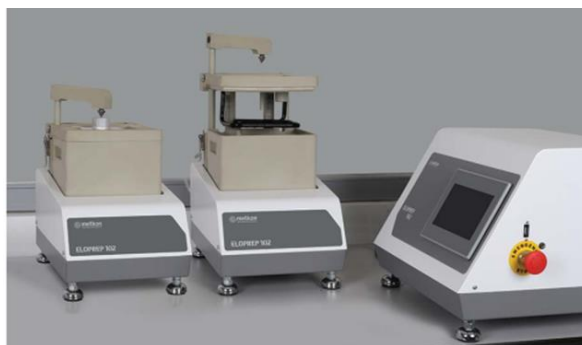
Слика 6.7 Оптички микроскоп „Leica DM 2700M“



Слика 6.8 Скенирајући електронски микроскоп „JEOL JSM IT 300LV“

SEM анализа извршена је помоћу скенирајућег електронског микроскопа „JEOL JSM IT 300LV“ (Слика 6.8). Као извор електрона користи се катода са волфрамовим влакном. Микроскоп је опремљен детекторима за секундарне електроне (SE) и повратно-расуте електроне (BSE), као и EDS-ом Oxford Instruments X-Max 50 mm² SDD. EDS је коришћен за анализу хемијског састава честица Al₂O₃, пепела и површине узорака.

Узорци за металографска испитивања су најпре ручно брушени на брусним папирима различите финоће, а затим је припрема настављена на уређају за електролитичко полирање и нагризање „Metkon ELOPREP 102“ (слика 6.9). Електролитичко полирање захтева краће време у односу на класични механички начин припреме, и не изазива механичке деформације површинских слојева које се могу приметити код механичког полирања. Примарни услов за примену електрополирања је да материјал буде проводан. Излазни напон за полирање био је 15 V, време полирања 40 s, напон нагризања 4 V, време нагризања 4 s и брзина протока електролита 0,2 L/min. Електролитички раствор који је коришћен за полирање и нагризање узорака је стандардног састава за алуминијум и легуре алуминијума: 800 mL 95 % C₂H₅OH и 60 mL 65 % HClO₄.



Слика 6.9 Уређај за електролитичко полирање и нагризање „Metkon ELOPREP 102“

6.5 Електрохемијска испитивања

Испитивања електрохемијских особина и корозионог понашања спроведена су коришћењем три електрохемијске методе:

- потенцијал отвореног кола (*ПОК*),
- метода Тафелове екстраполације,
- метода линеарног поларизационог отпора (*LPO*, *engl. LPR – linear polarization resistance*),

од којих су код две (последње наведене) одређиване густине струје корозије ($j_{kor.}$) и израчунаване брзине корозије (C_R).

За извођење електрохемијских експеримената коришћена је апаратура приказана на слици 6.10 која садржи потенциостат, галваностат, равнотежни амперметар компаније *Gamry Instruments Inc.* и *Corrosion* модул софтверски пакет *Gamry Framework*. За анализу резултата и одређивање корозионих параметара коришћен је софтвер *Gamry Echem Analyst*.



Слика 6.10 Апаратура за електрохемијска испитивања

Раствор који је коришћен за електрохемијска испитивања је сумпорна киселина (H_2SO_4) концентрације $0,01 \text{ mol/dm}^3$ ($pH \approx 2$). Потенцијал радних електрода мерен је у односу на zasiћену каломелову референтну электроду (*ZKE*). Контра електрода је био лим од платине, а радна електрода су били узорци легуре основе, *АМС* и *НАМС*. Пре сваког мерења узорци су брушени серијом SiC брусних папира и затим полирани коришћењем серије дијамантских пасти, закључно са гранулацијом од $1 \mu m$. Експерименти су вршени на температури од $25^\circ C \pm 0,5^\circ C$.

ПОК мерен је у трајању од 60 минута. *LPO* је мерен на потенцијалима $\pm 20 \text{ mV}$ у односу на *ПОК* при брзини промене потенцијала од $0,1667 \text{ mV/s}$ (у складу са ASTM G59 - 97(2020) стандардом [150]). Тафелове поларизационе криве мерене су на потенцијалима $\pm 200 \text{ mV}$ у односу на *ПОК* при брзини промене потенцијала од $0,5 \text{ mV/s}$.

6.6 Методе математичког моделовања коришћене за предвиђања механичких особина

Методама математичког моделовања (метода одзивне површине и вештачке неуронске мреже), кроз развој адекватних модела, извршено је предвиђање механичких особина израђених композита у оквиру дефинисаних интервала улазних фактора (величина и масени садржај ојачавајућих честица Al_2O_3 и пепела љуске ораха).

За развој математичких модела коришћен је пуни факторни план експеримента и вишеструка регресиона анализа. Статистичка обрада резултата механичких испитивања извршена је применом пограмског пакета *SPSS Statistics (SPSS v. 17)* и софтвера *GNU Octave*. Одређивање утицаја улазних променљивих и њихових интеракција на одзив система (излаз) и провера адекватности добијених математичких модела, вршена је применом анализе варијансе (*Analysis of variance - ANOVA*). Као улазни параметри коришћени су величина и масени удео ојачавајућих честица Al_2O_3 и масени удео пепела љуске ораха. Различите комбинације улазних фактора и њихових вредности омогућиле су предвиђање одзива система. Анализирани су коришћени модели и тачност њиховог предвиђања, а извршена је и верификација креираних модела.

6.6.1 Избор фактора, нивоа и плана експеримената

У овој докторској дисертацији, планирани експеримент примењен је на испитивање механичких особина *АМС* и *НАМС*, како би се потврдиле вредности добијене експерименталним мерењима, а упоредном анализом утврдило одступање од истих. На основу литературе и уводних експеримената дефинисани су утицајни фактори, што представља први корак у овим истраживањима. Други корак, као веома битан елемент истраживања је избор плана експеримената [106]. За потребе истраживања у овој дисертацији изабран је пун факторни план експеримената 3^2 за *АМС*, а за *НАМС* то је 3^3 .

Пуни факторни план 3^2 значи да се посматрају два утицајна фактора, а 3^3 три утицајна фактора, где сваки има три нивоа (доњи, основни и горњи). Практично, ово значи да за 3^2 постоји девет комбинација нивоа фактора, а за 3^3 то је 27 комбинација. Ради лакшег формирања матрице, нивои се кодирају са -1, 0 и 1. Кодирани вредности представљају бездимензионе величине. Израчунавају се из једначине [151]:

$$X = \frac{x_{\frac{x_{max}+x_{min}}{2}} - \frac{x_{max}-x_{min}}{2}}{\frac{x_{max}-x_{min}}{2}} \quad (6.1)$$

где су X – кодирана вредност фактора, x – измерена вредност фактора, x_{min} и x_{max} – минимална и максимална вредност фактора.

После дефинисања утицајних фактора, циљ је одређивање функционалне зависности између одзива система, у овим примерима механичких карактеристика, и утицајних фактора. Математичка зависност која описује утицајне факторе и одзив система може бити представљена општом једначином облика [152]:

$$y = f(x_1, x_2, \dots, x_i) + \varepsilon \quad (6.2)$$

где су y – одзив система, $x_1, x_2, \dots, x_i$ – утицајни фактори, ε – укупна грешка експеримента.

Помоћу грешке ε може се утврдити разлика стварних (измерених) вредности и моделом предвиђених вредности. Мања грешка даје бољу апроксимацију.

6.6.2 Обрада резултата методом одзивне површине

Резултати, који су добијени мерењем механичких особина АМС, статистички су обрађени у циљу добијања математичког модела, који са великом тачношћу описује однос утицајних фактора и мерених особина (тврдоће, микротврдоће, затезне чврстоће и издужења). Техника која је коришћена у оквиру програмског пакета *SPSS Statistics* за испитивање ове везе је стандардна вишеструка регресиона анализа. *RSM* је коришћена за оптимизацију механичких карактеристика АМС [108].

За предвиђање вредности механичких особина композита на бази легуре EN AW 6061 ојачаних честицама Al_2O_3 , експерименталне вредности су моделоване регресионим полиномом другог реда, који за два утицајна фактора има следећи облик:

$$y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \beta_{11} x_1^2 + \beta_{22} x_2^2 + \beta_{12} x_1 x_2 \quad (6.3)$$

где су $\beta_0, \beta_1, \beta_2, \beta_{11}, \beta_{22}, \beta_{12}$ – коефицијенти регресије, β_0 – коефицијент регресије пресека модела, β_1 и β_2 – коефицијенти регресије линеарних чланова, β_{11} и β_{22} – коефицијенти регресије квадратних чланова, β_{12} – коефицијенти регресије интеракције утицајних фактора.

6.6.2.1 Метода одзивне површине примењена за предвиђање механичких особина алуминијумских матричних композита

У систему АМС најзначајнији утицајни фактори су величина (x_1) и садржај (x_2) ојачавајућих честица Al_2O_3 , а одзиви система (y) су механичке карактеристике: тврдоћа (HV_{10}), микротврдоћа ($HV_{0,05}$), затезна чврстоћа (R_m) и издужење (A).

Деловање утицајних фактора на вредности механичких особина праћен је уз помоћ два улазна фактора са одређеним нивоима. У табели 6.1 представљени су утицајни фактори са правим и кодираним вредностима, њихови нивои и интервали варирања.

Табела 6.1 Утицајни фактори и њихови нивои у систему АМС

Фактор	Ознака	Доњи ниво	Основни ниво	Горњи ниво	Интервал варирања
Величина ојачавајућих честица, μm	x_1	50	80	110	30
	X_1	-1	0	1	
Садржај ојачивача, %	x_2	2	5	8	3
	X_2	-1	0	1	

Кодирање фактора вршено је на основу једначине (6.1) и добијени су следећи изрази за кодирање, односно одређивање бездоменионих величина фактора X_i :

$$X_1 = \frac{x_1}{30} - \frac{8}{3} \quad (6.4)$$

$$X_2 = \frac{x_2}{3} - \frac{5}{3} \quad (6.5)$$

где су X_1, X_2 – кодиране вредности величине и садржаја ојачивача, редом, а x_1, x_2 – праве вредности величине и садржаја ојачивача, редом.

6.6.2.2 Метода одзивне површине примењена за предвиђање механичких особина хибридних алуминијумских матричних композита

У систему НАМС утицајни фактори су величина ојачавајућих честица Al_2O_3 (x_1), садржај ојачавајућих честица Al_2O_3 (x_2) и садржај пепела (x_3), а одзиви система (y) су, као и у претходном случају, механичке карактеристике: тврдоћа, микротврдоћа, затезна чврстоћа и издужење.

Деловање утицајних фактора на вредности механичких особина праћен је уз помоћ три улазна фактора на одређеним нивоима. У табели 6.2 представљени су утицајни фактори са правим и кодираним вредностима, њихови нивои и интервали варирања.

Табела 6.2 Утицајни фактори и њихови нивои у систему НАМС

Фактор	ознака	Доњи ниво	Основни ниво	Горњи ниво	Интервал варирања
Величина ојачавајућих честица Al_2O_3 , μm	x_1 X_1	50 -1	80 0	110 1	30
Садржај ојачивача Al_2O_3 , %	x_2 X_2	2 -1	5 0	8 1	3
Садржај пепела, %	x_3 X_3	1 -1	2 0	3 1	1

Кодирање прва два фактора већ је извршено у претходном поглављу по једначинама (6.4) и (6.5), а кодирање садржаја пепела вршено је по једначини:

$$X_3 = x_3 - 2 \quad (6.6)$$

где је X_3 – кодирана вредности садржаја пепела, а x_3 – права вредност садржаја пепела.

Поступак анализе резултата и креирање математичких модела извршено је на исти начин као и у претходним случајевима, уз употребу истих софтверских пакета. План експериманата који је примењен у овом случају је пуни факторни план 3^3 .

6.6.3 Обрада резултата помоћу вештачких неуронских мрежа

Знање неуронских мрежа дефинисано је јачинама неуронских веза (тежинама), које имају способност да „уче“ на основу података који су намењени обучавању (тренирању) неуронске мреже [153, 154]. Неуронске мреже могу се представити следећом структуром [20, 115]:

$$N_{in} - (N_1 - N_2 - \dots - N_i)_h - N_{out} \quad (6.7)$$

где су N_{in} – број неурона у улазном нивоу, N_{out} – број неурона у излазном нивоу, N_1 , N_2 , и N_i – број неурона у скривеним нивоима, h – број скривених нивоа неурона.

6.6.3.1 Вештачке неуронске мреже примењене за предвиђање механичких особина алуминијумских матричних композита

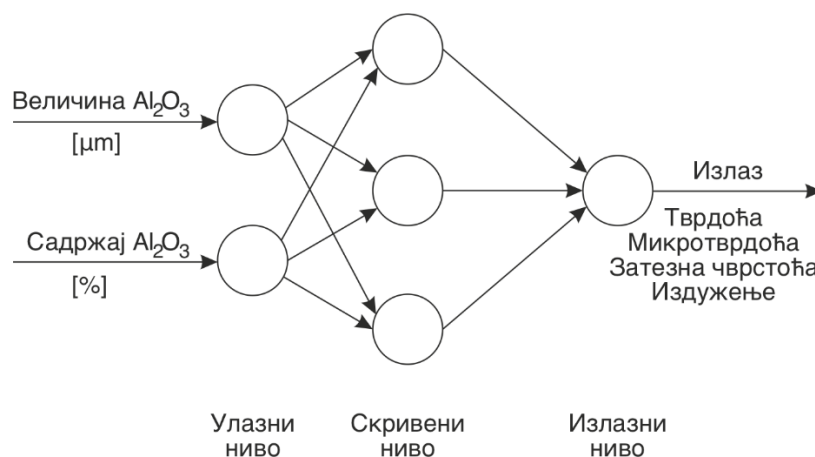
За моделовање помоћу ANN најбитније је одредити улазне и излазне променљиве. У овом примеру, улазне величине су величина и садржај ојачавајућих честица Al_2O_3 , док су излазне величине тврдоћа, микротврдоћа, затезна чврстоћа и издужење. ANN је имала један улазни и један излазни ниво. Број неурона у улазном нивоу био је једнак броју улазних променљивих, односно 2, а број неурона излазног нивоа поклапао се са бројем излазних променљивих, тј. 1. Број неурона у скривеном нивоу није тачно дефинисан и њихов број се одређује испитивањем. Почело се са једним скривеним нивоом и два неурона, а затим је број неурона повећаван. Том приликом праћени су грешка и способност генерализације изабране архитектуре ANN. Број циклуса обучавања је такође повећаван. [153].

Тренирање (обучавање) мреже извршено је по алгоритму Левенберг-Маркарта (*Levenberg-Marquardt*). Након извршеног моделовања и тренирања мреже, софтверски су израчунати коефицијенти регресије појединачно (за тренирање, валидацију и тестирање) и на крају укупан коефицијент обучавања мреже.

За потребе истраживања у докторској дисертацији, пројектоване су четири независне ANN:

- ANN за предвиђање тврдоће (ANN_{HV}),
- ANN за предвиђање микротврдоће ($ANN_{HV_{0,05}}$),
- ANN за предвиђање затезне чврстоће (ANN_{R_m}) и
- ANN за предвиђање издужења (ANN_{ϵ}).

Архитектура ANN у сва четири случаја била је иста са разликом у излазној величини. Код ANN_{HV} излазна величина је тврдоћа, код $ANN_{HV_{0,05}}$ то је микротврдоћа, за ANN_{R_m} излаз је затезна чврстоћа, а за ANN_{ϵ} излаз је издужење. Архитектура ових неуронских мрежа је 2-3-1. Ова ознака показује да мрежа има 2 неурона у улазном нивоу (величина и садржај ојачавајућих честица Al_2O_3), 3 неурона у скривеном нивоу и 1 неурон у излазном нивоу (тврдоћа, микротврдоћа, затезна чврстоћа или издужење). Коришћена неуронска мрежа, шематски је приказана на слици 6.11.



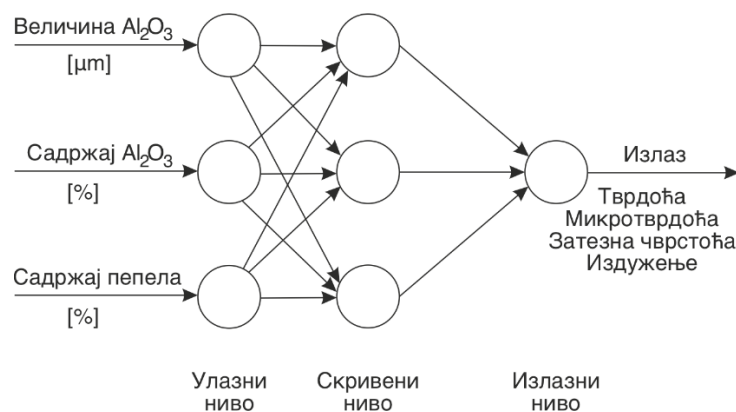
Слика 6.11 Архитектура ANN коришћене за предвиђање механичких особина AMC

6.6.3.2 Вештачке неуронске мреже примењене за предвиђање механичких особина хибридних алуминијумских матричних композита

Моделовање механичких особина помоћу *ANN* извршено је и за *НАМС* али уз другачији приступ. У скупу за моделовање постојало је 27 експериментално добијених податка и он је подељен на два скупа (први за тренирање и други за тестирање). Пројектована *ANN* за предвиђање механичких карактеристика тренирана је скупом од 22 податка, док је скуп од 5 података коришћен за верификацију рада мреже, односно њено тестирање. Пројектоване су четири независне *ANN*:

- *ANN* за предвиђање тврдоће (*ANNHV*),
- *ANN* за предвиђање микротврдоће (*ANNHV_{0,05}*),
- *ANN* за предвиђање затезне чврстоће (*ANNR_m*) и
- *ANN* за предвиђање издужења (*ANNA*).

Мрежа је у свим случајевима имала исту архитектуру и ознаку 3-3-1. Ова ознака показује да мрежа има 3 неурона у улазном нивоу (величина ојачавајућих честица Al_2O_3 , садржај ојачавајућих честица Al_2O_3 и садржај пепела), 3 неурона у скривеном нивоу и 1 неурон у излазном нивоу (тврдоћа, микротврдоћа, затезна чврстоћа или издужење). Коришћена неуронска мрежа шематски је приказана на слици 6.12.



Слика 6.12 Архитектура *ANN* коришћене за предвиђање механичких карактеристика *НАМС*

7. ЦИЉЕВИ ИСТРАЖИВАЊА

Истраживања на којима је базирана ова докторска дисертација укључује експериментална испитивања класичних и хибридних алуминијумских композита са основом од EN AW 6061 легуре. Класични алуминијумски композити ојачани су честицама Al_2O_3 , различите величине (50 μm , 80 μm и 110 μm) и масеног садржаја (2 мас.%, 5 мас.% и 8 мас.%). За израду хибридних алуминијумских композита, као примарни ојачивач коришћене су честице Al_2O_3 , исте величине и масеног садржаја као и код класичних композита, а секундарни ојачивач био је пепео љуске ораха, различитог масеног садржаја (1%, 2% и 3%).

Прегледом литературе, запажено је да хибридни композити поседују унапређене особине, чиме се значајно шири њихова примена. Такође је установљено да су истраживања ових материјала у нашем ширем окружењу веома ретка. С обзиром на потенцијал са којим наша земља располаже, а везује се за присуство велике количине разноврсног органског отпада, истраживања спроведена у овој докторској дисертацији усмерена су у том правцу.

Дефинисани су основни проблеми који се јављају у производњи честичних композита, а који се односе на чињеницу да су ојачавајуће честице склоне груписању у кластере и стварању агломерата. Многи аутори су утврдили да је то последица лоше квашљивости честица ојачивача растопом металне основе [60, 63, 65-66, 156]. Решавање овог проблема је веома значајно, на њему се интензивно ради, како у смислу проналажења одговарајућег поступка производње, тако и на дефинисању оптималних вредности параметара тог процеса. Истражују се различите модификације процеса у циљу постизања униформне расподеле честица у металној основи. Један део ове докторске дисертације, такође, је посвећен расветљавању тих проблема.

Главни циљеви истраживања ове дисертације су:

- Развој апаратуре за извођење процеса вртложног ливења у лабораторијским условима;
- Дефинисање оптималних вредности свих утицајних параметара на процес вртложног ливења приликом добијања композитних материјала са униформном расподелом ојачавајућих материјала;
- Испитивање могућности добијања композита са металном основом од легуре EN AW-6061 уз додатак ојачавајућег материјала у облику честица Al_2O_3 , као и хибридних композита уз додатак честица Al_2O_3 и пепела љуске ораха поступком вртложног ливења,
- Постизање униформног распореда честица ојачавајуће фазе (Al_2O_3 или Al_2O_3 и пепела љуске ораха) по читавој запремини композитних материјала применом вртложног ливења, коришћењем најоптималније комбинације главних утицајних параметара;
- Структурна, механичка, физичка и хемијска карактеризација класичних композита са EN AW 6061 металном основом и ојачавајућим материјалом у облику честица Al_2O_3 и хибридних композита са EN AW 6061 металном основом и ојачавајућим материјалима у облику честица Al_2O_3 и честица пепела љуске ораха;

- Упоређивање особина класичних и хибридних композита са особинама легуре EN AW 6061, као и међусобно упоређивање особина добијених композита;
- Промовисање припреме и реализације експеримента у научно истраживачком раду у складу са правилима планираног експеримента;
- Развој математичких модела (метода одзивне површине) и тренирање вештачких неуронских мрежа ради могућег предвиђања особина АМС и НАМС у испитиваном опсегу утицајних фактора.

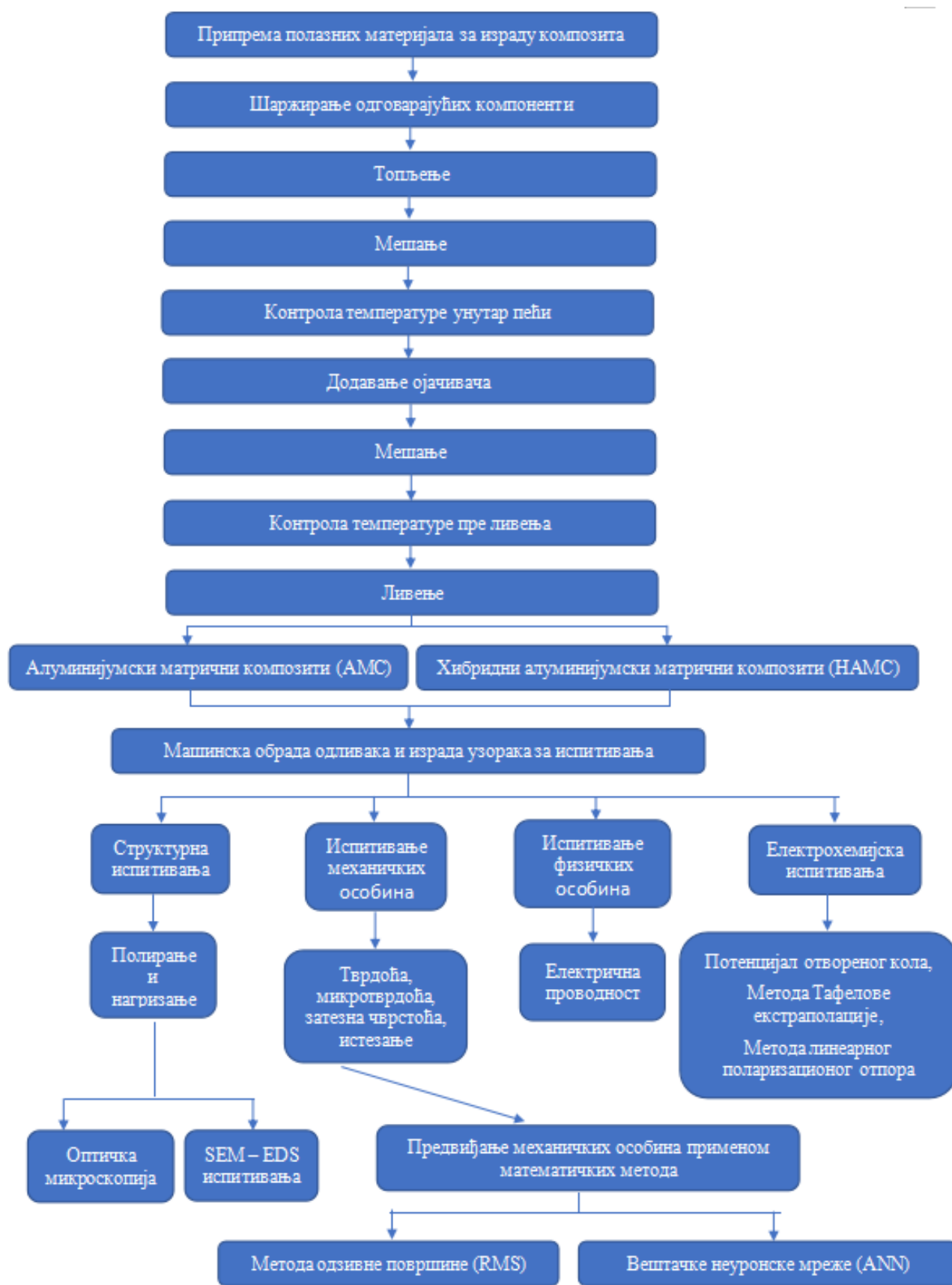
8. ЕКСПЕРИМЕНТАЛНИ ДЕО

Експериментални део истраживања обухватио је израду *АМС* и *НАМС* поступком вртложног ливења у лабораторијским условима. Добијени узорци су подвргнути структурним, механичким и физичко – хемијским испитивањима, ради одређивања њихових особина, које су затим упоређене међусобно и са особинама металне основе. Шематски приказ тока експеримента дат је на слици 8.1. Експериментална истраживања за потребе ове докторске дисертације урађена су у лабораторијама Техничког факултета у Бору, Института за рударство и металургију у Бору и Фабрици каблова у Зајечару.

8.1 Материјали за израду узорака

Полазне компоненте за добијање композитних материјала биле су:

- алуминијумска легура EN AW 6061,
- прах Al_2O_3 и
- пепео љуске ораха.



Слика 8.1 Шематски приказ тока експеримента

8.1.1 Алуминијумска легура EN AW 6061

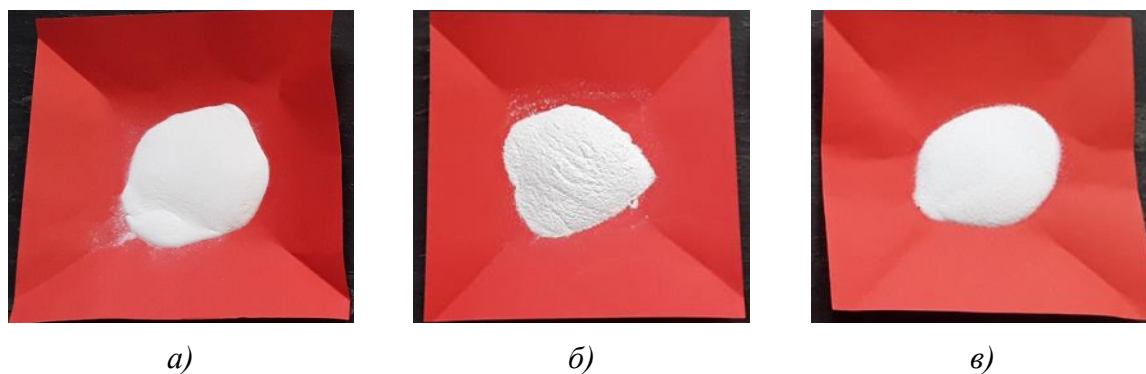
Алуминијумска легура EN AW 6061, која је коришћена као метална основа за добијање композита, добијена је топљењем технички чистих метала: алуминијума, магнезијума и силицијума. Топљење је вршено у електроотпорној пећи у графитном лонцу на температури од 750°C. У циљу постизања редукционе атмосфере коришћена је покривка од графитног праха. После топљења, извршено је ливење растопа у метални калуп правоугаоног попречног пресека 20 mm × 15 mm. Тако је добијен одливак легуре основе од кога су машинском обрадом добијени узорци за даља испитивања. Хемијски састав добијене легуре дат је у табели 8.1. Он одговара вредностима које су прописане стандардом EN 573-3 [157].

Табела 8.1 Хемијски састав одливка легуре EN AW 6061

Елемент	Садржај, мас. %		
	Минимални	Максимални	Измерени
Si	0,50	0,90	0,82
Cu	0,15	0,40	0,15
Fe	0	0,70	0,29
Zn	0	0,25	0,11
Mg	0,80	1,20	0,84
Mn	0	0,15	0,04
Ni	0	0,05	<0,03
Pb	0	0,05	<0,04
Sn	0	0,05	<0,04
Ti	0	0,15	0,02
Cr	0,04	0,35	0,13
Ti+Zr	0	0,20	0,01
Al	ostatak	ostatak	97,48

8.1.2 Прах Al_2O_3

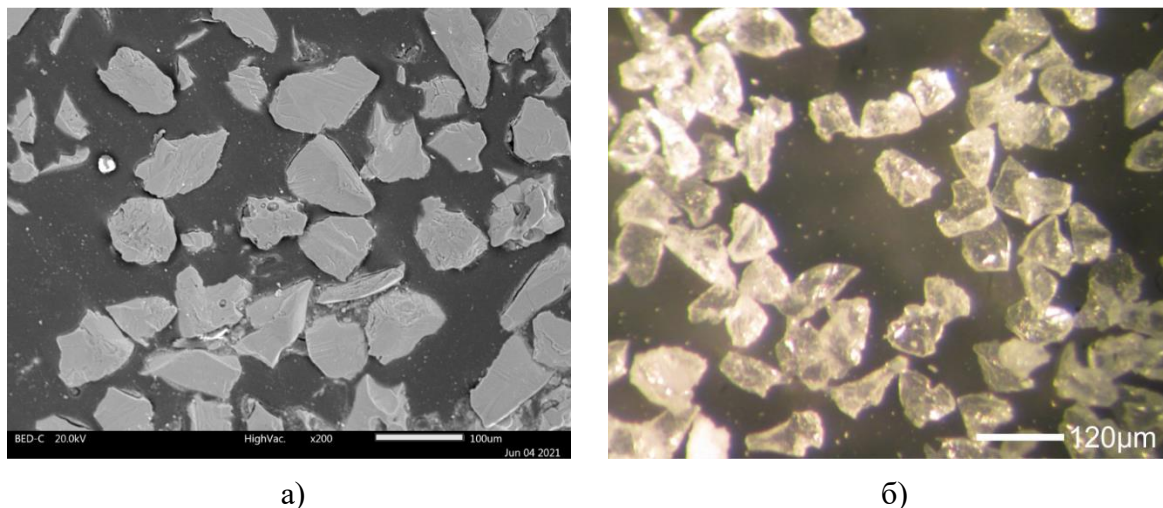
Честице праха Al_2O_3 различите величине (50 μm , 80 μm и 110 μm) коришћене су као ојачавајућа фаза у производњи обе врсте композитних материјала. Изглед коришћених прахова Al_2O_3 дат је на слици 8.2.



Слика 8.2 Прах Al_2O_3 различитих величина честица а) 50 μm , б) 80 μm , в) 110 μm

Хемијском анализом утврђено је да прах Al_2O_3 садржи 99,7 мас.% Al_2O_3 , а постоје и нечистоће у облику SiO_2 у количини од 0,06 мас.%. Остале нечистоће због ниског садржаја нису детектоване.

На слици 8.3 приказан је изглед честица Al_2O_3 снимљен на SEM-у и оптичком микроскопу. Примећено је да су честице неправилног облика са оштрим угловима.



Слика 8.3 SEM (а) и оптичка (б) микрофотографија честица Al_2O_3

8.1.3 Пепео љуске ораха

За израду хибридних композита, као секундарна ојачавајућа фаза, коришћан је пепео љуске ораха, добијен њиховим спаљивањем. Пре спаљивања љуске су добро испране водом, а затим потпљене у 1% раствор формалдехида, да би се уклониле све нечистоће. Потом су љуске темељно испране дестилованом водом и осушене у пећи. Време сушења било је 24 h. После сушења, уследило је спаљивање. Сагоревање је трајало 60 минута. Добијени пепео је самлевен, просејан кроз сито и жарен у електроотпорној пећи на 600°C у току 3 h, да би се уклонио сав угљеник. После хлађења, извршено је просејавање пепела у циљу одређивања његовог гранулометријског састава. Ситовна анализа извршена је по стандарду ASTM E2651 [158], а резултати гранулометријског састава представљени су у табели 8.2. Прах пепела љуске ораха дат је на слици 8.4.

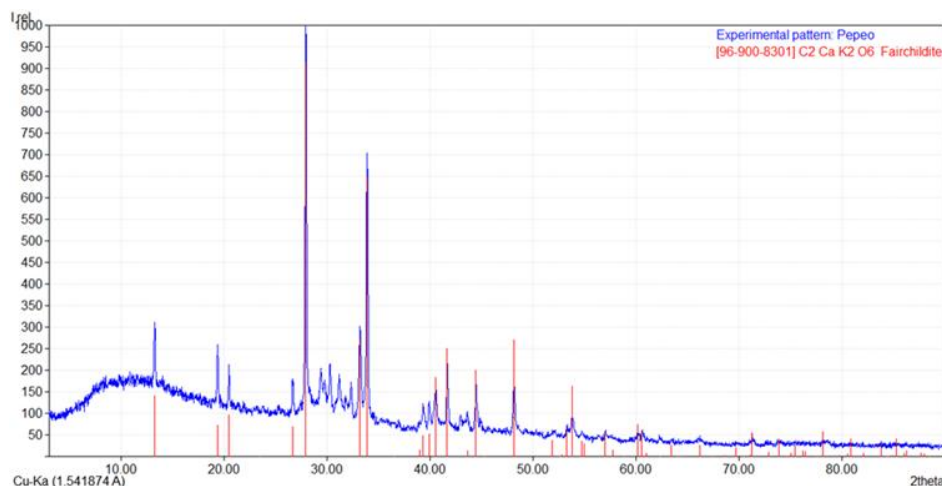
Табела 8.2 Расподела величине честица пепела љуске ораха на 100 g узорка

Отвор на сити	%
+ 100	1,20
- 100 + 90	35,40
- 90 + 80	29,70
- 80 + 70	21,00
- 70 + 60	8,80
- 60 + 50	0,40
- 50 + 45	2,1
- 45	1,4
	Σ 100



Слика 8.4 Пепео љуске ораха

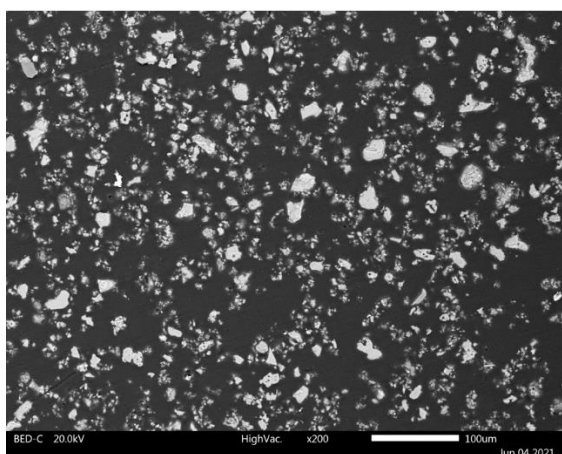
На слици 8.5 приказан је дифрактограм пепела љуске ораха. У пепелу идентификован је минерал ферчајлдит (енгл. *Fairchildite*). Овај минерал представља карбонат калијума и калцијума ($K_2Ca(CO_3)_2$) и може се наћи у пепелу који настаје сагоревањем биомасе [159, 160]. На угловима од око 30° (слика 8.5) налазе се пикови ниског интензитета, који потичу од кристалне фазе коју није било могуће идентификовати применом базе података COD.



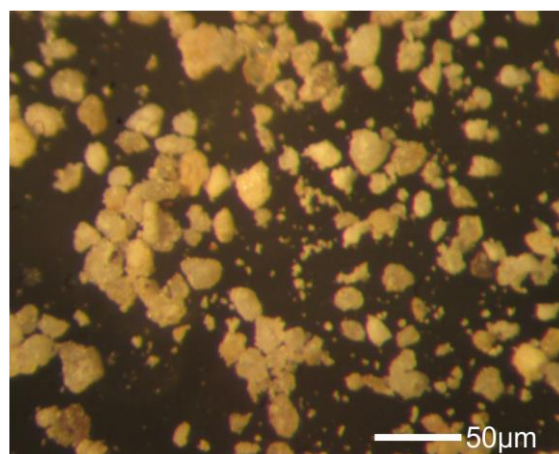
Слика 8.5 Дифрактограм пепела љуске ораха

И примена спектрофотометра за анализу хемијског састава пепела љуске ораха потврдила је резултате XRD анализе, тј. да је у пепелу највећи садржај К и Са, који су елементи који улазе у састав минерала ферчајлдита.

Изглед честица пепела љуске ораха снимљених уз помоћ SEM и оптичког микроскопа представљен је на слици 8.6. На слици се уочава да су честице углавном неправилног облика и различите величине.



а)

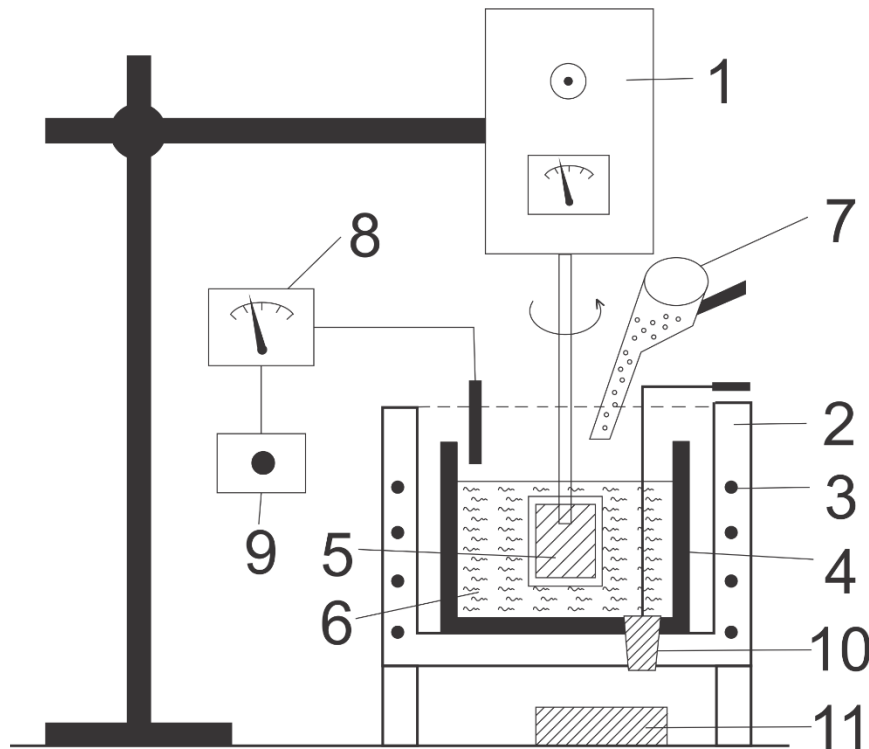


б)

Слика 8.6 SEM (а) и оптичка (б) микрофотографија честица пепела љуске ораха

8.2 Израда алуминијумских композита

Одливци *АМС* и *НАМС* добијени су поступком вртложног ливења, који је изведен у лабораторијским условима на Техничком факултету у Бору, применом апаратуре чија је шема приказана на слици 8.7.



Слика 8.7. Шематски приказ „stir casting“ технологије: 1 – мотор са регулацијом брзине, 2 – електроотпорна пећ, 3 – грејачи, 4 – графитни лонац, 5 – мешач, 6 – истопљени метал, 7 – левак за дозирање честица ојачивача, 8 – термопар, 9 – регулатор температуре, 10 – стопер, 11 – метални калуп

На основу претходно спроведених експеримената и сагледавања литературних података приказаних у поглављу 5, одабрани су параметри процеса вртложног ливења при којима су синтетизовани композитни мареријали. У прелиминарним експериментима, сагледан је утицај температуре топљења и ливења, облика мешача, брзине мешања и времена мешања. Прегледом литературе закључено је да температура топљења алуминијумских легура износи између 650°C и 850°C , а температура ливења око 680°C . Нижа температура ливења условљава финију микроструктуру и мања зрна, што директно утиче на повећање механичких особина [95]. На основу претходно спроведених експеримената утврђено је да се задовољавајући квалитет композитних материјала добија при температури топљења од 800°C и температури ливења од 710°C , тако да су ове температуре усвојене за извођење процеса, а и у сагласности су са литературним препорукама. Затим је испитиван утицај облика мешача. Коришћена су три различита облика: пропелерски са два крака, пропелерски са четири крака и мешач облика плоче. Мешач облика плоче правио је вртлог одговарајуће величине, честице су биле увучене и равномерно распоређене у запремини растопа, па је из тог разлога овај мешач изабран као најбоља опција и даље је коришћен у апаратури за синтезу композита.

Пропелерски мешач са два крака, није правио вртлог одговарајуће величине, па су ојачавајуће честице остајале на површини растопа. Мешач са четири крака, правио је превелики вртлог који је захватао и нечистоће и увлачио их унутар растопа, на тај начин стварајући дефекте у структури. У експериментима за припрему одливака, проучаване су три брзине мешања: 300 o/min, 500 o/min и 700 o/min. Брзина од 300 o/min није давала униформни распоред ојачавајућих честица, услед стварања малог вртлога, већ су се ојачавајуће честице задржавале на површини растопа, док је брзина од 700 o/min условљавала велики вртлог, који је захватао нечистоће и гасове са површине растопа и у композиту изазивао стварање дефеката у виду укључака, гасних шупљина и порозности. Као најоптималнија, изабрана је брзина мешања од 500 o/min, која је обезбедила униформну расподелу ојачивача и мању порозност у односу на остале две. Ово је у сагласности са литературом [88]. Поред брзине, испитиван је и утицај времена мешања. Дошло се до закључка да најбоље резултате даје укупно време мешања од 3 min. Ово време мешања је нешто креће од оног које се предлаже у литератури за постизање униформне расподеле ојачивача од 5 min и 10 min [97]. Ови параметри (температура топљења и ливења, облик мешача, брзина и време мешања) одржавани су константим у току процеса приликом синтезе свих добијених композита.

Величина и масени удео ојачавајућих честица у композиту представљали су променљиве параметре у процесу. Тако су, за потребе ових истраживања, честице Al_2O_3 коришћене у три различите величине (50 μm , 80 μm и 110 μm) и три масена садржаја (2 mas.%, 5 mas.% и 8 mas.%). Садржај пепела, који је коришћен поред Al_2O_3 за синтезу хибридних композита, био је 1 mas.%, 2 mas.% и 3 mas.%. Честице су пре додавања у растоп загреване како би се уклонила влага, гасови и нечистоће са њихове површине и повећала њихова квашливост. Честице су загреване на температури од 350°C, што је нешто више од температуре која се препоручује у литератури (250°C - 300°C) [91].

У циљу повећања квашливости, додат је и 1 mas.% Mg, који је у литератури препоручен као најефикаснији легирајући елемент у ту сврху [161]. Магнезијум је шаржиран у лонац заједно са шаржом пре почетка тољења, као мера опреза због његове изузетне реактивности.

На основу анализе различитих варијанти вртложног ливења, које су представљене на слици 3.1, изабрана је варијанта са отвором за изливање на дну пећи и мешач за механичко мешање, који покреће мотор са могућношћу регулације броја обртаја. Да би се избегла ерозија мешача и контаминација растопа, активна површина мешача заштићена је слојем глинице [162].

После одређивања константних и променљивих параметара процеса, приступило се извођењу експеримента. Прво су синтетизовани сви АМС. Најпре је одмерена потребна количина легуре основе EN AW 6061, која је заједно са магнезијумом шаржирана у графитни лонац. Графитни лонац је затим постављен у електроотпорну пећ, која је била загрејана на 780°C. Графитни лонац је коришћен са намером да произведе редукциону атмосферу у пећи, како не би дошло до оксидације растопа. У процесу топљења коришћена је и покривка од графитног праха. Када је шаржа у потпуности била истопљена, растоп је захлађен на 710°C, да би се повећао његов вискозитет. Температурта је даље одржавана константном (710°C $\pm$ 5°C) помоћу термо регулатора и проверавана помоћу термopара Ni-Ni-Cr. На овој температури започето је мешање растопа мешачем, који је претходно загрејан у пећи на 350°C. Примењена је брзина мешања од 500 o/min. После одређеног времена мешања, у растоп су равномерно додаване честице Al_2O_3 , које су претходно загреване на 350°C у току 3h. Честице су у растоп додаване помоћу специјално дизајнираног алата у облику левка. Саставни део тог алата био је дозер за равномерни проток честица, да би се смањила могућност њихове агрегације у растопу. Након додавања укупне количине ојачавајућих честица, мешање је настављено још 2 min, у циљу њихове униформне расподеле по читавој запремини растопа. Изливање растопа

извршено је сифонски кроз отвор на дну пећи у метални калуп. Одливци су, после кристализације, вађени из калупа и хлађењи на ваздуху до собне температуре.

Хибридни композити добијени су на исти начин, при чему је, после додавања честица Al_2O_3 у растоп додат и пепео, који је, такође, претходно загреван на 350°C у току 3 h. Додавање пепела вршено је по истом принципу као и додавање честица Al_2O_3 , помоћу алата са дозером. Додавање пепела било је отежано услед тенденције ка слепљивању честица и тежег квашења течним металом.

Сви одливци били су истих димензија $200\text{ mm} \times 20\text{ mm} \times 15\text{ mm}$, од којих су машинском обрадом добијени узорци за даља испитивања. Укупно је направљено 37 одливака, од тога је један одливак од легуре основе EN AW 6061, 9 одливака су били класични АМС и 27 одливака су били НАМС. Ознаке и састав добијених композита дати су у табели 8.3.

Табела 8.3 Ознаке и састав композита

Ознака	Састав	
Легура основе		
L0	EN AW 6061/Al ₂ O ₃	
AMC		
A1	EN AW 6061 / 2 mas. % Al ₂ O ₃	50 μm Al ₂ O ₃
A2	EN AW 6061 / 5 mas. % Al ₂ O ₃	
A3	EN AW 6061 / 8 mas. % Al ₂ O ₃	
A4	EN AW 6061 / 2 mas. % Al ₂ O ₃	80 μm Al ₂ O ₃
A5	EN AW 6061 / 5 mas. % Al ₂ O ₃	
A6	EN AW 6061 / 8 mas. % Al ₂ O ₃	
A7	EN AW 6061 / 2 mas. % Al ₂ O ₃	110 μm Al ₂ O ₃
A8	EN AW 6061 / 5 mas. % Al ₂ O ₃	
A9	EN AW 6061 / 8 mas. % Al ₂ O ₃	
HAMC		
H1	EN AW 6061 / 2 mas. % Al ₂ O ₃ / 1 mas. % pepeo	50 μm Al ₂ O ₃
H2	EN AW 6061 / 2 mas. % Al ₂ O ₃ / 2 mas. % pepeo	
H3	EN AW 6061 / 2 mas. % Al ₂ O ₃ / 3 mas. % pepeo	
H4	EN AW 6061 / 5 mas. % Al ₂ O ₃ / 1 mas. % pepeo	
H5	EN AW 6061 / 5 mas. % Al ₂ O ₃ / 2 mas. % pepeo	
H6	EN AW 6061 / 5 mas. % Al ₂ O ₃ / 3 mas. % pepeo	
H7	EN AW 6061 / 8 mas. % Al ₂ O ₃ / 1 mas. % pepeo	
H8	EN AW 6061 / 8 mas. % Al ₂ O ₃ / 2 mas. % pepeo	
H9	EN AW 6061 / 8 mas. % Al ₂ O ₃ / 3 mas. % pepeo	
H10	EN AW 6061 / 2 mas. % Al ₂ O ₃ / 1 mas. % pepeo	80 μm Al ₂ O ₃
H11	EN AW 6061 / 2 mas. % Al ₂ O ₃ / 2 mas. % pepeo	
H12	EN AW 6061 / 2 mas. % Al ₂ O ₃ / 3 mas. % pepeo	
H13	EN AW 6061 / 5 mas. % Al ₂ O ₃ / 1 mas. % pepeo	
H14	EN AW 6061 / 5 mas. % Al ₂ O ₃ / 2 mas. % pepeo	
H15	EN AW 6061 / 5 mas. % Al ₂ O ₃ / 3 mas. % pepeo	
H16	EN AW 6061 / 8 mas. % Al ₂ O ₃ / 1 mas. % pepeo	
H17	EN AW 6061 / 8 mas. % Al ₂ O ₃ / 2 mas. % pepeo	
H18	EN AW 6061 / 8 mas. % Al ₂ O ₃ / 3 mas. % pepeo	
H19	EN AW 6061 / 2 mas. % Al ₂ O ₃ / 1 mas. % pepeo	110 μm Al ₂ O ₃
H20	EN AW 6061 / 2 mas. % Al ₂ O ₃ / 2 mas. % pepeo	
H21	EN AW 6061 / 2 mas. % Al ₂ O ₃ / 3 mas. % pepeo	
H22	EN AW 6061 / 5 mas. % Al ₂ O ₃ / 1 mas. % pepeo	
H23	EN AW 6061 / 5 mas. % Al ₂ O ₃ / 2 mas. % pepeo	
H24	EN AW 6061 / 5 mas. % Al ₂ O ₃ / 3 mas. % pepeo	
H25	EN AW 6061 / 8 mas. % Al ₂ O ₃ / 1 mas. % pepeo	
H26	EN AW 6061 / 8 mas. % Al ₂ O ₃ / 2 mas. % pepeo	
H27	EN AW 6061 / 8 mas. % Al ₂ O ₃ / 3 mas. % pepeo	

Изглед коришћене апаратуре, мешача, лонца за шаржирање, калупа за изливање, добијених одливака и машински обрађених узорака дат је на слици 8.8.



а)



б)



в)



г)



д)



ђ)



е)

Слика 8.8 Изглед а) апаратуре за вртложно ливење, б) мешача, в) графитног лонца за топљење г) калупа, д) одливака ђ) узорака за испитивање микроструктуре, тврдоће, микротврдоће, е) узорака за испитивање затетне чврстоће и издужења

9. РЕЗУЛТАТИ И ДИСКУСИЈА РЕЗУЛТАТА

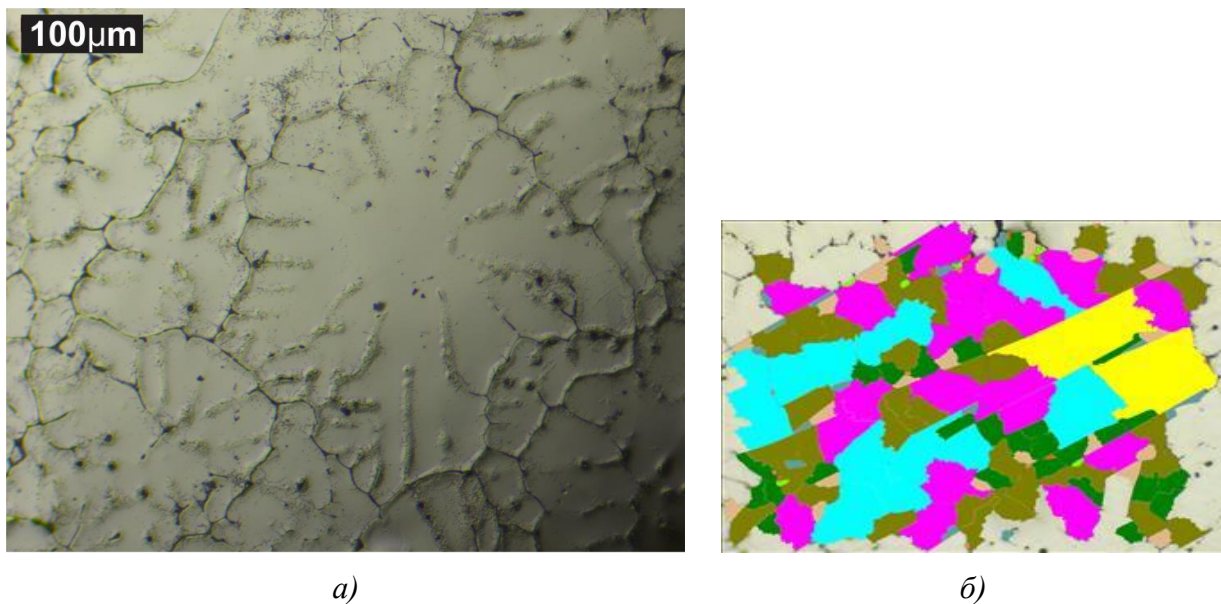
На добијеним узорцима од матричне легуре EN AW 6061, АМС и НАМС испитиване су структурне, механичке и физичке особине са циљем проучавања утицаја величине и садржаја ојачавајућих честица. Када су у питању електрохемијске особине, спроведена су само иницијална истраживања корозионог понашања на одабраним узорцима. Ова почетна сазнања представљају полазну основу за даља изучавања.

9.1 Резултати микроструктурних испитивања

Микроструктурна испитивања вршена су на узорцима матричне легуре EN AW 6061, АМС и НАМС, димензија $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 5\text{ mm}$, који су узети из средине одливака и припремљени на начин описан у поглављу 6.4.3, уз помоћ оптичког и SEM-EDS микроскопа.

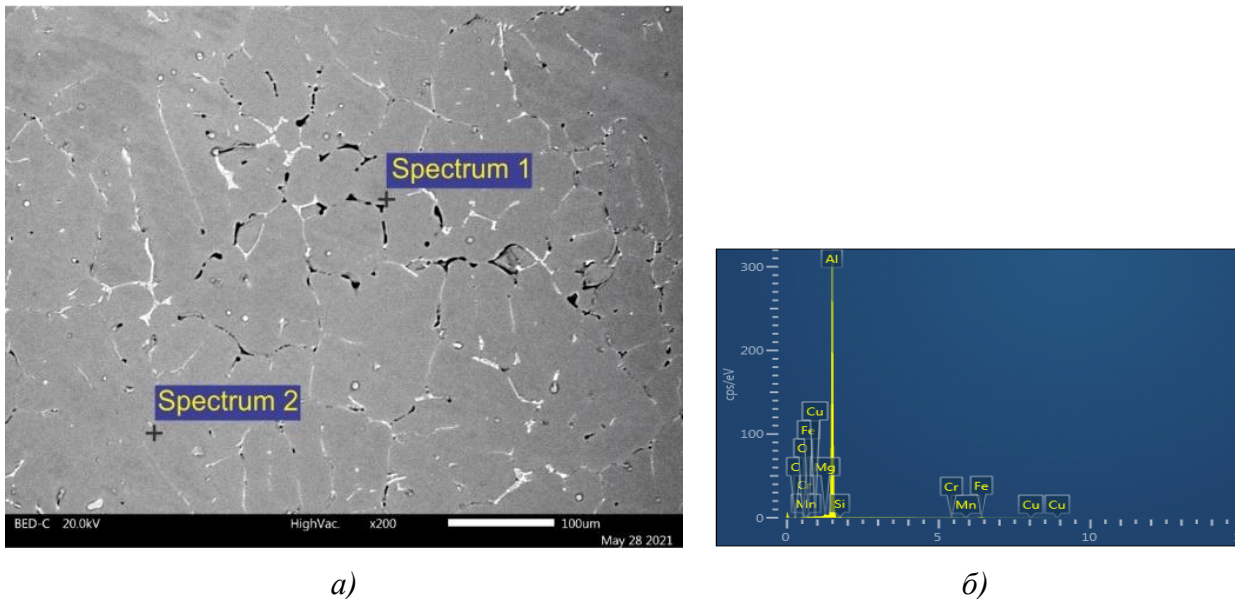
9.1.1 Резултати микроструктурних испитивања металне матрице

На слици 9.1а приказана је микроструктура матричне легуре EN AW 6061. На микрофотографији уочавају се крупна дендритна зрна. Структура је без значајних пора. Слика 9.1б представља статистичко бројање зрна на изабраној површини, које је извршено помоћу софтвера за анализу слике *Leica Grain & Phase Expert*.



Слика 9.1 Микроструктура металне матрице EN AW 6061
а) оптичка микрофотографија б) статистика бројања зрна

На слици 9.2а представљена је SEM микрофотографија металне матрице EN AW 6061. Алуминијумска матрица се састоји од дендрита α чврстог раствора на бази алуминијума. По границама дендрита благо је издвојен $\alpha + \text{Si}$ еутектикум. Слика 9.2б представља EDS спектар тачке 1 са слике 9.2а, а концентрација присутних елемената представљена је у табели 9.1.



Слика 9.2 SEM - EDS анализа металне матрице EN AW 6061
а) SEM микрофотографија, б) EDS спектар тачке 1

EDS анализа је показала да садржај елемената састава легуре матрице одговара саставу који се предвиђа стандардом EN 573-3 [157]. На апциси EDS спектра налази се енергија рендгенског зрачења у килоелектрон волтима (keV). Квалитативна хемијска анализа тј. присуство хемијских елемената, утврђено је на основу положаја пикова. Квантитативна хемијска анализа, односно концентрација елемената одређена је на основу интензитета пикова израженим у бројевима импулса.

Табела 9.1 Резултати EDS анализе легуре основе EN AW 6061 у мас. %

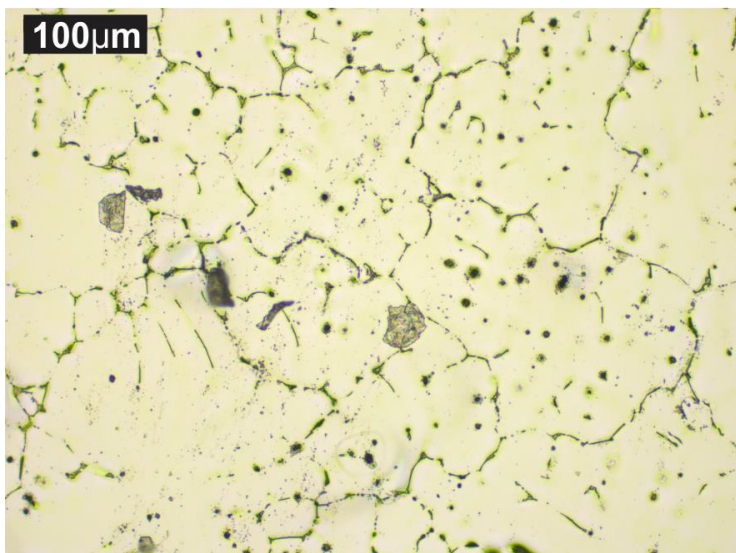
Спектар	Al	Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Cr	O
Спектар 1	95,85	2,01	0,90	0,10	0,33	0,52	0,19	0,10
Спектар 2	96,96	0,81	1,09	0,12	0,42	0,32	0,23	0,05

9.1.2 Микроструктурна испитивања композитних материјала

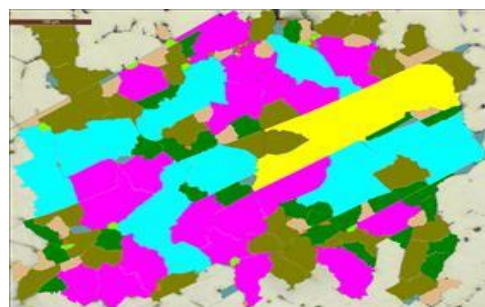
9.1.2.1 Резултати микроструктурних испитивања алуминијумских матричних композита оптичком микроскопијом

Микроструктуре испитиваних узорка АМС са различитим садржајем ојачавајућих честица Al_2O_3 , а при истој величини честица од 50 μm , снимљене на оптичком микроскопу, приказане су на сликама 9.3а, 9.3в и 9.3г. Статистичка анализа бројања зрна приказана је на сликама 9.3б, 9.3г и 9.3д. На свим приказаним микрофотографијама може се приметити да је дошло до делимичног рушења дендритне структуре и уситњавања зрна у односу на легуру матрице, што статистичка анализа бројања зрна и потврђује. Са повећањем садржаја ојачивача уситњавање зрна је израженије. Рушењу дендритне структуре доприноси механичко мешање, које се одвија у току процеса додавања ојачавајућих честица у захлађеном растопу. На овај начин ствара се већи број центара кристализације око којих започиње очвршћавање растопа после изливања у калуп, што доводи до уситњавања зрна. Уситњавање зрна јавља се и као

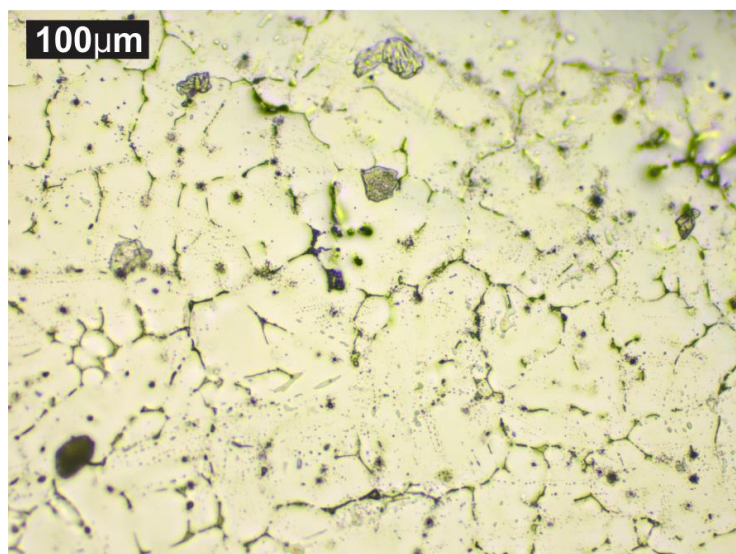
последица секундарне кристализације на ојачавајућим честицама. Слични закључци могу се наћи у раду Мацуре и сарадника [163], који сматрају да појаву уситњавања зрна у микроструктури изазивају откинуте дендритне гране у току мешања растопа, јер отежавају раст кристала у току кристализације. Такође, уочена је униформна расподела ојачавајућих честица, што представља битан услов за повећање механичких особина.



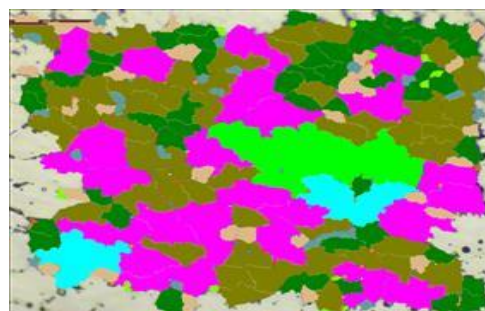
а)



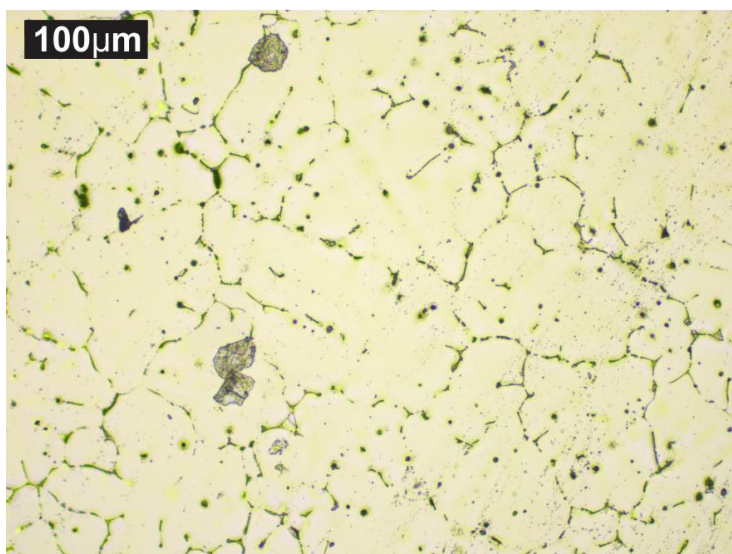
б)



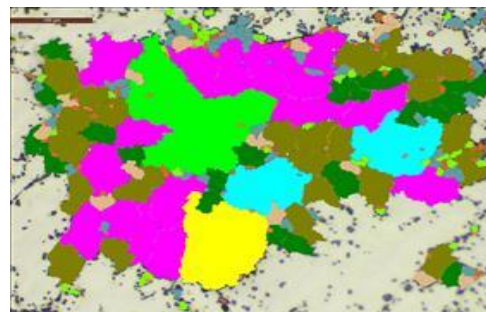
в)



г)



д)

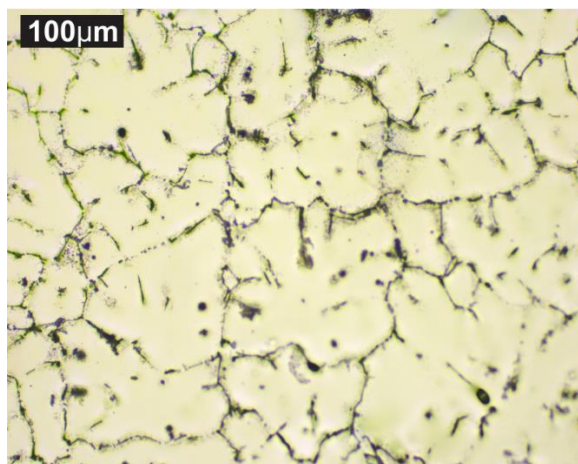


ђ)

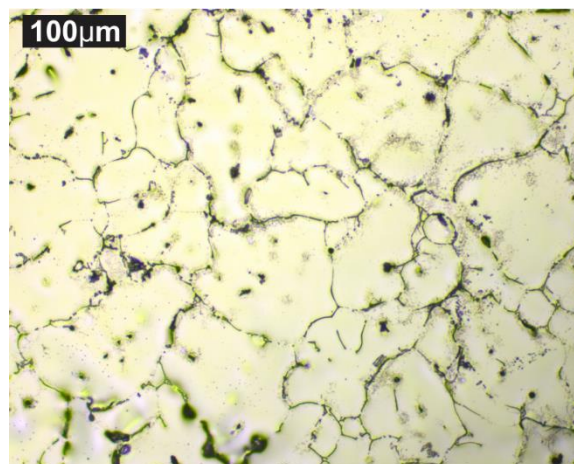
Слика 9.3 Микроструктура неких АМС

а) оптичка микрофотографија А1 са б) статистиком бројања зрна, в) оптичка микрофотографија А2 са г) статистиком бројања зрна, д) оптичка микрофотографија А3 са ђ) статистиком бројања зрна

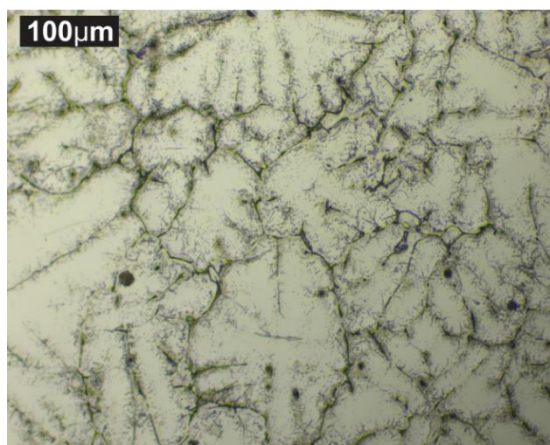
На сликама 9.4а, 9.4б и 9.4в дате су микроструктуре за узорке А4, А5 и А6, редом са различитим садржајем ојачавајућих честица Al_2O_3 , а при истој величини ојачавајућих честица од 80 μm . На сликама се може уочити униформна расподела ојачавајућих честица и уситњавање зрна са порастом удела ојачивача.



а)



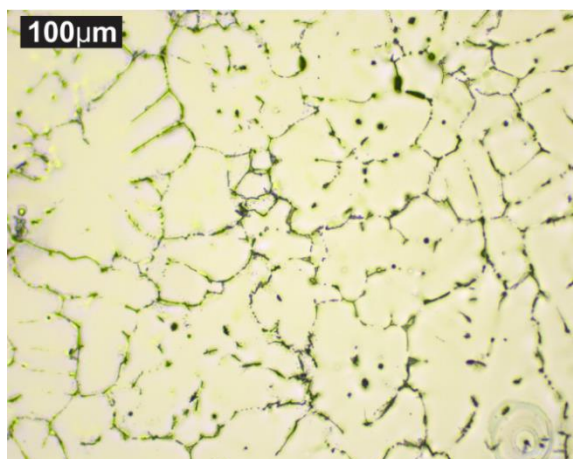
б)



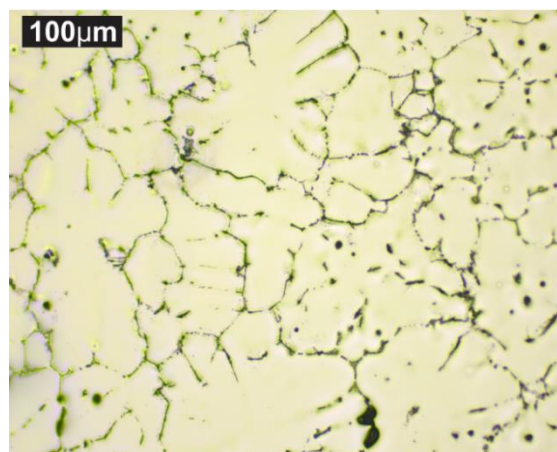
в)

Слика 9.4 Оптичке микроструктуре неких АМС а) узорак А4 б) узорак А5 и в) узорак А6

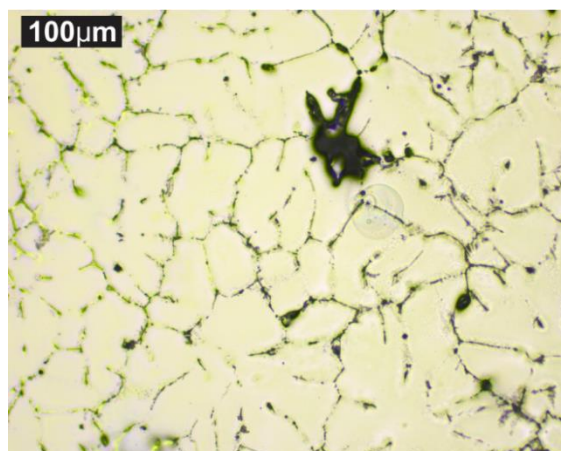
Слика 9.5 представља микроструктуре класичних композита означених са А7, А8 и А9 са различитим садржајем ојачавајућих честица Al_2O_3 , а са истом величином ојачавајућих честица од $110\text{ }\mu\text{m}$. Слично као и у претходним примерима, уочава се равномерна расподела ојачавајућих честица и уситњавање зрна у микроструктури са порастом удела ојачивача.



а)



б)

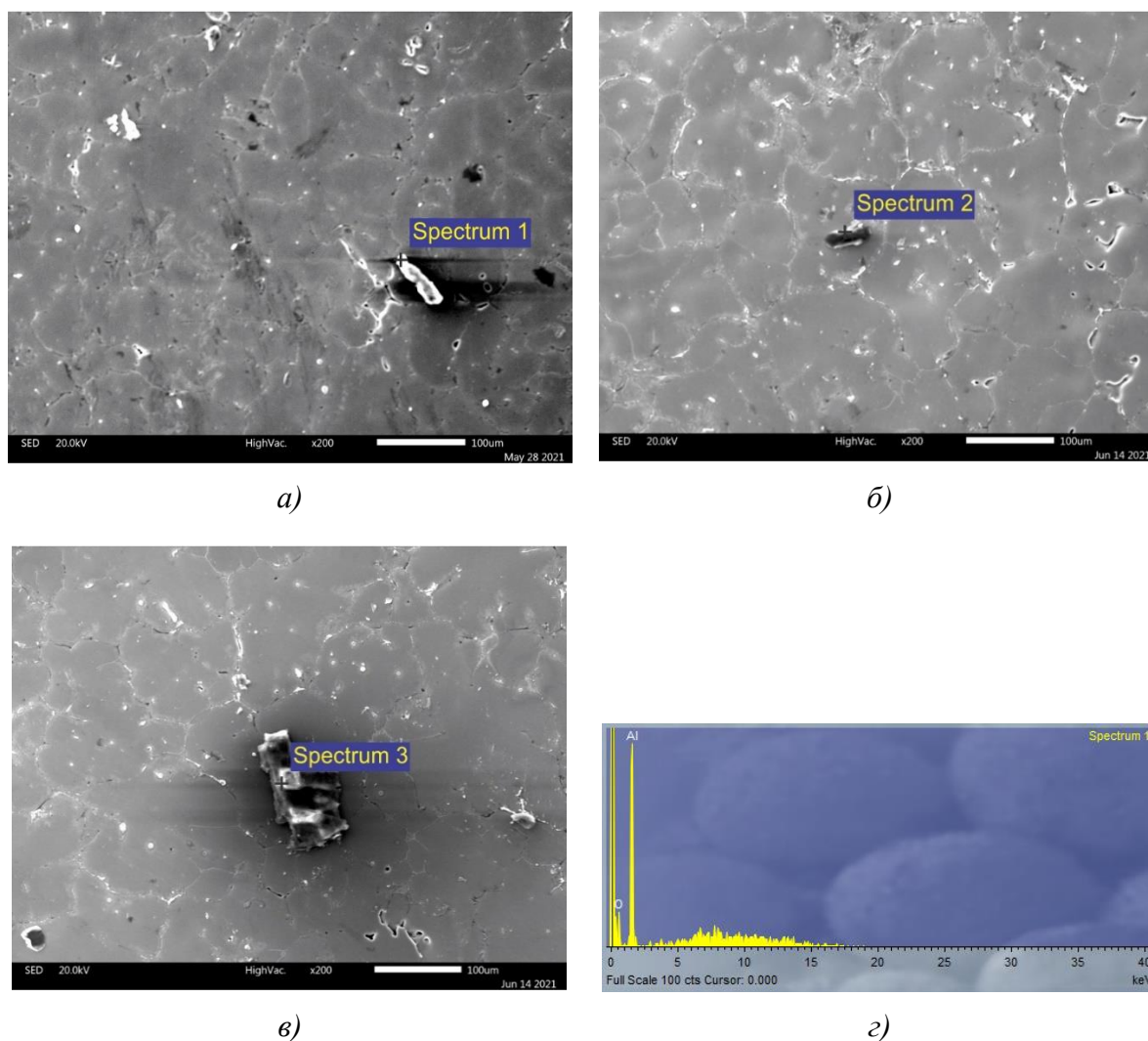


в)

Слика 9.5 Оптичке микроструктуре неких АМС а) узорак А7 б) узорак А8 и в) узорак А9

9.1.2.2 Резултати микроструктурних испитивања алуминијумских матричних композита SEM микроскопијом

На слици 9.6 приказане су SEM микрофотографије одабраних узорак AMC са EDS анализом. Фотографије микроструктура показују униформну расподелу ојачавајућих честица у легури матрице, а EDS анализом детектован је њихов хемијски састав. Резултати EDS анализе дати су у табели 9.2. На слици 9.6д дат је и EDS спектар за једну одабрану честицу (спектар 1) са слике 9.6а.



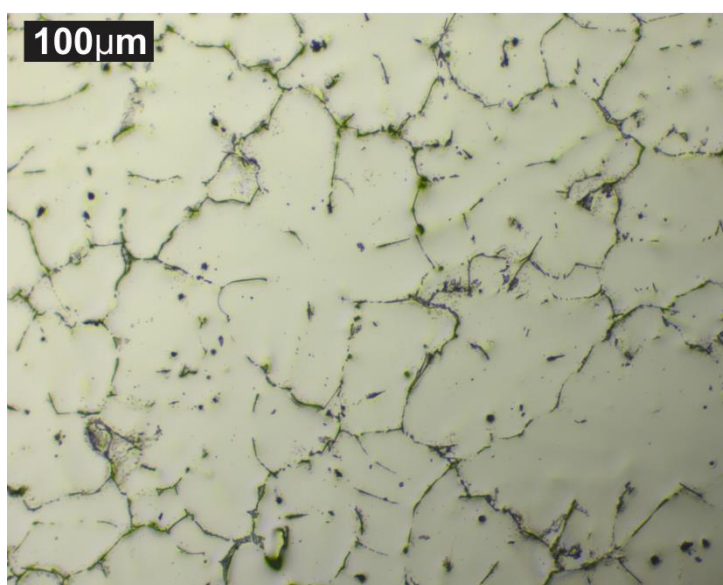
Слика 9.6 SEM микрофотографије неких AMC а) узорак A1, б) узорак A5, в) узорак A9, г) EDS спектар честице са слике 9.6а

Табела 9.2 Резултати EDS анализе честица Al_2O_3 у AMC у мас.%, приказаних на сликама 9.6а-в

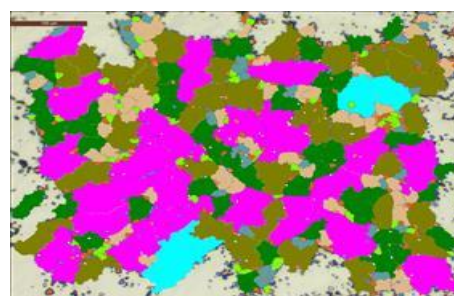
Спектар	O	Al
Спектар 1	46,76	53,24
Спектар 2	47,06	52,94
Спектар 3	48,65	51,38

9.1.2.3 Резултати микроструктурних испитивања хибридних алуминијумских матричних композита оптичком микроскопијом

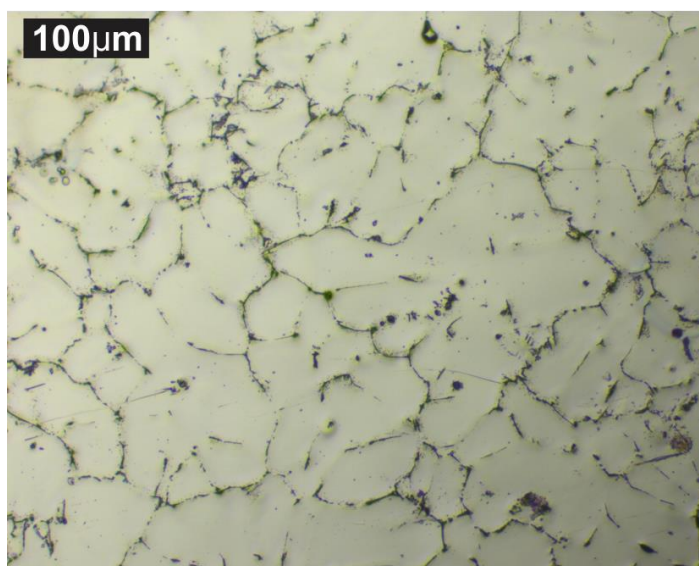
На сликама 9.7а 9.7в и 9.7д представљене су микроструктуре *НАМС* за узорке Н1, Н2 и Н3. Уочљива је униформна расподела ојачавајућих честица без агломерације и стварања накупина. Из литературе је опште познато да равномерна расподела ојачавајућих честица представља основни захтев у било ком поступку производње композитних материјала, како би се постигле боље механичке особине [164-166]. Такође присутно је и уситњавање зрна са порастом садржаја ојачавајућих честица у композиту, што потврђује статистика бројања зрна, која је дата на сликама 6.7б, 9.7г и 9.7ђ. Код појединих узорака може се запазити благо присуство порозности, која је условљена појавом микропукотина у структури основе на граници са ојачавајућом фазом. Слична запажања изложена су и у раду Бобић и сарадника [167].



а)



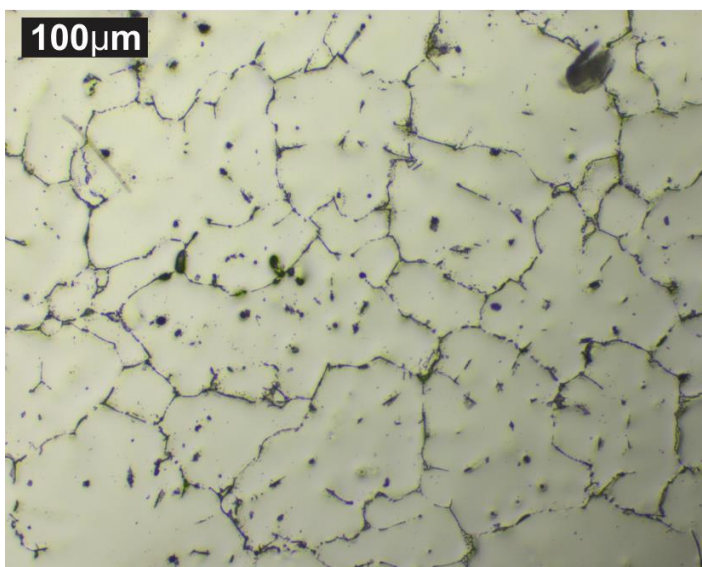
б)



в)



г)



д)

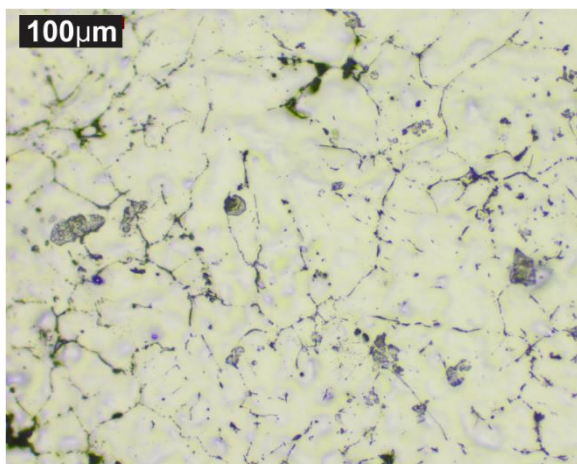


ж)

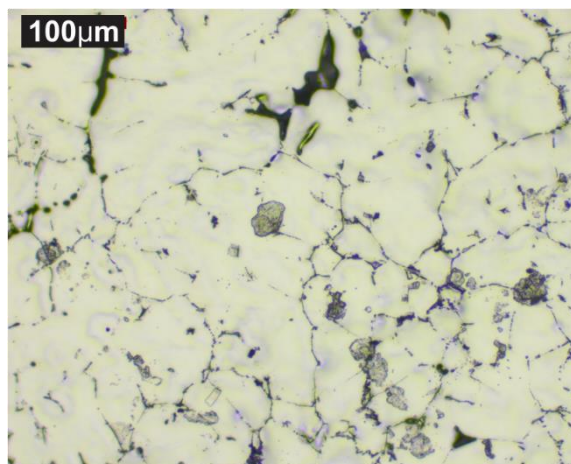
Слика 9.7 Оптичке микрофотографије неких НАМС

а) узорак Н1 са б) статистиком бројања зрна, в) узорак Н2 са г) статистиком бројања зрна, д) узорак Н3 са ж) статистиком бројања зрна

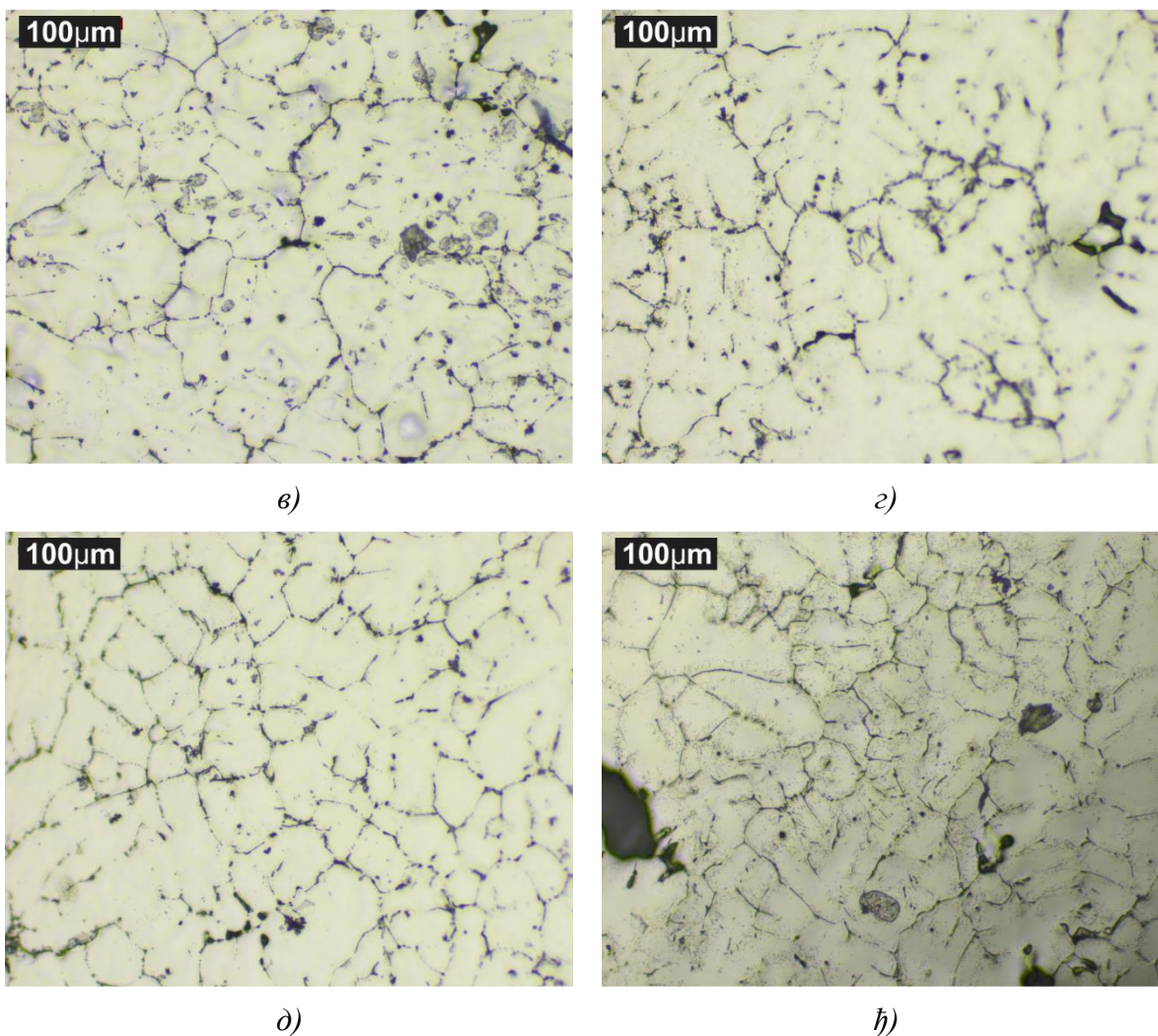
На слици 9.8 дате су микроструктуре НАМС узорака Н4, Н5, Н6, Н7, Н8 и Н9 добијене оптичком микроскопијом. Слично као и у претходним примерима, уочава се равномерна расподела ојачавајућих честица и уситњавање зрна са порастом удела ојачивача. На овим микрофотографијама може се приметити и присуство пора у појединим областима, најчешће на границама зрна или на граници матрица – ојачавајућа честица.



а)



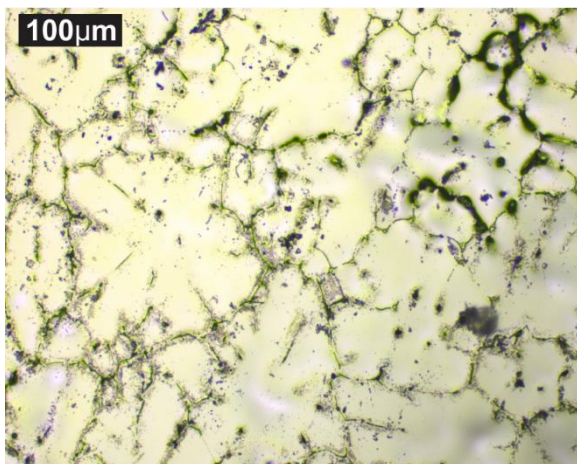
б)



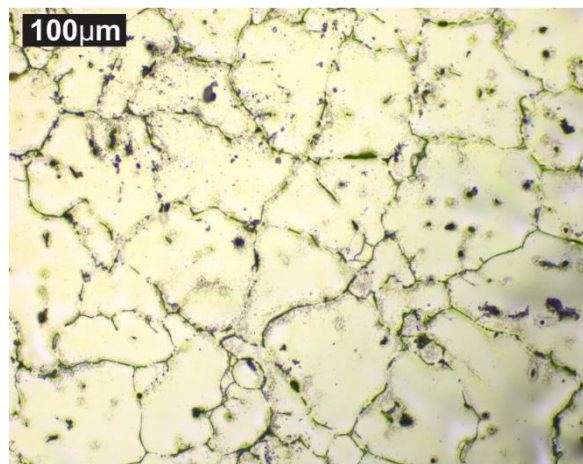
Слика 9.8 Оптичке микрофотографије неких НАМС

а) узорак Н4, б) узорак Н5, в) узорак Н6, г) узорак Н7, д) узорак Н8 и е) узорак Н9

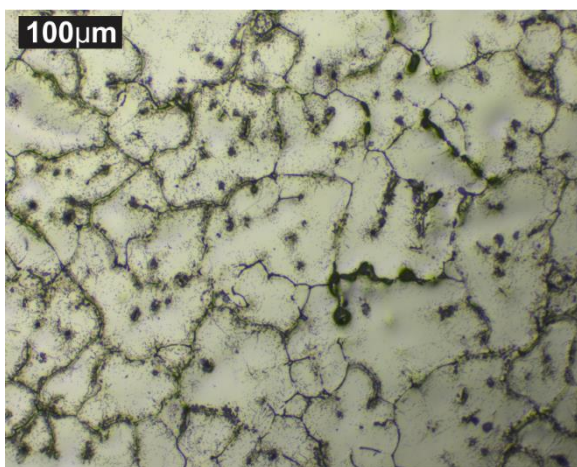
Микрофотографије НАМС узорака од Н10 до Н18 дате су на слици 9.9. Постоји тенденција уситњавања зрна са порастом удела ојачивача, као и њихова униформна расподела по читавој запремини композитног материјала. И на приказаним микроструктурама уочава се и присуство пора у појединим областима.



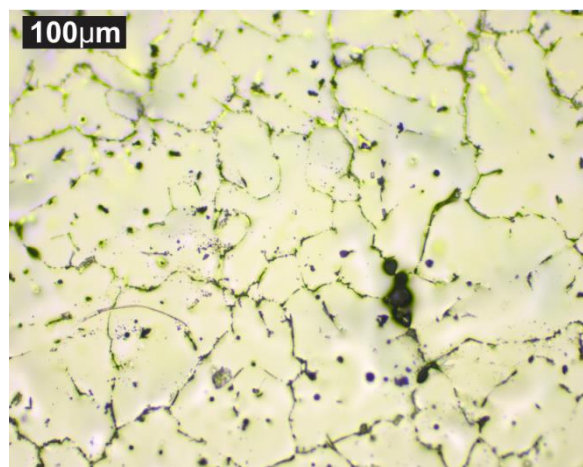
a)



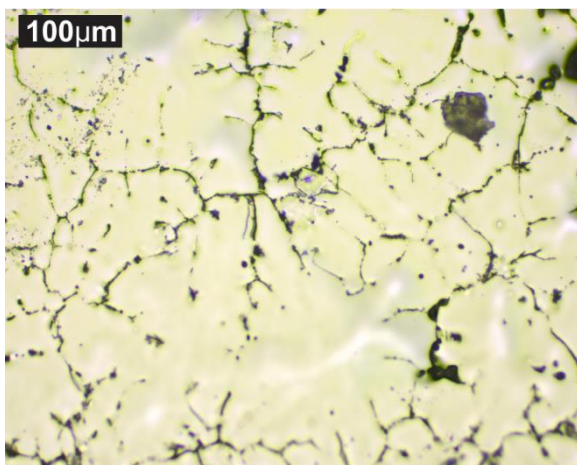
б)



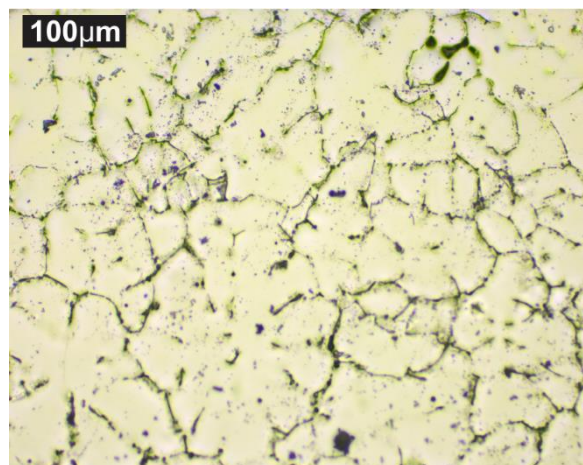
в)



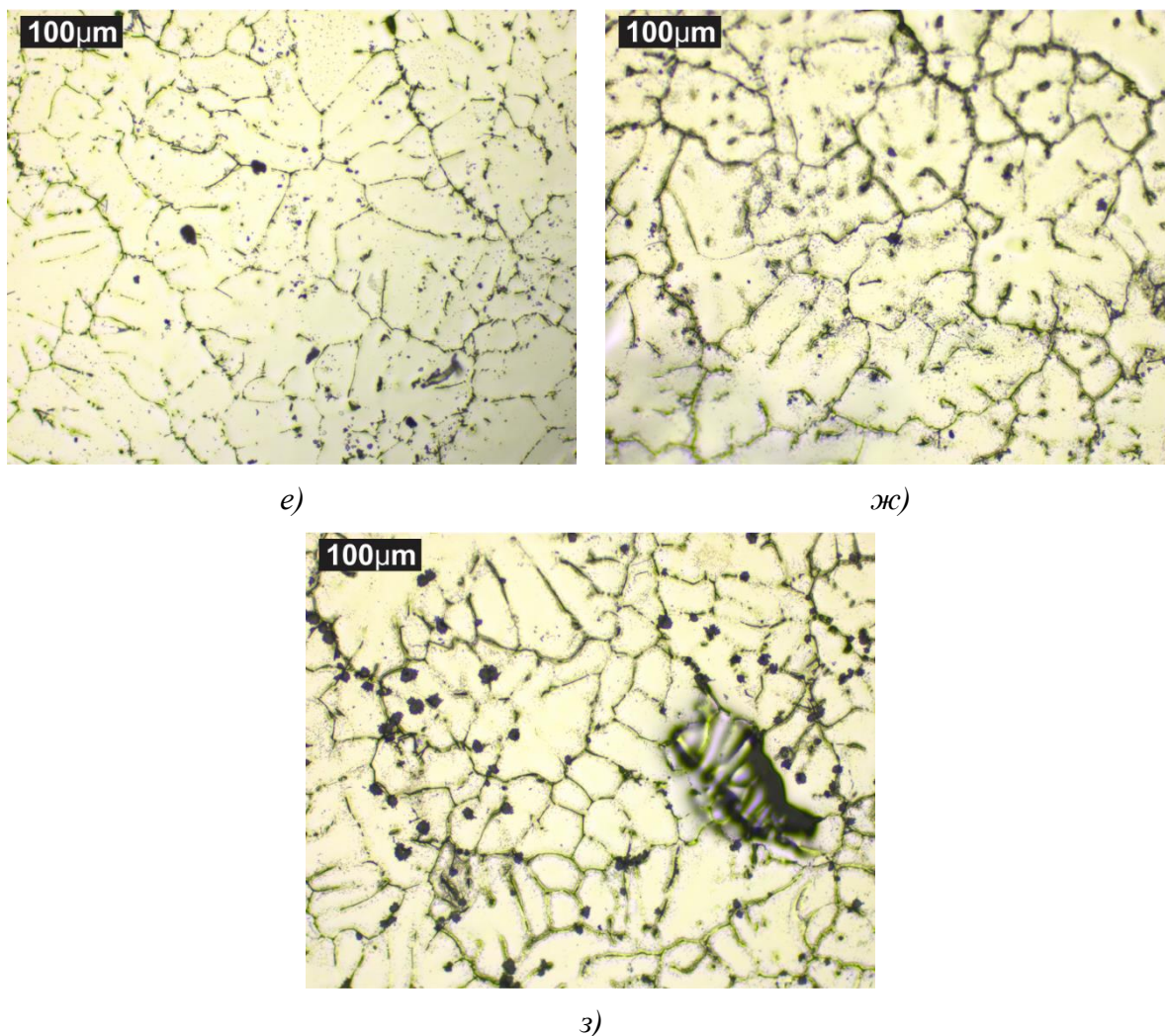
г)



д)



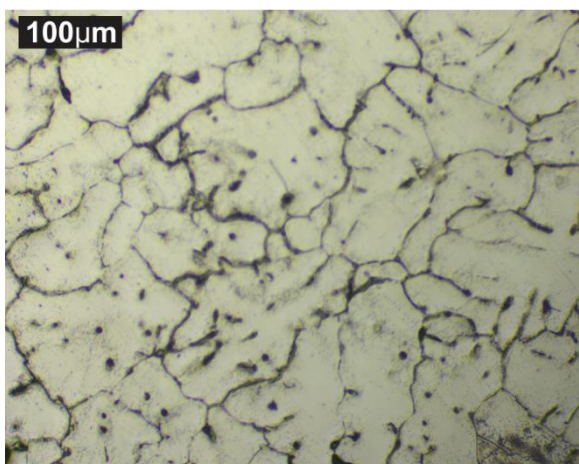
ж)



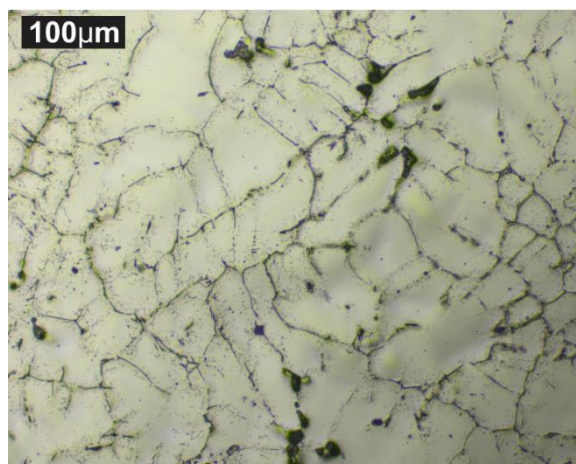
Слика 9.9 Оптичке микрофотографије неких НАМС

а) узорак Н10, б) узорак Н11, в) узорак Н12, г) узорак Н13, д) узорак Н14, ђ) узорак Н15, е) узорак Н16, ж) узорак Н17 и з) узорак Н18

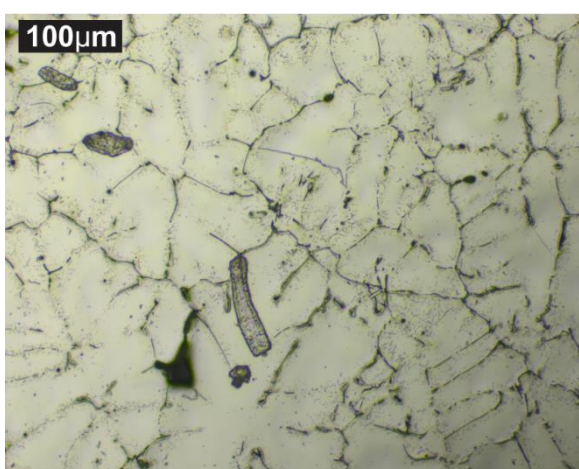
Микроструктуре НАМС узорака од Н18 до Н27 представљење су на слици 9.10. На овим микрофотографијама, по границама зрна највише је израженена гасна порозност која је условљена захватањем гасова у процесу мешања приликом синтезе композита. Током процеса хлађења и очвршћавања, ови гасови су остали заробљени у структури и изазвали гасну порозност [168]. Уколико се упореде структуре ових узорака са структуром легуре матрице, код композита се запажа ситније зрно. Уочљив је и равномеран распоред ојачавајуће фазе.



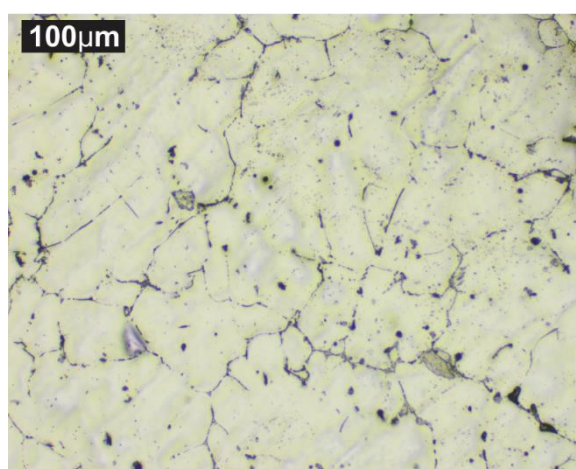
a)



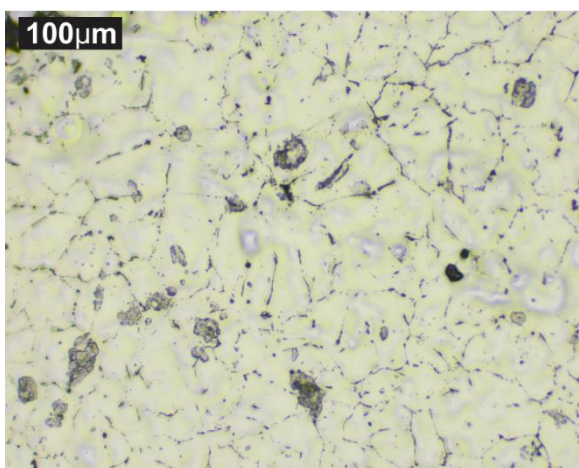
б)



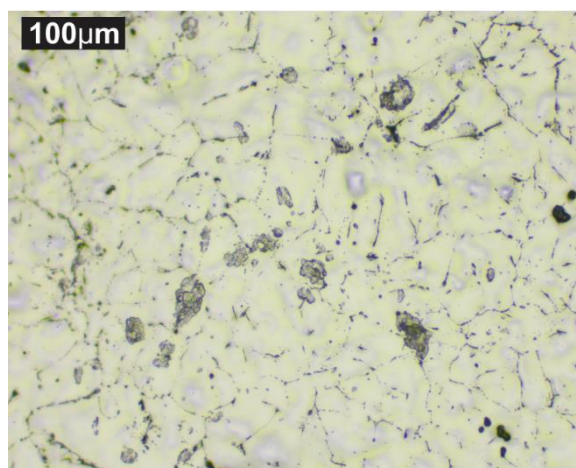
в)



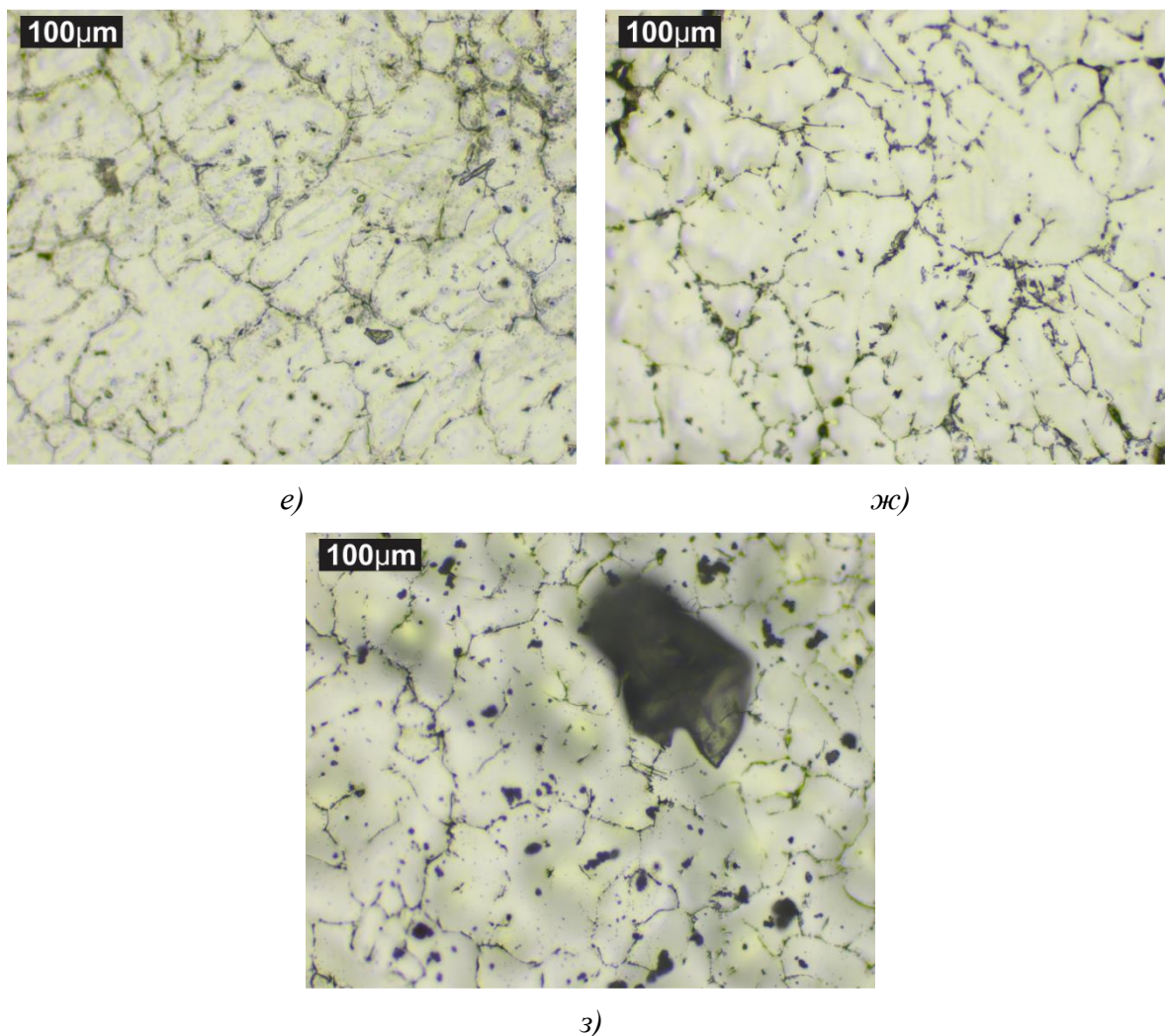
г)



д)



ж)

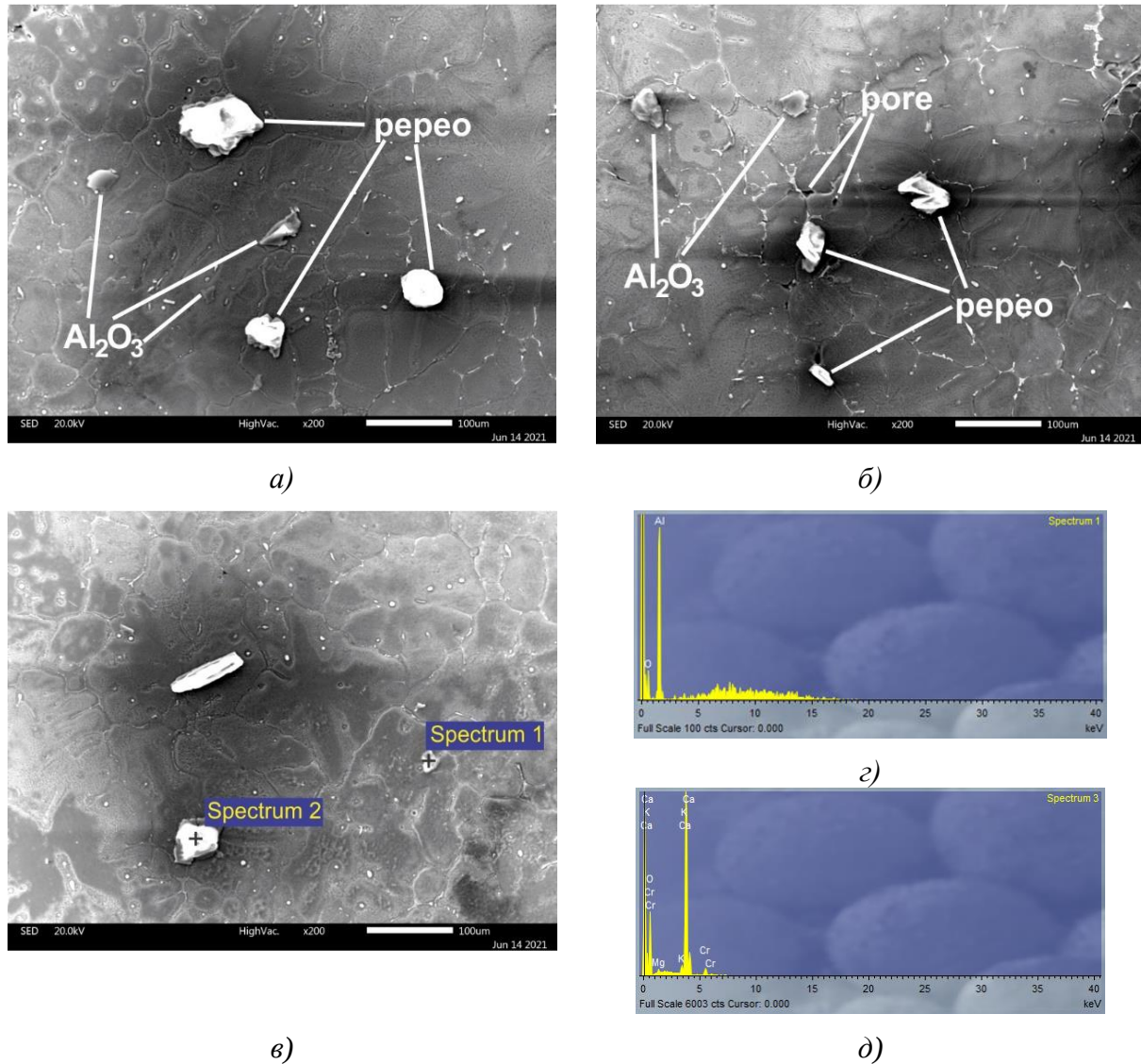


Слика 9.10 Оптичке микрофотографије неких НАМС

а) узорка Н19, б) узорка Н20, в) узорка Н21, г) узорка Н22, д) узорка Н23, ђ) узорка Н24, е) узорка Н25, ж) узорка Н26 и з) узорка Н27

9.1.2.4 Резултати микроструктурних испитивања хибридних алуминијумских матричних композита SEM микроскопијом

На слици 9.11 приказане су SEM микрофотографије одабраних узорака НАМС са EDS анализом. На сликама се јасно види присуство ојачавајућих честица Al_2O_3 и пепела, што је EDS анализа и потврдила. EDS спектри честица Al_2O_3 и пепела дати су на слици 9.11г, а резултати хемијског састава честица у табели 9.3



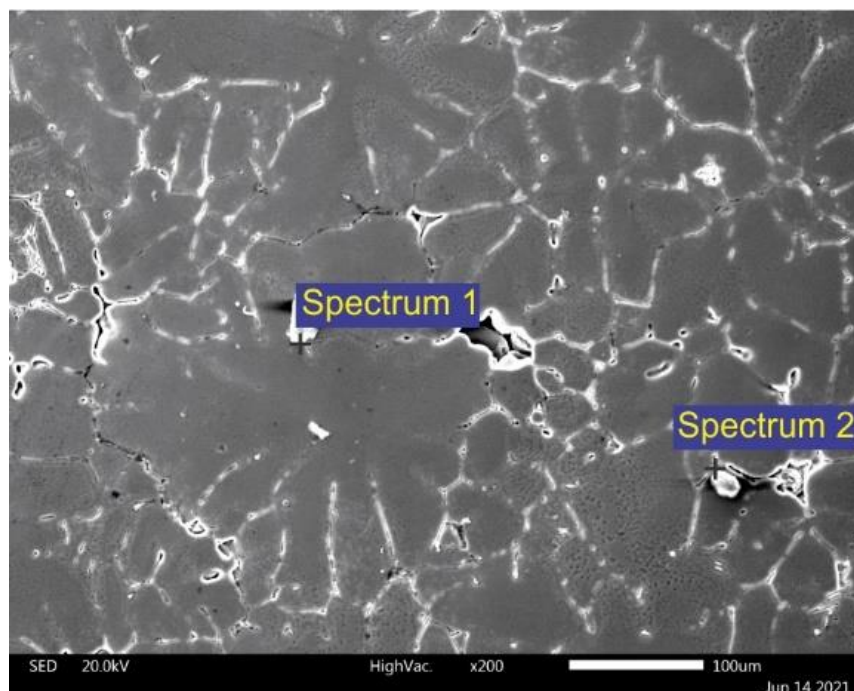
Слика 9.11 SEM микрофотографије НАМС
а) узорка Н4, б) узорка Н5, в) узорка Н6 и EDS спектри честице г) Al₂O₃ и д) пепела

Табела 9.3 Резултати EDS анализе (у мас. %) неких честице Al₂O₃ и пепела код НАМС

Фаза	O	Al	Ca	K	Cr	Mg
Al ₂ O ₃	58,13	41,87				
Пепео	49,06		23,88	19,73	3,88	3,45

EDS анализом извршено је испитивање хемијског састава у граничној области матрица – ојачавајућа фаза. Микроструктура узорка Н3 на којој су вршена испитивања дата је на слици 9.12, а резултати EDS анализе у табели 9.4. Испитивања у овој области рађена су како би се утврдило постојање евентуалних хемијских реакција на граничној површини између легуре основе и ојачавајућих честица Al₂O₃ и пепела. Расподела хемијских елемената указује да хемијске реакције не постоје, односно да је веза између матрице и ојачивача механичка. Повећана количина магнезијума указује да је квашење честице течним металом било добро и да је настала јака механичка веза [169]. Овим је показано да су честице Al₂O₃ и пепела на

температури извођења процеса термодинамички и хемијски стабилне и да је могућа само механичка веза између конституената.



Слика 9.12 SEM микрофотографија узорка H3 са EDS анализом граничне области матрица – ојачивач

Табела 9.4 Резултати EDS анализе (спектри 1 и 2 са слике 9.12) на граничној области матрица – ојачавајућа фаза (mas.%)

Спектар	O	Al	Si	Mg	Fe	Cu
Спектар 1	2,62	95,01	0,72	1,65		
Спектар 2	1,97	95,52	0,65	1,53	0,23	0,10

9.2 Испитивање механичких особина

Од механичких особина испитиване су тврдоћа, микротврдоћа, затезна чврстоћа и издужење.

9.2.1 Резултати испитивања тврдоће

У табелама 9.5 и 9.6 представљени су резултати мерења тврдоће за испитиване узорке алуминијумске легуре EN AW 6061, AMC и HAMC, као и проценат повећања тврдоће у односу на полазну легуру.

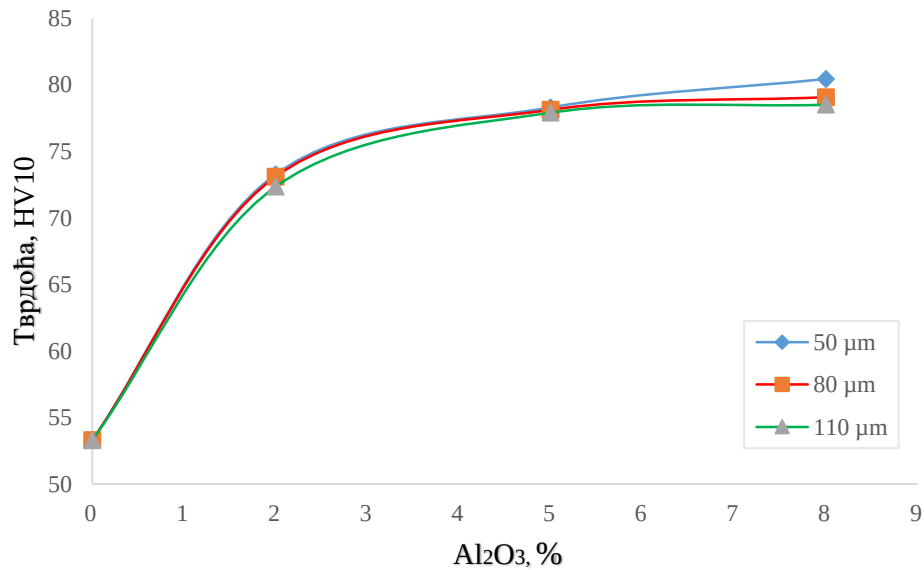
Табела 9.5 Резултати испитивања тврдоће EN AW 6061 и АМС

Узорак	Тврдоћа, HV10	Пораст тврдоће у односу на L0, %
L0	53,3	
A1	73,28	37,49
A2	78,31	46,92
A3	80,45	50,94
A4	73,11	37,17
A5	78,13	46,59
A6	79,08	48,37
A7	72,35	35,74
A8	77,91	46,17
A9	78,51	47,30

Табела 9.6 Резултати испитивања тврдоће НАМС

Узорак	Тврдоћа, HV10	Пораст тврдоће у односу на L0, %
H1	76,68	43,86
H2	81,88	53,62
H3	85,99	61,33
H4	84,14	57,86
H5	90,51	69,81
H6	96,05	80,21
H7	101,94	91,26
H8	115,72	117,11
H9	120,03	125,20
H10	75,14	40,98
H11	80,55	51,13
H12	84,95	59,38
H13	82,24	54,30
H14	89,89	68,65
H15	94,73	77,73
H16	99,03	85,80
H17	113,05	112,10
H18	117,55	120,54
H19	73,52	37,94
H20	77,05	44,56
H21	82,68	55,12
H22	80,13	50,34
H23	87,33	63,85
H24	90,99	70,71
H25	96,55	81,14
H26	109,12	104,73
H27	113,07	112,14

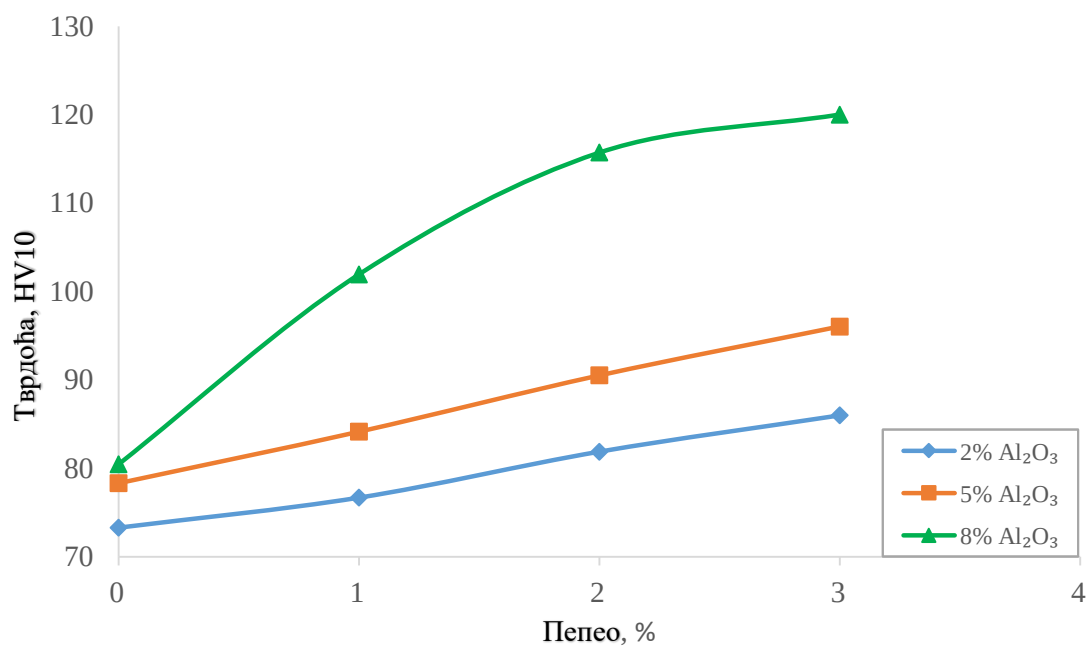
Анализом релевантне литературе [16] установљено је да садржај ојачавајућих честица има највећи утицај на промену механичких особина АМС, па је на слици 9.13 дата зависност тврдоће од масеног садржаја и величине ојачавајућих честица Al_2O_3 .



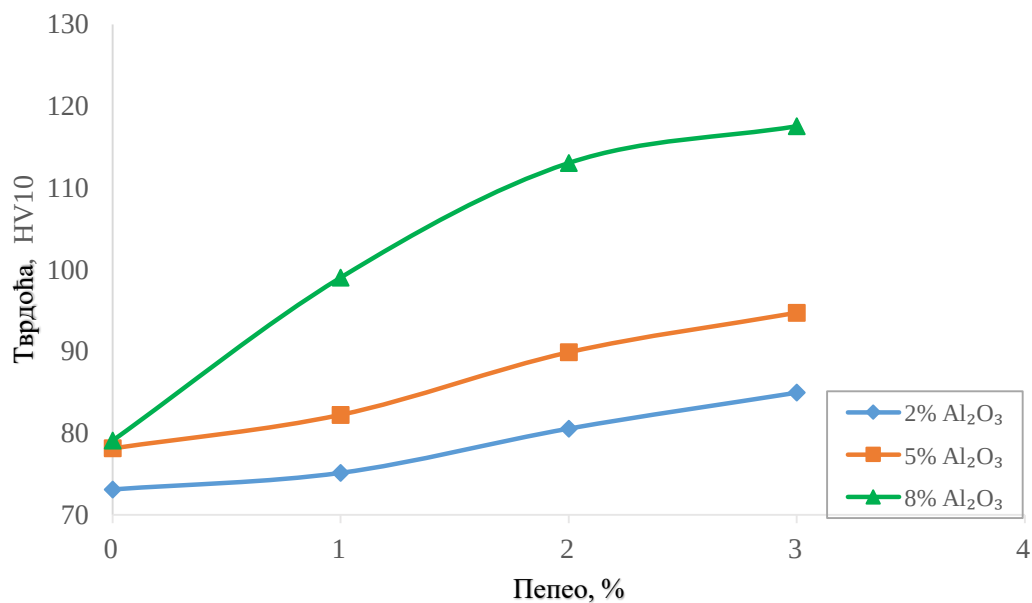
Слика 9.13 Промена тврдоће AMC у зависности од садржаја и величине ојачавајућих честица Al_2O_3

Анализом добијених резултата запажа се растући тренд вредности тврдоће AMC са повећањем садржаја ојачивача и опадајући тренд са повећањем величине честице ојачивача Al_2O_3 . У односу на основну EN AW 6061 легуру (53,3 HV10), тврдоћа је већа за све добијене композите. Највећу тврдоћу код AMC има узорак A3 (80,45 HV10), односно композит са највећим садржајем (8 мас.%) и најмањом величином (50 μm) ојачавајућих честица Al_2O_3 . Најмања вредност тврдоће код AMC запажа се код узорка A7 који је са најмањим садржајем (2 мас.%) и највећом величином (110 μm) ојачавајућих честица Al_2O_3 (72,35 HV10). Тврдоћа AMC у односу на неојачану легуру расте од 35,74% – 50,94%. Повећање тврдоће приписује се, пре свега, равномерном распореду ојачавајућих честица и уситњавању микроструктуре са повећањем садржаја ојачивача. Равномерни распоред честица омогућава пренос оптерећења са матрице на ојачавајућу фазу [79]. Уситњавање зрна микроструктуре је још један услов за повећање тврдоће. Такође, већи садржај ојачавајућих честица повећава додирну површину између истопљеног метала и честица и смањује међучестично растојање, па је отежано кретање дислокација, што условљава повећање тврдоће [170]. Већи садржај ојачавајућих честица доводи и до повећања напрезања услед разлике у коефицијенту термичког ширења алуминијумске основе и ојачивача. Напрезања изазивају деформацију кристалне решетке металне основе и нагомилавање дислокација, што је још један услов за повећање тврдоће [171].

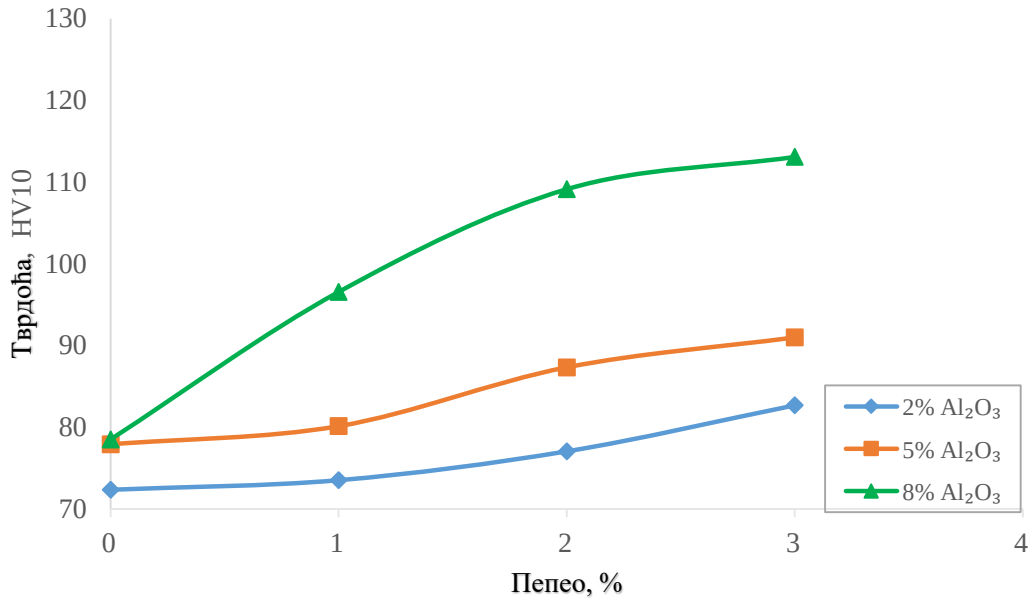
Како би се сагледао утицај пепела на тврдоћу HAMC, на сликама 9.14, 9.15 и 9.16 представљена је промена тврдоће HAMC у зависности од садржаја пепела при константној величини честица Al_2O_3 редом од 50 μm , 80 μm и 110 μm .



Слика 9.14 Промена тврдоће НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честице Al_2O_3 од 50 μm



Слика 9.15 Промена тврдоће НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честице Al_2O_3 од 80 μm



Слика 9.16 Промена тврдоће НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честице Al_2O_3 од 110 μm

Највеће вредности тврдоће забележене су код узорка Н9 (120,03 HV10), а то је узорак са највећим садржајем ојачивача (8 mas.% Al_2O_3 и 3 mas.% пепела) и најмањом величином честица (50 μm Al_2O_3), док се најмање вредности тврдоће уочавају код узорка Н19 (73,52 HV10), који има најмањи садржај (2 mas.% Al_2O_3 и 1 mas.% пепела) и највећу величину ојачавајућих честица (110 μm Al_2O_3). Тврдоћа НАМС је већа у односу на неојачану легуру за 37,94% – 125,20%. Значајан пораст тврдоће НАМС је последица смањења кристалног зрна, што може да се види на микрофотографијама (слике 9.8 – 9.10). На овим сликама, такође, се уочава униформна расподела ојачивача и низак ниво порозности, па је пораст тврдоће и очекиван. У истраживању Kulkarni и сарадника [172] изведен је закључак да заједничко деловање два ојачивача (Al_2O_3 и летећег пепела) има знатан утицај на пораст механичких особина какве су тврдоћа и затезна чврстоћа у односу на неојачану легуру, што је у сагласности са резултатима приказаним у овој докторској дисертацији.

Поређењем АМС и НАМС, може се закључити да тврдоћа расте код хибридног ојачања у односу на појединачно за 1,62% – 49,20%. Генерални закључак је да се тврдоћа повећава са порастом садржаја и смањењем величине ојачавајућих честица. Као узрок повећања тврдоће, не може се издвојити само један механизам, већ је то синергијско деловање више њих [71]. Овакво понашање материјала је узроковано равномерном расподелом ојачавајућих честица, уситњавањем микроструктуре, одсуством порозности и dobrим везама између конституената [104, 130]. Добијени резултати у сагласности су са истраживањима многих научника који су се бавили сличном темом и остварили побољшање механичких особина АМС и НАМС [55, 170, 173-175]. Сличност у резултатима се пре свега огледа у скоро линеарној зависности тврдоће са променом садржаја ојачавајућих честица у металној основи код НАМС.

9.2.2 Резултати испитивања микротврдоће

На основу извршених мерења микротврдоће на узорцима АМС, НАМС и алуминијумске легуре EN AW 6061, израчунате су средње вредности мерења и резултати су дати у табелама 9.7 и 9.8. Дат је и проценат повећања микротврдоће АМС и НАМС у односу на легуру основе.

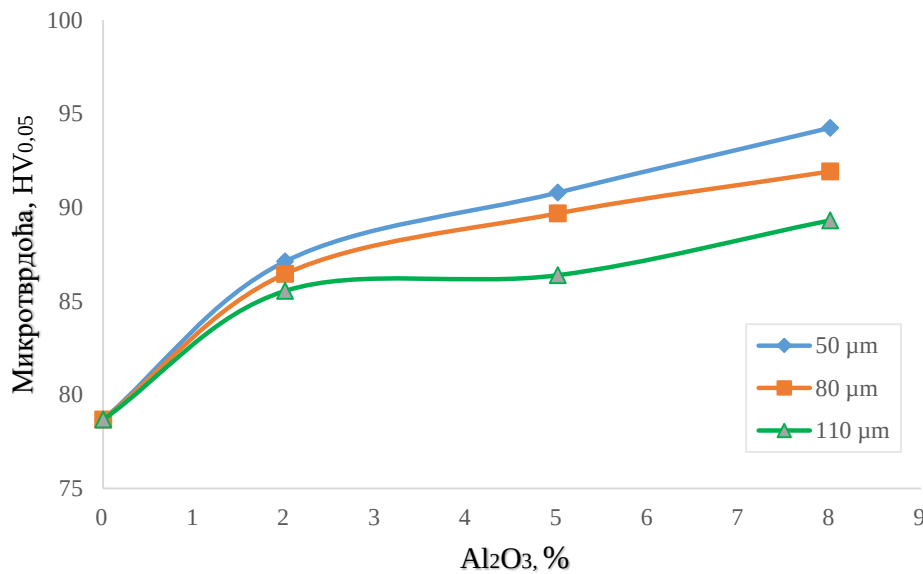
Табела 9.7 Резултати испитивања микротврдоће EN AW 6061 и АМС

Узорак	Микро тврдоћа, HV _{0,05}	Пораст микротврдоће у односу на L0, %
L0	78.67	
A1	87,11	10,73
A2	90,79	15,41
A3	94,25	19,80
A4	86,45	9,89
A5	89,68	14,00
A6	91,92	16,84
A7	85,54	8,73
A8	86,38	9,80
A9	89,31	13,52

Табела 9.8 Резултати испитивања микротврдоће НАМС

Узорак	Микро тврдоћа, HV _{0,05}	Пораст микротврдоће у односу на L0, %
H1	95,81	21,79
H2	96,83	23,08
H3	102,21	29,92
H4	114,24	45,21
H5	118,55	50,69
H6	123,02	56,37
H7	135,87	72,71
H8	149,69	90,28
H9	155,19	97,27
H10	93,18	18,44
H11	96,11	22,17
H12	100,36	27,57
H13	112,82	43,41
H14	113,35	44,08
H15	121,31	54,20
H16	133,22	69,34
H17	141,28	79,59
H18	150,13	90,84
H19	90,88	15,52
H20	93,19	18,46
H21	98,15	24,76
H22	99,56	26,55
H23	103,22	31,21
H24	105,65	34,30
H25	112,82	43,41
H26	126,32	60,57
H27	138,94	76,61

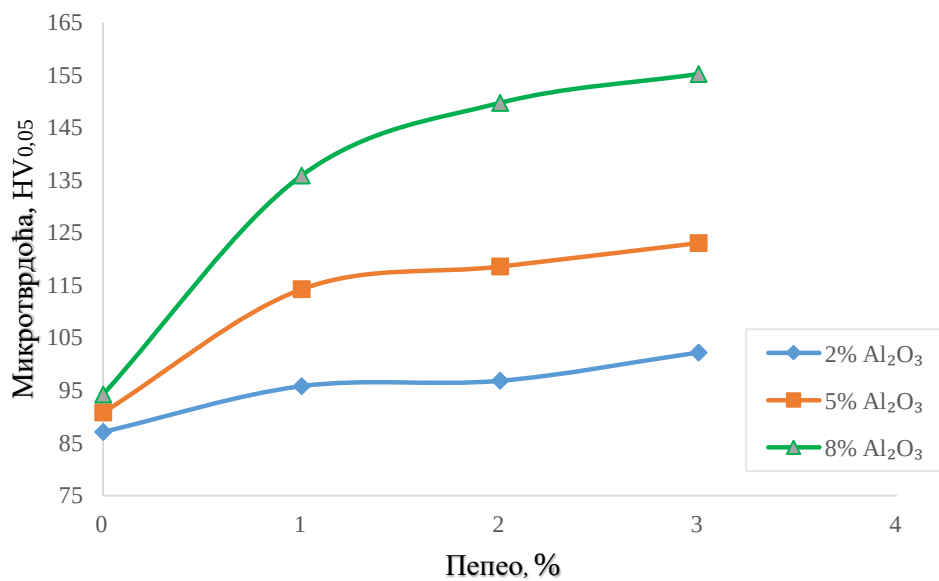
На слици 9.17 представљене су криве зависности микротврдоће од масеног садржаја честица Al_2O_3 , при различитим величинама ојачавајућих честица (50 μm , 80 μm и 110 μm).



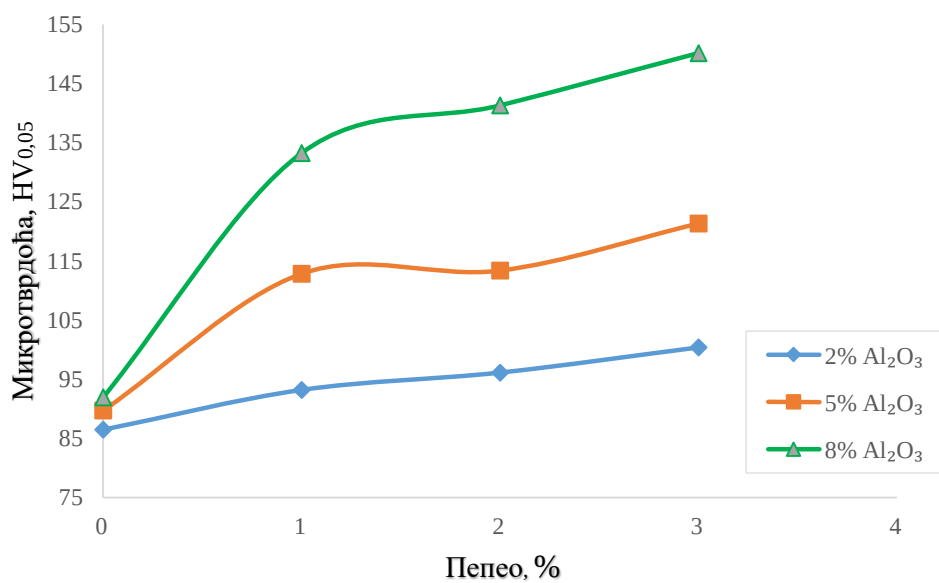
Слика 9.17 Промена микротврдоће АМС у зависности од садржаја и величине ојачавајућих честица Al_2O_3

Микротврдоћа легуре основе EN AW 6061 била је 78,67 HV_{0,05}, а микротврдоћа свих добијених композита је већа. Највећа вредност микротврдоће АМС забележена је на узорку А3 (94,25 HV_{0,05}), односно код композита са највећим садржајем (8 мас.%) и најмањом величином (50 μm) ојачавајућих честица Al_2O_3 . Најмања вредност микротврдоће АМС забележена је на узорку А7 (85,54 HV_{0,05}), односно код композита са најмањим садржајем (2 мас.%) и највећом величином ојачавајућих честица Al_2O_3 (110 μm). Ова повећања у односу на неојачану легуру износе 8,73% – 19,80%.

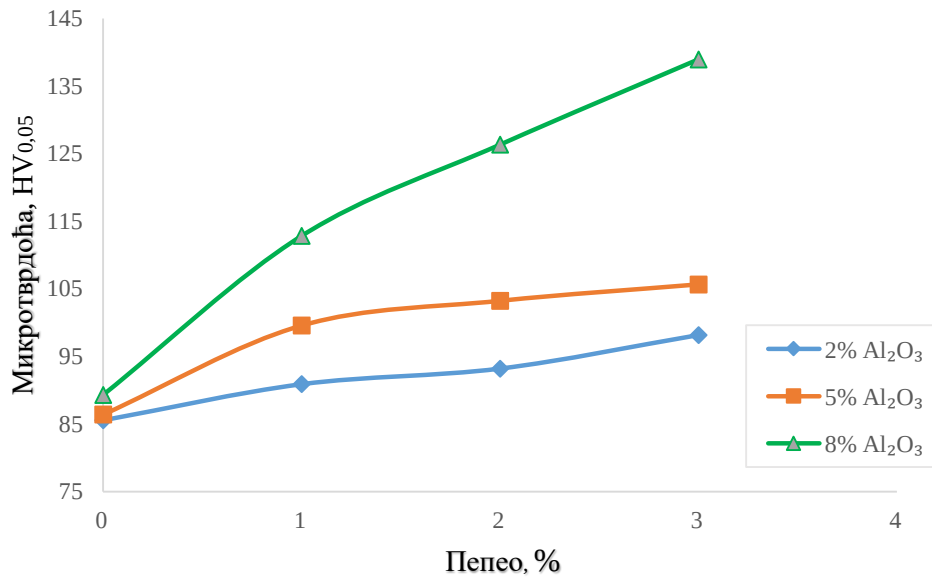
На сликама 9.18, 9.19 и 9.20 представљена је промена микротврдоће у зависности од садржаја пепела при константној величини честица Al_2O_3 од 50 μm , 80 μm и 110 μm редом, како би се сагледао утицај пепела као секундарног ојачивача.



Слика 9.18 Промена микротврдоће НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честица Al₂O₃ од 50 μm



Слика 9.19 Промена микротврдоће НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честица Al₂O₃ од 80 μm



Слика 9.20 Промена микротврдоће НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честица Al_2O_3 од $110 \mu\text{m}$

Анализом резултата микротврдоће НАМС, дошло се до закључка да важе исти трендови као и у случају испитивања тврдоће. Са додатком ојачивача основној легури, микротврдоћа расте за све испитиване НАМС. Такође, микротврдоћа расте са повећањем садржаја ојачивача и опада са повећањем величине ојачавајућих честица. И на крају, микротврдоћа НАМС је већа у односу на АМС.

Највеће вредности микротврдоће забележене су код узорка Н9 (155,19 $\text{HV}_{0,05}$), а то је узорак са највећим садржајем ојачивача (8 мас.% Al_2O_3 и 3 мас.% пепела) и најмањом величином честица ($50 \mu\text{m}$ Al_2O_3), док су најмање вредности измерене на узорку Н19 (90,88 $\text{HV}_{0,05}$), са најмањим садржајем (2 мас.% Al_2O_3 и 1 мас.% пепела) и највећом величином ојачавајућих честица ($110 \mu\text{m}$ Al_2O_3). У односу на легуру матрице, микротврдоћа НАМС расте од 15,52% до 97,27%. Раст од скоро 100%, свакако, представља значајан напредак у побољшању микротврдоће НАМС.

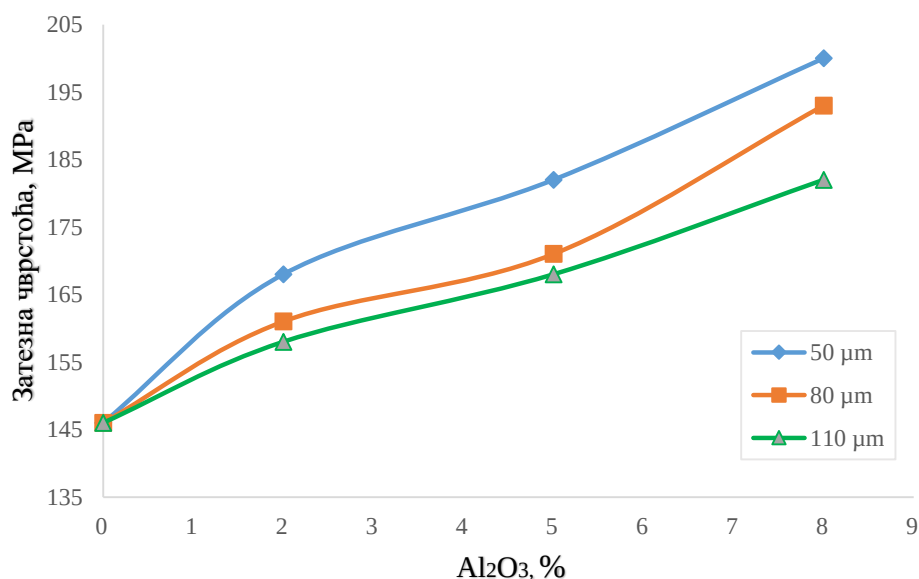
Повећање микротврдоће НАМС у односу на АМС је од 6,15% до 64,66%. Ово повећање микротврдоће условљено је истим механизмима као и повећање тврдоће. Увидом у истраживања у вези са развојем АМС и НАМС, изедени су закључци да је униформна расподела ојачавајућих честица у металној основи најважнији параметар који непосредно утиче на раст механичких особина композита у односу на матричну легуру. Током ових испитивања утврђен је утицај ојачавајуће фазе на промену микротврдоће и закључено је да она расте са повећањем масеног садржаја ојачивача, а опада са повећањем величине ојачавајућих честица. Ови резултати у сагласности су са испитивањима других аутора [131, 176-178].

9.2.3 Резултати испитивања затезне чврстоће и издужења

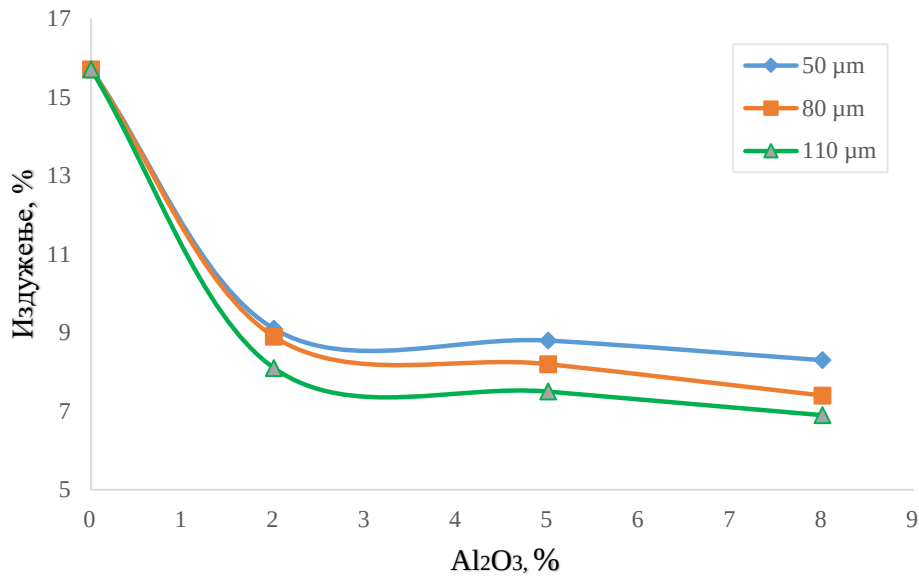
Резултати експерименталних мерења затезне чврстоће и издужења EN AW 6061 и АМС приказани су у табели 9.9. У истој табели дат је проценат повећања затезне чврстоће и смањења издужења у односу на неојачану легуру.

Табела 9.9 Резултати испитивања затезне чврстоће и издужења код EN AW 6061 и АМС

Узорак	Затезна чврстоћа, МПа	Пораст затезне чврстоће у односу на L0, %	Издужење, %	Пад издужења у односу на L0, %
L0	146		15,7	
A1	168	15,07	9,1	42,04
A2	182	24,66	8,8	43,95
A3	200	36,99	8,3	47,13
A4	161	10,27	8,9	43,31
A5	171	17,12	8,2	47,77
A6	193	32,19	7,4	52,87
A7	158	8,22	8,1	48,41
A8	168	15,07	7,5	52,23
A9	182	24,66	6,9	56,05



Слика 9.21 Промена затезне чврстоће АМС у зависности од садржаја ојачавајућих честица Al_2O_3



Слика 9.22 Промена издужења АМС у зависности од садржаја ојачавајућих честица Al_2O_3

На слици 9.21 представљена је промена затезне чврстоће у зависности од промене садржаја ојачивача у АМС. Вредности затезне чврстоће АМС крећу се од 158 МПа до 200 МПа, а неојачане легуре 146 МПа. Најмању вредност затезне чврстоће (158 МПа) има узорак А7, а то је узорак са најмањим садржајем (2 мас.%) и највећом величином (110 μm) ојачавајућих честица Al_2O_3 . Највећа вредност затезне чврстоће (200 МПа) бележи се код узорка А3, односно код композита са највећим садржајем (8 мас.%) и најмањом величином ојачавајућих честица (50 μm) Al_2O_3 . Затетна чврстоћа АМС расте за 8,22% – 36,99% у односу на неојачану легуру.

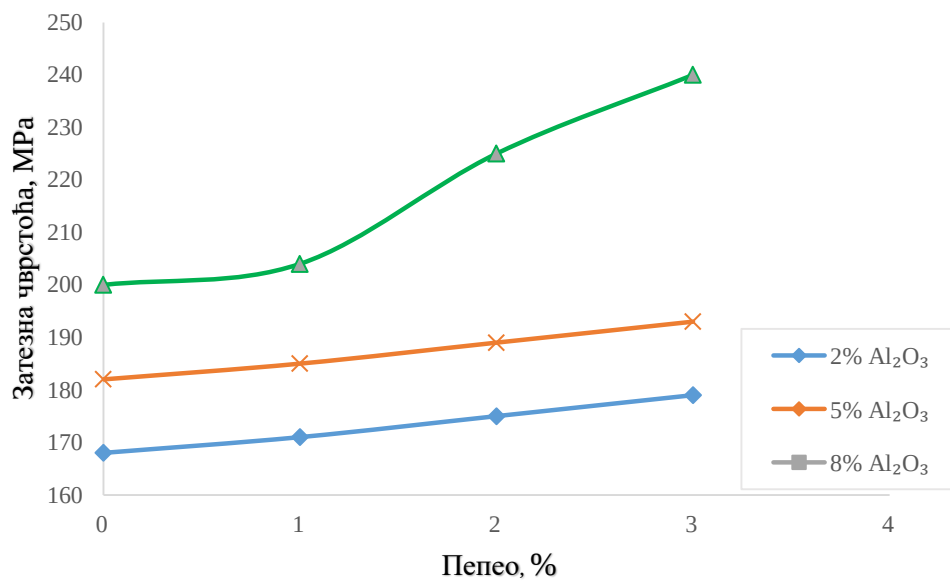
Промена издужења са променом садржаја ојачивача у АМС дата је на слици 9.22. За неојачану легуру издужење износи 15,7%, а за АМС креће се 6,9% – 9,1%. Резултати указују на то да се издужење АМС смањује у односу на неојачану легуру матрице, а такође се смањује и са повећањем мас.% Al_2O_3 у композиту [179].

Резултати експерименталних мерења затезне чврстоће и издужења НАМС приказани су у табели 9.10, као и проценти повећања затезне чврстоће и пада издужења у односу на полазну EN AW 6061 легуру.

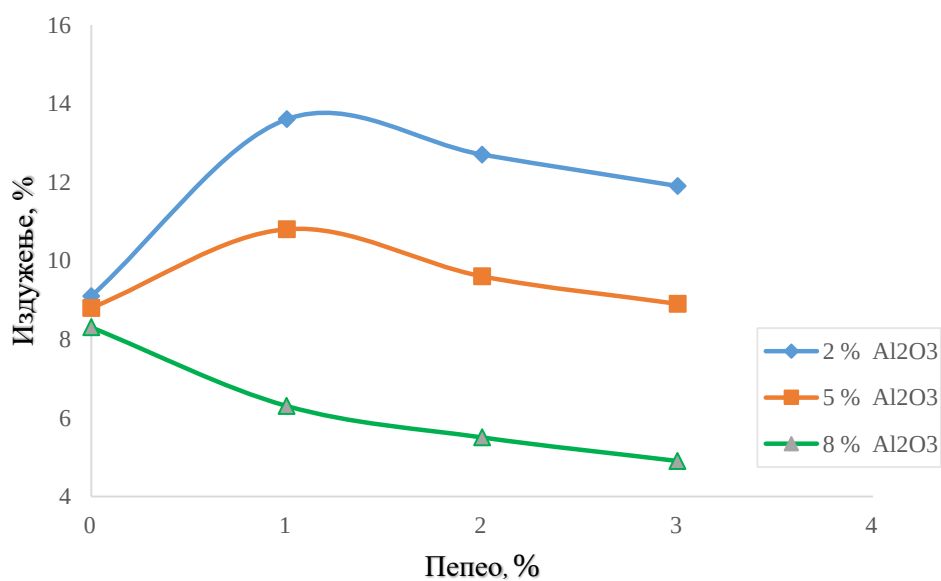
Табела 9.10 Резултати испитивања затезне чврстоће и издужења код НАМС

Узорак	Затезна чврстоћа, МПа	Пораст затезне чврстоће у односу на L0, %	Издужење, %	Пад издужења у односу на L0, %
H1	171	17,12	13,6	13,38
H2	175	19,86	12,7	19,11
H3	179	22,60	11,9	24,20
H4	185	26,71	10,8	31,21
H5	189	29,45	9,6	38,85
H6	193	32,19	8,9	43,31
H7	204	39,73	6,3	59,87
H8	225	54,11	5,5	64,97
H9	240	64,38	4,9	68,79
H10	164	12,33	12,3	21,66
H11	168	15,07	11,1	29,30
H12	170	16,44	10,5	33,12
H13	177	21,23	9,5	39,49
H14	185	26,71	9,1	42,04
H15	189	29,45	8,7	44,59
H16	200	36,99	5,1	67,52
H17	219	50,00	4,7	70,06
H18	232	58,90	4,4	71,97
H19	161	10,27	10,1	35,67
H20	165	13,01	9,5	39,49
H21	166	13,70	9,2	41,40
H22	172	17,81	8,9	43,31
H23	180	23,29	8,2	47,77
H24	183	25,34	7,4	52,87
H25	195	33,56	4,9	68,79
H26	200	36,99	4,3	72,61
H27	203	39,04	4,1	73,89

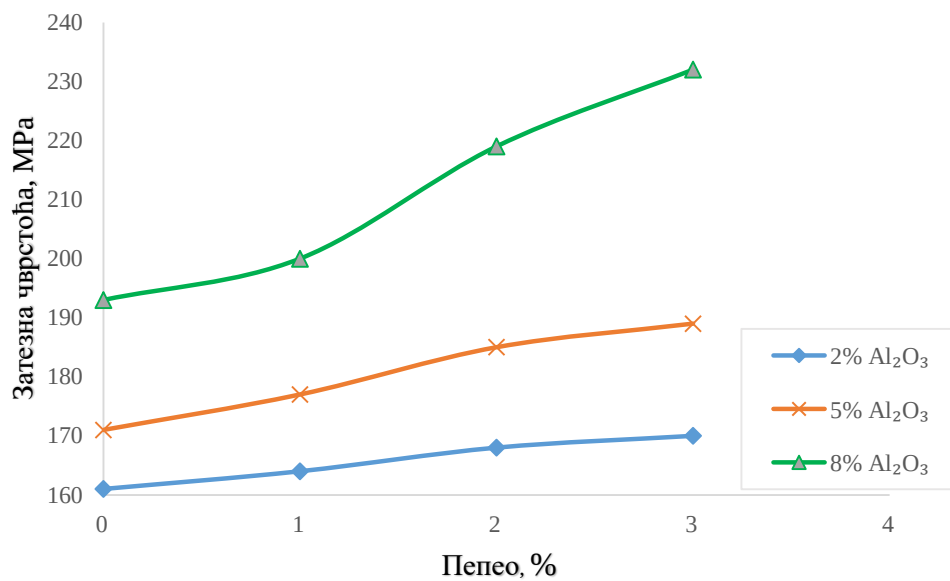
Слике 9.23, 9.25 и 9.27 приказују промену затезне чврстоће у зависности од масеног садржаја пепела у НАМС за величине честица примарног ојачивача Al_2O_3 од 50 μm , 80 μm и 110 μm , редом. Вредности затезне чврстоће НАМС налазе се у интервалу од 161 МПа до 240 МПа. Промена вредности затезне чврстоће дешава се по истој аналогiji као и у претходним случајевима за остале анализиране механичке особине, односно најмању вредност има узорак H19, тј. НАМС са најмањим садржајем ојачивача и највећом величином честица, а највећу узорак H9, тј. НАМС са највећим садржајем ојачивача и најмањом величином честица примарног ојачивача Al_2O_3 . То је у односу на неојачану EN AW 6061 легуру повећање од 10,27% до 64,38%.



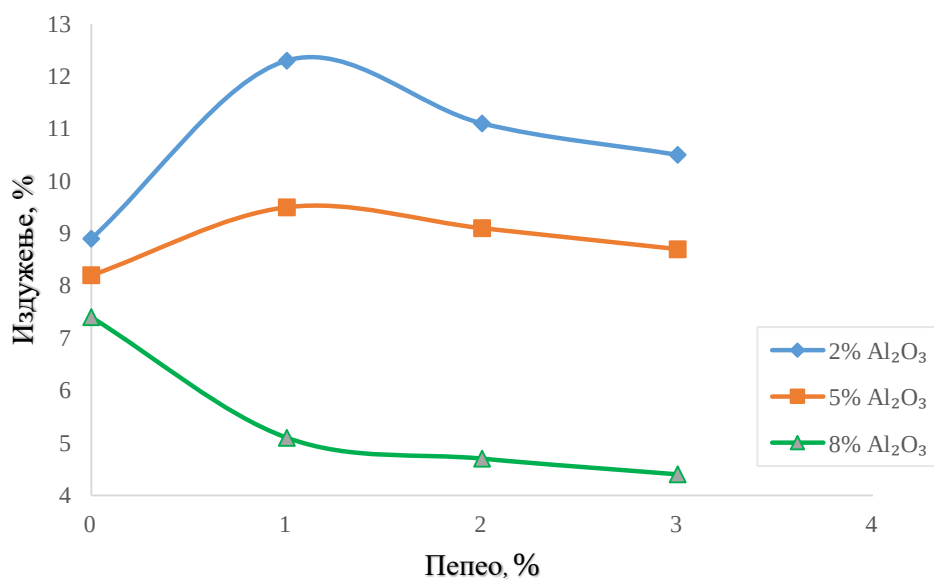
Слика 9.23 Промена затезне чврстоће НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честица Al_2O_3 од 50 μm



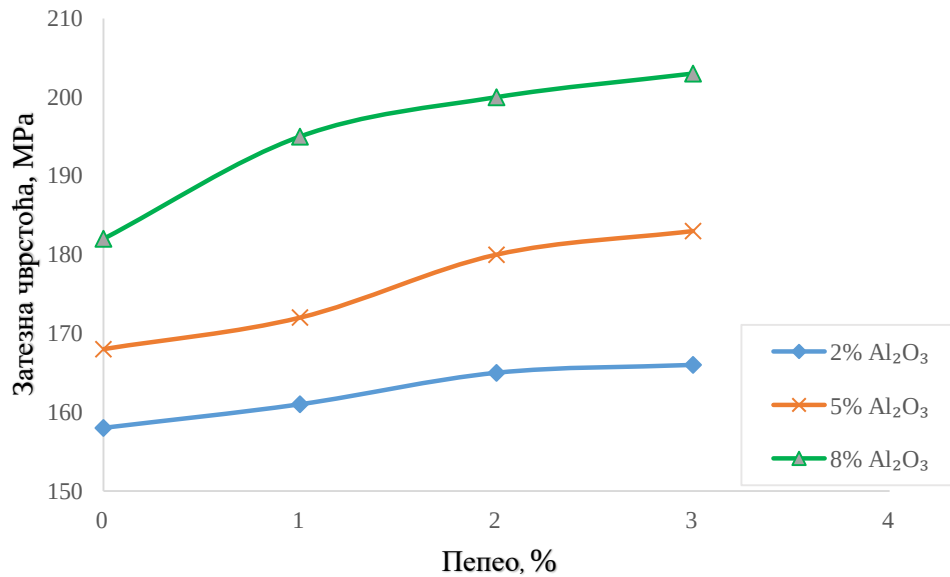
Слика 9.24 Промена издужења НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честица Al_2O_3 од 50 μm



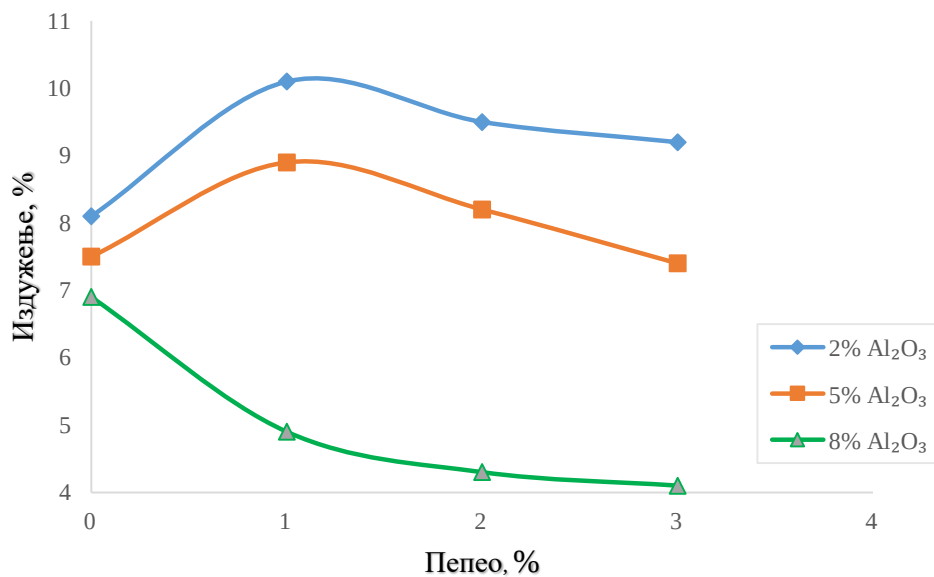
Слика 9.25 Промена затезне чврстоће НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честица Al_2O_3 од 80 μm



Слика 9.26 Промена издужења НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честица Al_2O_3 од 80 μm



Слика 9.27 Промена затезне чврстоће НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честица Al_2O_3 од $110\ \mu\text{m}$



Слика 9.28 Промена издужења НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честица Al_2O_3 од $110\ \mu\text{m}$

Поређењем АМС и НАМС, такође је установљено да хибридно ојачавање има бољи ефекат на повећање затезне чврстоће у односу на класично ојачавање керамичким честицама.

Механизми који доводе до повећања затезне чврстоће су слични механизмима који условљавају повећање тврдоће. Легура основе EN AW 6061 и ојачавајуће честице имају различите коефицијенте термичког ширења. Због тога, током очвршћавања композита долази до стварања заосталих напрезања, која условљавају ометано кретање дислокација и њихово нагомилавање. Интеракција ојачавајућих честица и дислокација ограничава ширење пукотине под дејством затезног оптерећења. Такође смањење величине кристалних зрна, добра веза

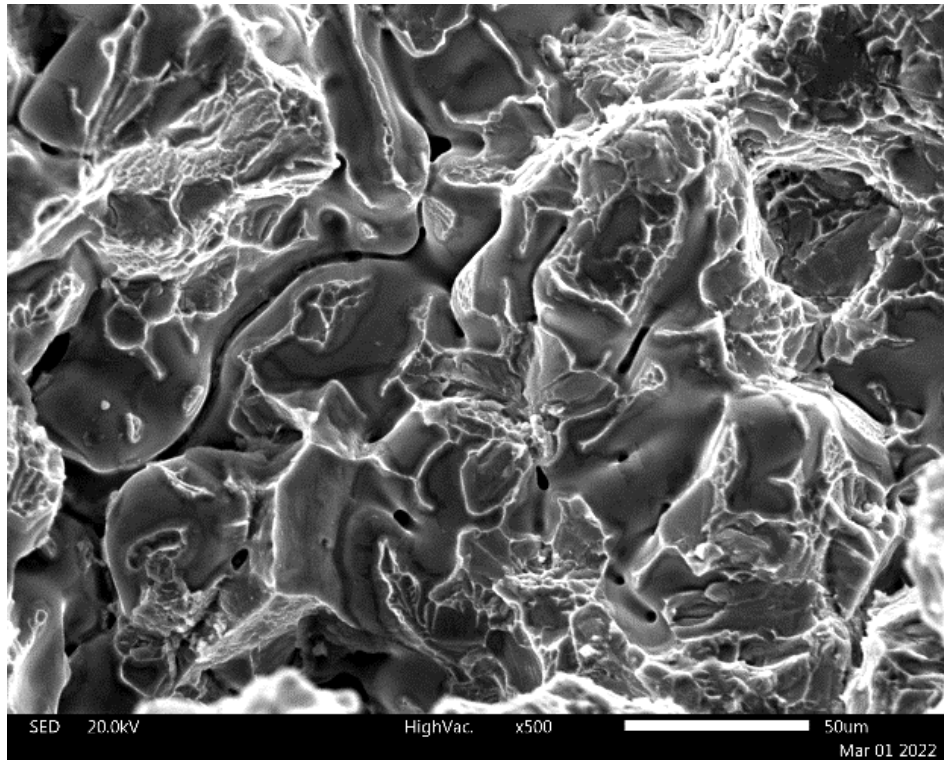
између матрице и ојачивача као и униформна расподела честица ојачивача условљавају већу отпорност на затезање [104, 130]. Повећање вредности затезне чврстоће може се објаснити и преносом оптерећења са металне матрице на ојачавајуће честице. Што је већи удео ојачивача, већи је ефекат описаних фактора који условљавају повећање механичких карактеристика. Побољшање затезне чврстоће у односу на матричну легуру доказао је и *Pugalenthi* са сарадницима [176].

Једина механичка особина која има тренд опадања са повећањем садржаја ојачивача у композиту је издужење. На сликама 9.24, 9.26 и 9.28 приказана је промена издужења НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честица Al_2O_3 од 50 μm , 80 μm и 110 μm , редом. Максимална вредност издужења је 13,6 % за композит са најмањим садржајем ојачивача (2 *mas.%* Al_2O_3 и 1 *mas.%* пепела) и најмањом величином честица (50 μm), а минимална вредност је 4,3 % за композит са највећим садржајем ојачивача (8 *mas.%* Al_2O_3 и 3 *mas.%* пепела) и највећом величином честица (110 μm) Al_2O_3 . Слична истраживања, која потврђују ове резултате, могу се наћи у литератури [176, 179]. Керамичке честице ојачивача изазивају појаву кртости композитних материјала, која је пропорционална количини ојачавајућих честица. Керамичке честице смањују дуктилност матрице, што резултује смањењем могућности издужења. Смањена дуктилност легуре основе изазвана је пуцањем честица или појавом дефеката под дејством затезног оптерећења. Ова оптерећења изазивају појаву микропукотина, које расту у веће пукотине и доводе до смањења дуктилности у композитима [164].

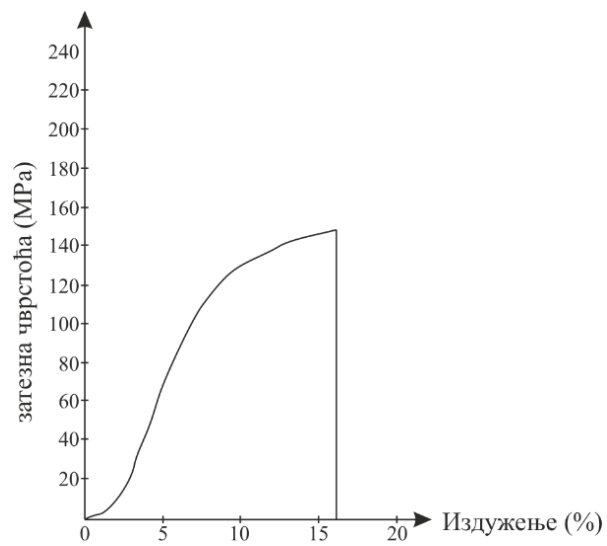
9.2.3.1 Резултати испитивања структурних промена лома код АМС и НАМС

Микроструктурна испитивања појаве лома извршена уз помоћ *SEM* микроскопије на узорцима АМС и НАМС који имају намању и највећу вредност затезне чврстоће (А3, А7, Н9 и Н19), као и на узорку од легуре основе, ознаке L0.

На слици 9.29 дата је микрофотографија лома за узорак L0, а на слици 9.30 дијаграм кидања за исти узорак. На основу микрофотографије може се закључити да је настали лом углавном дуктилни. На приказаној микрофотографији јасно се уочавају удубљења, испупчења и шупљине које су одлика пластичног лома [180]. Овај лом изазива пластична деформација и пукотине, које настају под дејством силе затезања и крећу се кроз кристална зрна, тзв. транскристални лом [181].

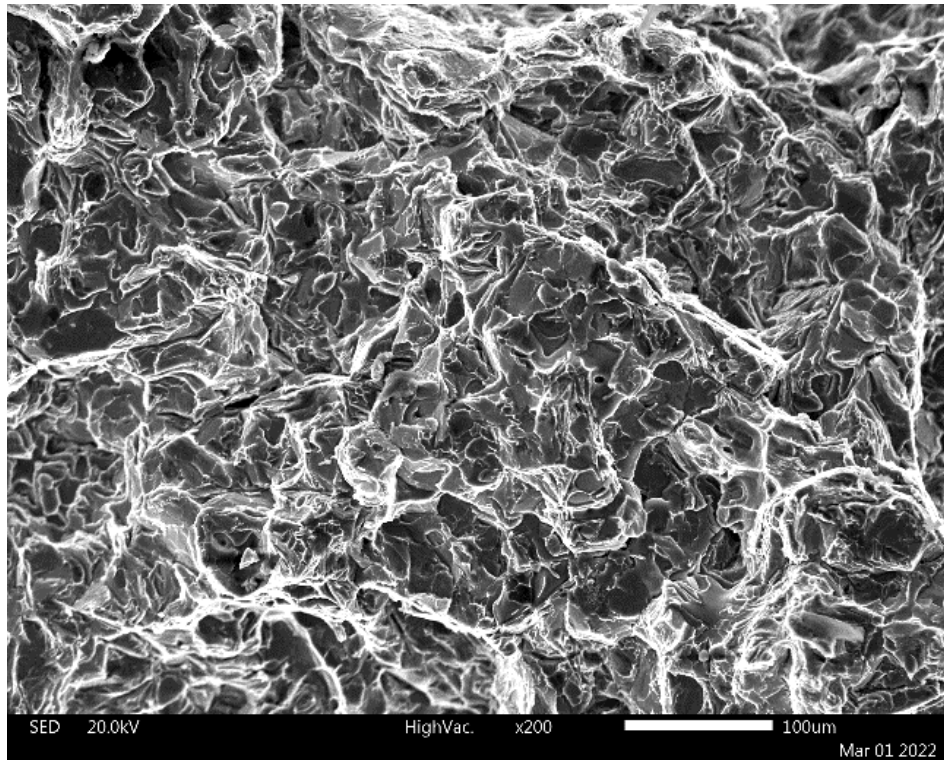


Слика 9.29 SEM анализа лома узорка L0

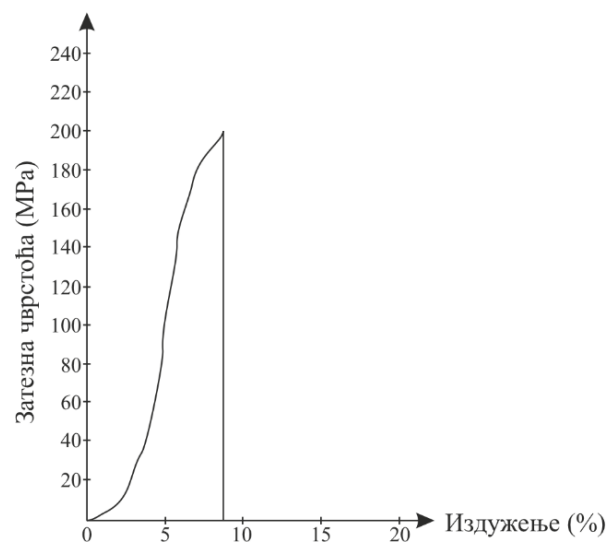


Слика 9.30 Дијаграм кидања за узорак L0

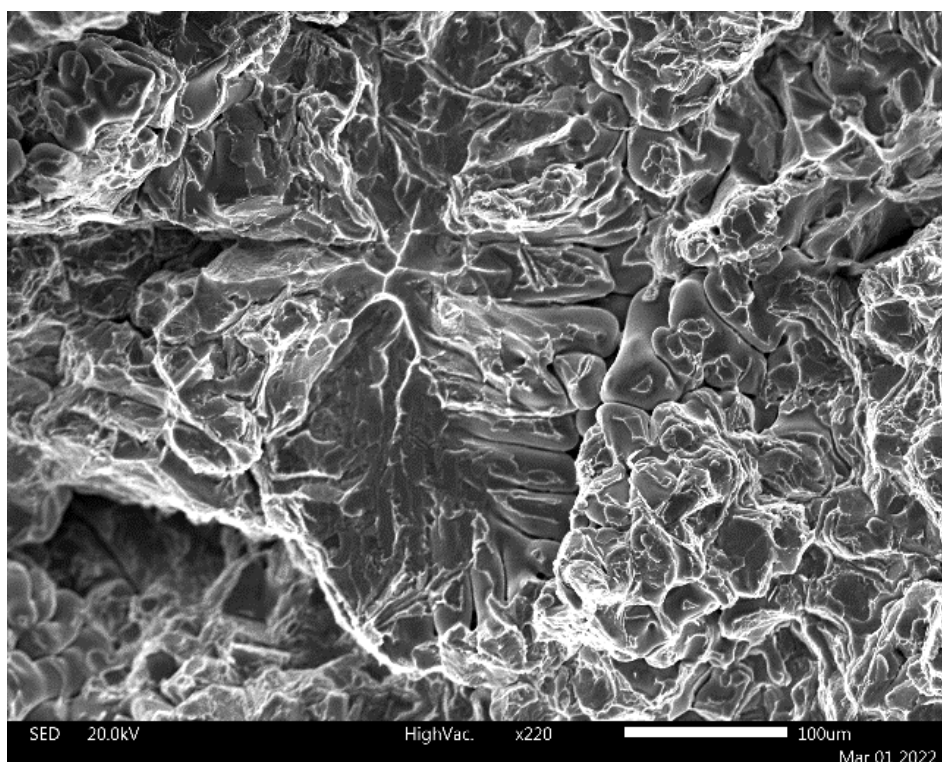
Висок проценат издужења на слици 9.30 за узорак L0 указује на постојање дуктилног лома код легуре основе.



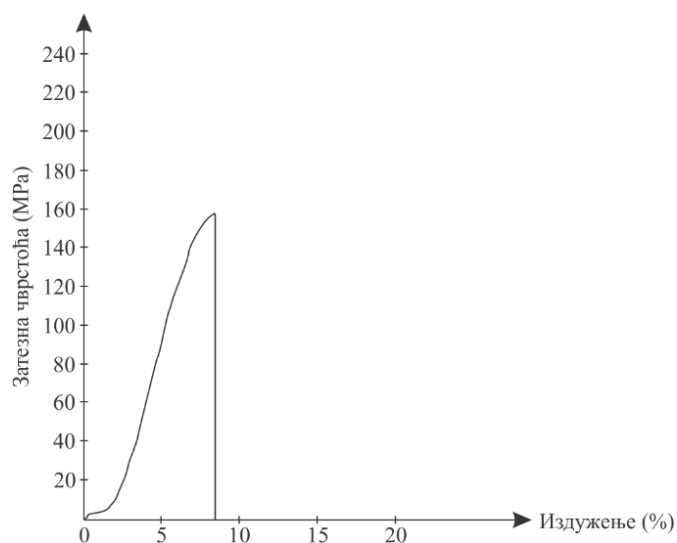
Слика 9.31 SEM анализа лома узорка А3



Слика 9.32 Дијаграм кидања за узорак А3



Слика 9.33 SEM анализа лома узорка A7



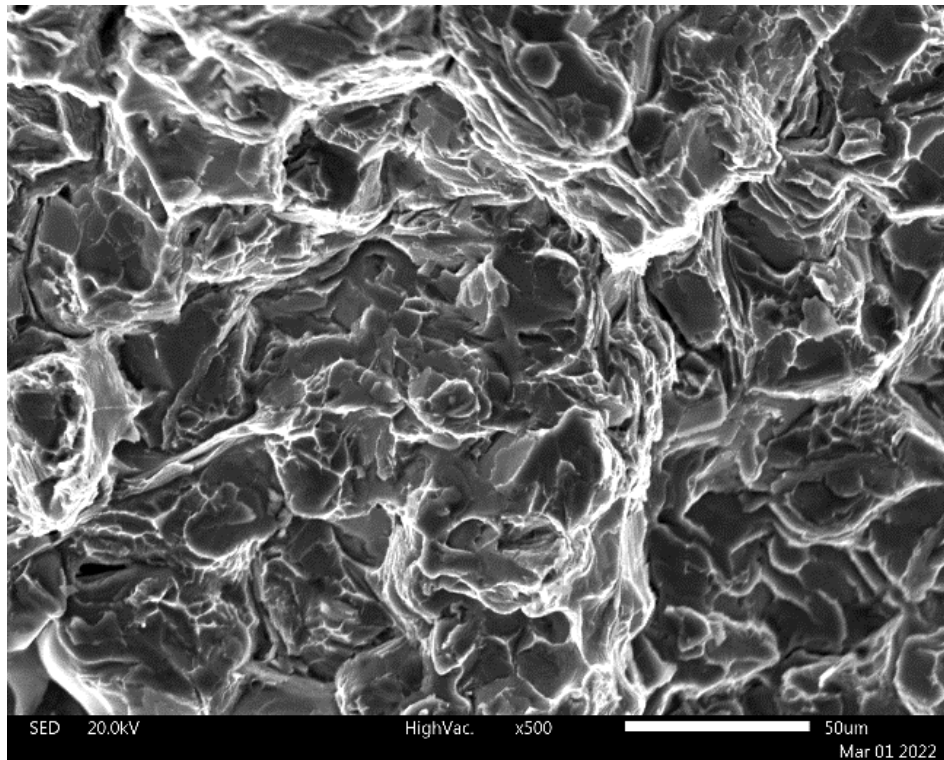
Слика 9.34 Дијаграм кидања за узорак A7

На слици 9.31 представљена је микрофотографија лома АМС ознаке А3 а на слици 9.33 је микрофотографија лома АМС ознаке А7. На овим микрофотографијама уочава се лом честица и њихово одвајање из металне основе, што указује на постојање кртог лома [127, 180]. Ова појава посебно је изражена код узорка А3 на слици 9.31, који садржи 8 мас.% Al_2O_3 и има највећу затезну чврстоћу. У основи, до лома долази настајањем иницијалне пукотине, која се затим шири дуж границе између легуре основе и честица ојачивача Al_2O_3 , или кроз ојачавајућу честицу. Истраживања показују да ојачавајуће честице блокирају ширење пукотине, што доводи до повећања затезне чврстоће у композиту, и на крају до лома [182]. Присуство керамичких честица Al_2O_3 у композитима, показују тенденцију кртог понашања, јер је раст

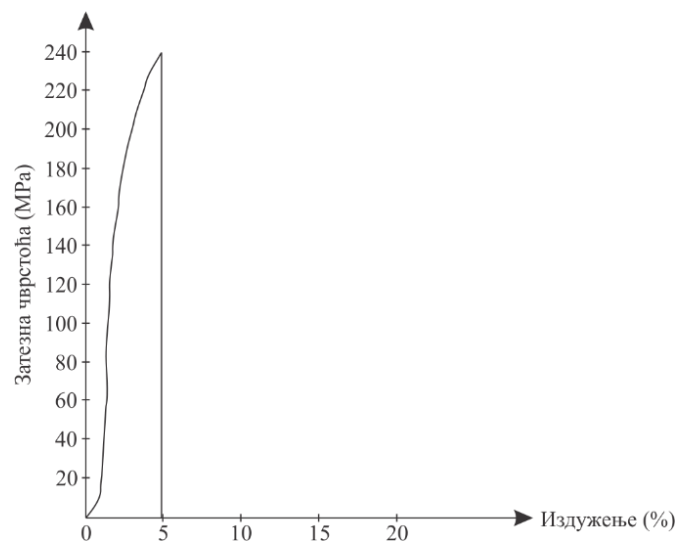
пукотина и кретање дислокација ометано дејством честица Al_2O_3 . Честице Al_2O_3 делују као носилац оптерећења, па повећани садржај ојачивача условљава ефикаснији пренос оптерећења и повећање затезне чврстоће.

Код микрофотографије лома АМС композита ознаке А7, приказане на слици 9.33, може се уочити комбинација дуктилног и кртог лома, што је условљено мањим садржајем ојачивача и појавом пукотина око честица. Дуктилни лом карактеришу удубљења и испупчења која се примећују у структури. На овој слици уочава се и ширење пукотина дуж границе зрна када настаје интеркристални крти лом. Под дејством силе затезања микропукотине се спајају и расту у веће пукотине. Настале пукотине изазивају лом материјала, када је оптерећење веће од затезне чврстоће [127, 166, 183-184]. У областима у којима се јављају пукотине, постоји висока концентрација напона под чијим дејством пукотине расту до области граница фаза. У случају када настане пукотина око честице, оне више не апсорбују оптерећење, већ долази до кртог лома на тај начин што се пукотина шири кроз честицу или долази до извлачења честице из металне основе. Слична запажања изложена су у раду *Maleque* и сарадника [180].

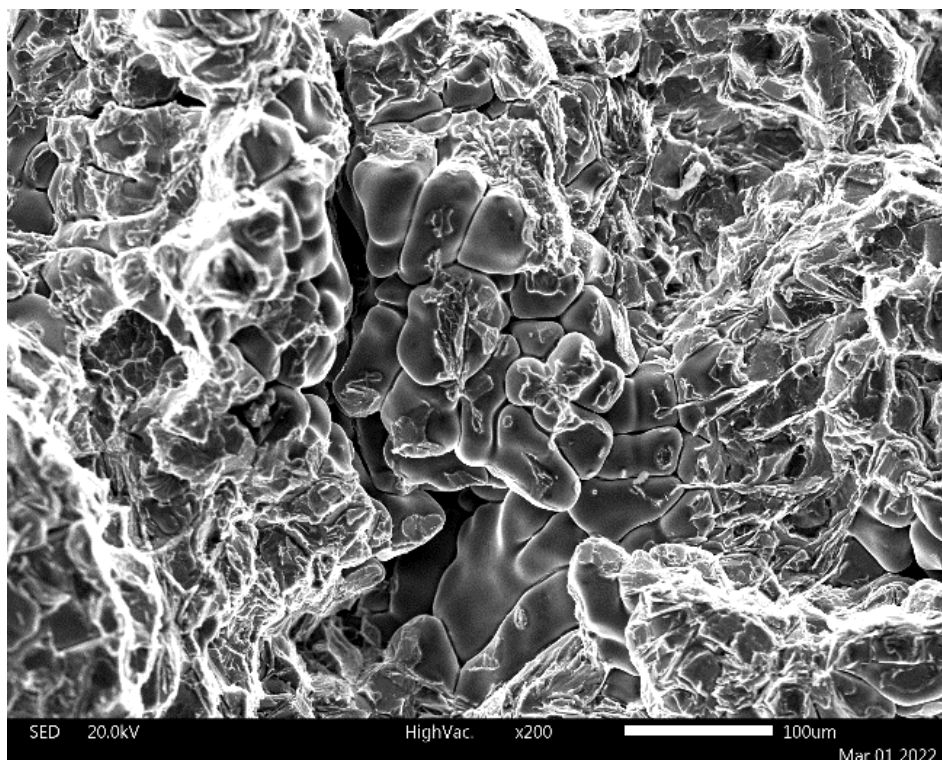
На слици 9.32 дат је дијаграм кидања за узорак А3, а на слици 9.34 дијаграм кидања за узорак А7. На основу вредности затезне чврстоће закључује се да се оптерећење боље преноси у композиту који има већи садржај ојачавајућих честица.



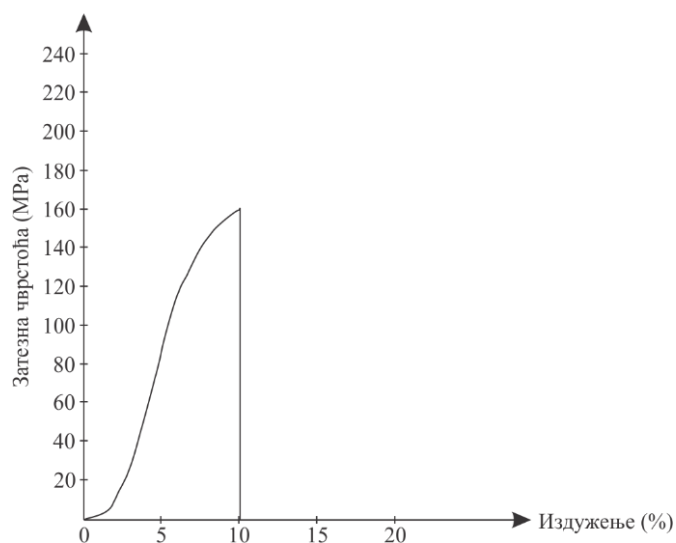
Слика 9.35 SEM анализа лома узорка H9



Слика 9.36 Дијаграм кидања за узорак H9



Слика 9.37 SEM анализа лома узорка H19



Слика 9.38 Дијаграм кидања за узорак H19

Слике 9.35 и 9.37 приказују лом код *НАМС*, редом за H9 и H19 композите. На слици 9.35 преовладава крти лом. Раст иницијалних пукотина, које настају под дејством силе затезања, блокиран је дејством ојачавајућих честица Al_2O_3 и пепела, па ојачавајуће честице делују као носилац оптерећења и оптерећење се преноси ефикасније са матрице на ојачавајућу фазу. Такође ове честице представљају препреку кретању дислокација, што изазива пораст затезне чврстоће и нагомилавање напрезања око честица. Под дејством ових напрезања долази до пуцања честица, које се простире кроз матрицу или њиховог извлачења из металне основе.

На слици 9.37 лома узорка Н19 постоји комбинација кртог и дуктилног лома. Ово је условљено мањим садржајем ојачивача у композиту [185]. Анализом ове микроструктуре, уочено је да, под дејством напрезања, долази до пуцања крупнијих честица Al_2O_3 , док се финије честице Al_2O_3 и пепела извлаче из легуре основе, остављајући удубљења у структури. Место почетка настајања пукотине је, највероватније, око ојачавајућих честица. Ситне пукотине, под дејством силе затезања, настављају да расту у већу пукотину што изазива слабљење материјала и појаву лома. Око честица Al_2O_3 и пепела формирају се удубљења и слаби веза између легуре матрице и ојачавајуће фазе. На микрофотографијама покиданих узорака Н9 и Н19 уочава се присуство ојачавајућих честица, које условљавају крти лом.

На слици 9.36 дат је дијаграм кидања за узорак Н9, а на слици 9.38 дијаграм кидања за узорак Н19. Мањи садржај ојачивача условљава присуство и кртог и дуктилног лома и веће издужење, а већи садржај ојачивача условљава појаву кртог лома и мање издужење.

Дакле, може се закључити да отпорност композита према лому варира под дејством стварања и раста пукотина услед кртог и дуктилног лома. Потребно је детаљно изучити појаву кртог лома, који настаје без икаквог упозорења, као битан фактор у производњи компоненти које користе ове композите.

9.3 Резултати испитивања електричне проводности

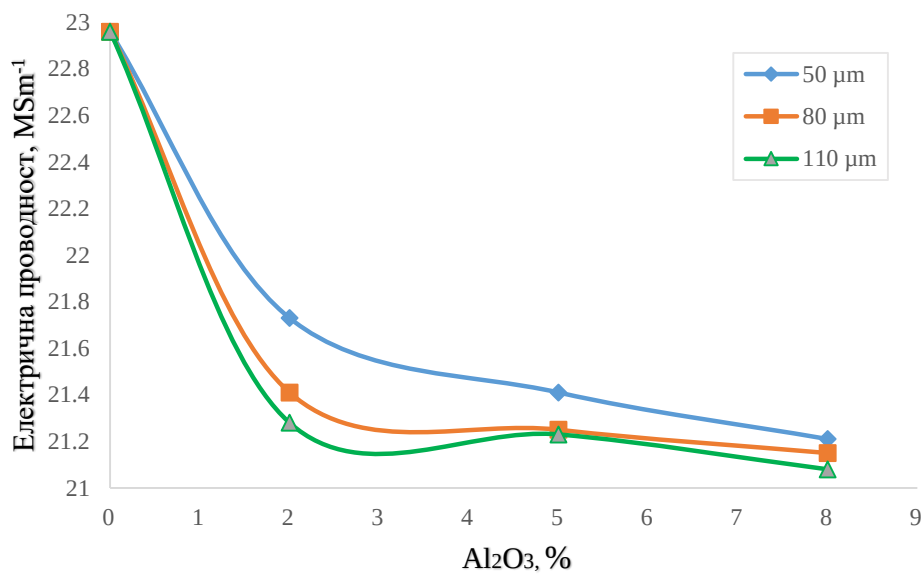
У табелама 9.11 и 9.12 и на сликама од 9.39 до 9.42 представљени су резултати мерења електричне проводности на узорцима алуминијумске легуре EN AW 6061, АМС и НАМС.

Табела 9.11 Резултати електричне проводности EN AW 6061 и АМС

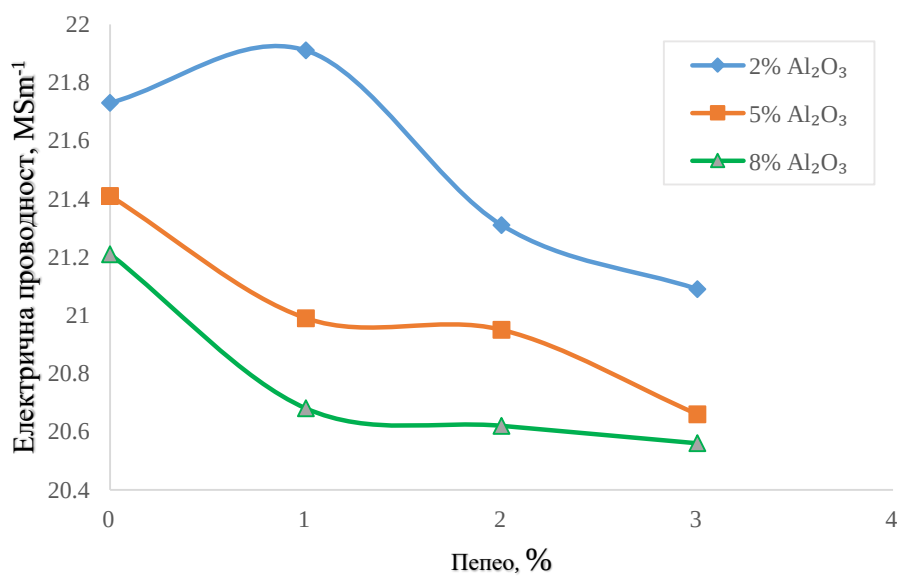
Узорак	Електрична проводност, MSm^{-1}	Пад електричне проводности у односу на L0 , %
0	22,96	
A1	21,73	5,36
A2	21,41	6,75
A3	21,21	7,62
A4	21,41	6,75
A5	21,25	7,45
A6	21,15	7,88
A7	21,28	7,32
A8	21,23	7,53
A9	21,08	8,19

Табела 9.12 Резултати електричне проводности НАМС

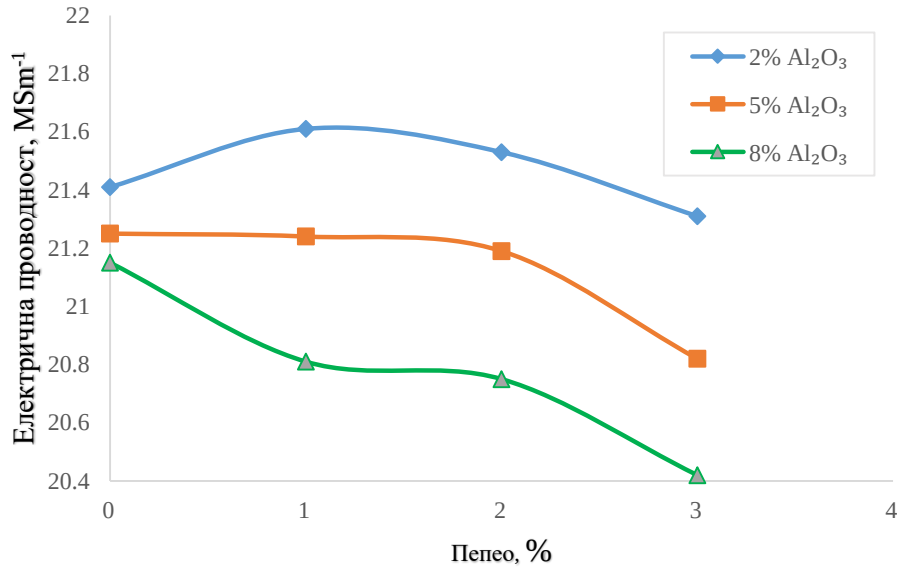
Узорак	Електрична проводност, MSm^{-1}	Пад електричне проводности у односу на L0 , %
H1	21,91	4,57
H2	21,31	7,19
H3	21,09	8,14
H4	20,99	8,58
H5	20,95	8,75
H6	20,66	10,02
H7	20,68	9,93
H8	20,62	10,19
H9	20,56	10,45
H10	21,61	5,88
H11	21,53	6,23
H12	21,31	7,19
H13	21,24	7,49
H14	21,19	7,71
H15	20,82	9,32
H16	20,81	9,36
H17	20,75	9,63
H18	20,42	11,06
H19	21,43	6,66
H20	21,35	7,01
H21	21,06	8,28
H22	20,81	9,36
H23	20,68	9,93
H24	20,48	10,80
H25	21,35	7,01
H26	20,65	10,06
H27	20,55	10,50



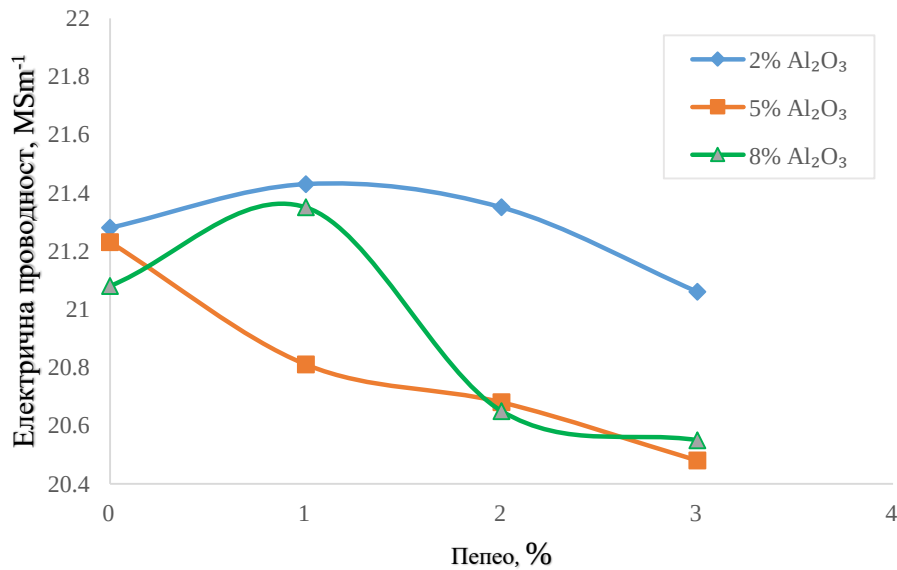
Слика 9.39 Промена електричне проводности АМС у зависности од садржаја ојачавајућих честица Al_2O_3



Слика 9.40 Промена електричне проводности НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честице Al_2O_3 од 50 μm



Слика 9.41 Промена електричне проводности НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честице Al₂O₃ од 80 μm



Слика 9.42 Промена електричне проводности НАМС у зависности од садржаја пепела при величини честице Al₂O₃ од 110 μm

Поређењем вредности за електричну проводност алуминијумске легуре EN AW 6061, АМС и НАМС, запажа се да са додатком ојачавајуће фазе, електрична проводност опада у односу на основну легуру, али не значајно. Електрична проводност за EN AW 6061 легуру је 22,96 MSm⁻¹, док се за АМС креће у интервалу од 21,08 MSm⁻¹ до 21,73 MSm⁻¹, а за НАМС у интервалу од 20,42 MSm⁻¹ до 21,91 MSm⁻¹. Незнатан пад електричне проводности представља битну чињеницу, с обзиром да композитни материјали све више налазе примену у електро индустрији. Електрична проводност АМС и НАМС је мања у односу на EN AW 6061 легуру, због додатака ојачавајућих честица које се понашају као нечистоће и ометају проводне

електроне, што условљава пад електричне проводности. Запажа се благи пад електричне проводности за *АМС* од 5,36% до 8,19%, а за *НАМС* од 4,57 % до 11,06 %, док је пораст механичких особина много значајнији.

Густина материјала директно утиче на електричну проводност [186-187]. Чињеница да се електричне проводности основне легуре и добијених композита незнатно разликују, указује на то да је структура добијених композита без велике порозности и да је веза између саставних компоненти добра, што су микроструктурна испитивања и потврдила (слика 9.2, 9.6, 9.11 и 9.12).

Ако се пореде резултати електричне проводности *АМС* и *НАМС*, запажа се тенденција опадања са порастом садржаја ојачивача код *АМС*, док резултати за *НАМС* варирају. Варирање електричне проводности може се приписати различитом нивоу порозности у испитиваним узорцима.

9.4 Резултати електрохемијских испитивања

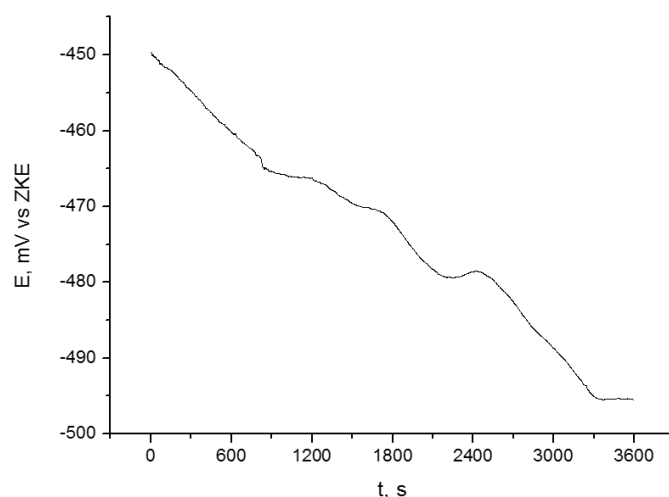
Електрохемијска испитивања спроведена су на три најрепрезентативнија узорка:

1. Узорак L0, основна легура EN AW 6061,
2. Узорак A2, *АМС* састава EN AW 6061 + 5 mas.% Al_2O_3
3. Узорак H6, *НАМС* састава EN AW 6061 + 5 mas.% Al_2O_3 + 3 mas.% пепео.

9.4.1 Потенцијал отвореног кола

На слици 9.43 дат је потенцијал отвореног кола за узорак L0 у H_2SO_4 концентрације $0,01 \text{ mol/dm}^3$. Запажа се да вредност *РОК* за узорак L0 монотонно пада, осим у кратком временском интервалу где незнатно расте (2400 s - 2500 s од почетка експеримента). Промена потенцијала у задатом времену је релативно мала (око 45 mV), а значајна карактеристика је да *РОК*, вероватно, није стабилан у потпуности ни после 1 h, односно не успоставља се равнотежа анодне (реакције растварања) и катодне реакције чак ни у тако дугом временском интервалу. Ово је у потпуности у складу са литературним подацима [188], где је утврђено да алуминијумске легуре серије 6000 у сумпорној киселини праву стабилизацију *РОК* постижу тек после периода од два сата или више. Појава прве стабилизације овог параметра се дешава у временском интервалу између 15 min и 20 min.

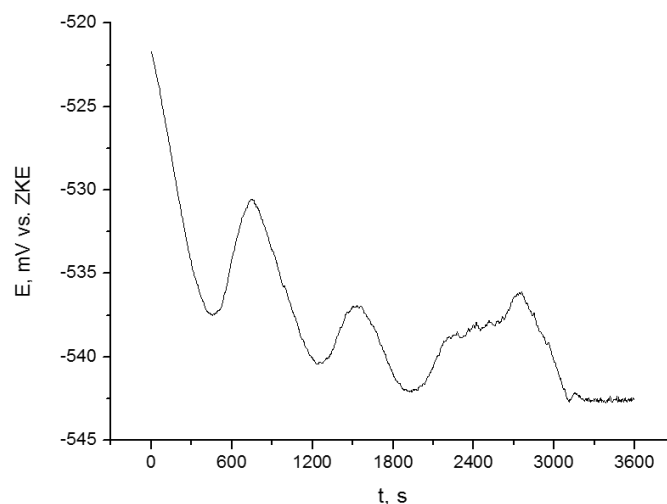
На слици 9.43 се може видети стабилизација *РОК* у последњих пет минута мерења. Опадање *РОК* је очекивано јер је стање система у току мерења било такво да алуминијумска легура није била у пасивној области ($\text{pH} < 4$) [189], нити у широј области пасивације (*HSC*) хидратисаног оксида алуминијума ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$) на површини, јер је pH нижа од 3,6.



Слика 9.43 Потенцијал отвореног кола за узорак L0 у H_2SO_4 концентрације $0,01 \text{ mol/dm}^3$

Добијена је вредност POK од $-495,5 \text{ mV}$ према ZKE после 1 h мерења.

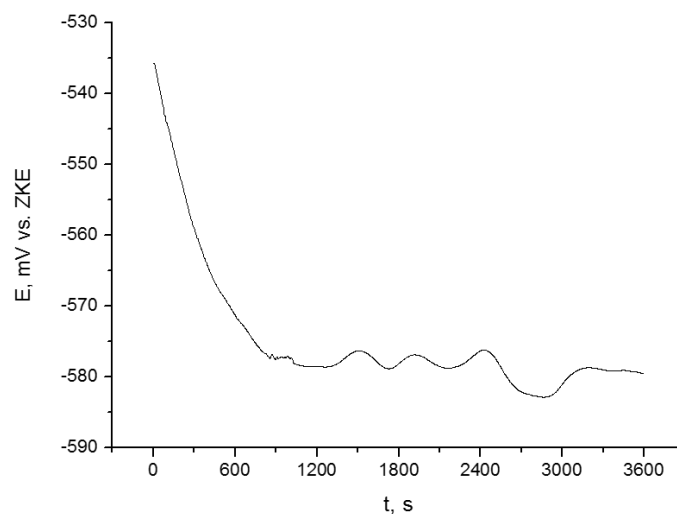
На слици 9.44 приказани су резултати мерења POK за узорак A2, AMC састава EN AW 6061+ 5 mas.% Al_2O_3 .



Слика 9.44 Потенцијал отвореног кола за узорак A2 (EN AW 6061+ 5 mas.% Al_2O_3) у H_2SO_4 концентрације $0,01 \text{ mol/dm}^3$

На слици 9.44 се види да вредност POK опада, при чему се на кривој запажа појава три пика у областима где POK расте у краћим временским интервалима. Промена потенцијала у задатом времену је релативно мала (око 20 mV), а значајна карактеристика је да POK није стабилан у потпуности ни после 1 h. Са слике се може видети стабилизација овог параметра у последња четири минута мерења, што такође може бити само привремена стабилизација, слично као и у временском интервалу од 40-45 минута (2400-2700 s), који се може узети као прво „стабилизационо време”. На крају мерења добијена је вредност од $-542,6 \text{ mV}$ према ZKE што је скоро 50 mV негативније (у катодном смеру) у односу на основну легуру L0. Ово указује и на мању корозиону отпорност композита A2 у односу на основну легуру L0.

Слика 9.45 представља резултат мерења *ПОК* за узорак Н6, *НАМС* састава EN AW 6061+ 5 mas.% Al₂O₃ + 3 mas.% пепео, у H₂SO₄ концентрације 0,01 mol/dm³.



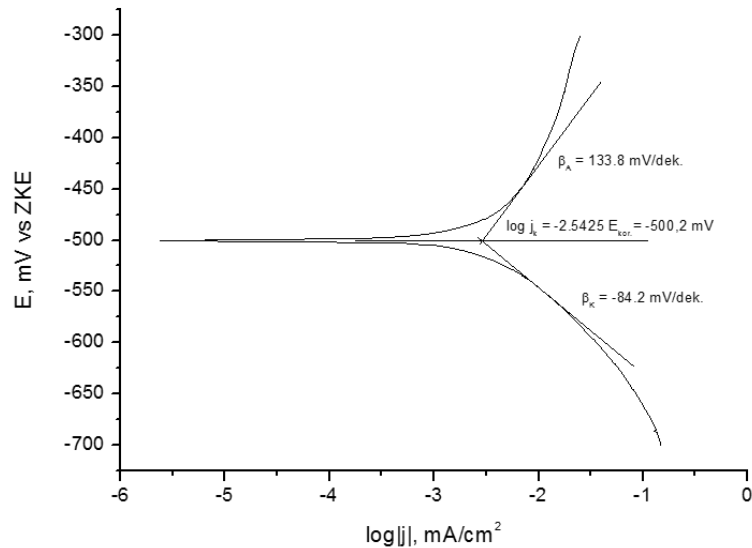
Слика 9.45 Потенцијал отвореног кола узорка Н6 (EN AW 6061 + 5mas.% Al₂O₃ + 3mas.% пепео) у H₂SO₄ концентрације 0,01 mol/dm³

Вредност *ПОК* (слика 9.45) опада у приближно првој четвртини мерења (око 900 s), при чему се на кривој, слично претходној за *АМС*, запажа појава три пика, али уз значајну разлику што у овом случају нема даљег пада овог параметра и што су пикови малог интензитета. Ови пикови на кривој су само мале осцилације (± 3 mV) и зараво показују стање постизања стабилности *ПОК*. Сличност са легуром основе L0 је то што стабилизација почиње управо после 15 минута од почетка мерења, уз битну разлику да се овде стабилизација наставља и да се може сматрати постизањем правог стабилног стања у практичном смислу, по чему је овај *НАМС* јединствен. Промена потенцијала у задатом времену је практично идентична са легуром основе L0 (око 45 mV), што је још једна сличност са основном легуром. На крају мерења добијена је вредност од -579,5 mV према *ZKE* што је око 37 mV према *ZKE* негативније (у катодном смеру) у односу на композит А2, а 84 mV према *ZKE* у односу на легуру L0. Ово указује и на мању корозиону отпорност *НАМС* у односу на остале испитиване узорке.

9.4.2 Одређивање корозионе струје методом Тафелове екстраполације

И за ову методу, коришћен је раствор 0,01 mol/dm³ H₂SO₄ као и приликом одређивања *ПОК*.

На слици 9.46 приказана је зависност густине струје од потенцијала близу *ПОК*, тачније ± 200 mV у односу на *ПОК* за узорак L0.



Слика 9.46 Потенциодинамичка крива у Тафеловој области у раствору $0,01 \text{ mol/dm}^3 \text{ H}_2\text{SO}_4$, брзина промене потенцијала $0,5 \text{ mV/s}$, за узорак L0

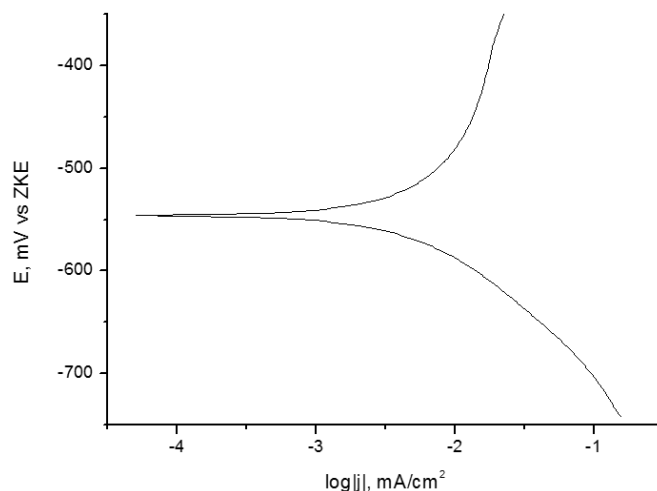
За одређивање параметара коришћен је пратећи софтвер уз мерни инструмент, а за узорак L0 приказан је и графички начин за добијање параметара коришћењем Тафелове екстраполације. Уз сужавање области (за око 20 mV у оба смера, и анодном и катодном) добијају се практично идентични резултати, тако да је даље коришћен само софтвер.

Добијени су следећи параметри:

- Анодни Тафелов нагиб (β_A): $133,8 \text{ mV/dek}$.
- Катодни Тафелов нагиб (β_K): $-84,2 \text{ mV/dek}$.
- Корозиони потенцијал: $-500,2 \text{ mV}$ према ZKE
- Густина корозионе струје ($j_{kor.}$): $2,867 \mu\text{A/cm}^2$
- Брзина корозије (C_R): $31,25 \mu\text{m/god}$.

Коришћени материјал је веома постојан у $0,01 \text{ mol/dm}^3 \text{ H}_2\text{SO}_4$, што се могло очекивати, с обзиром да је то релативно ниска концентрација и поред тога што је мерење било у активној области на E - pH дијаграму. Вредност густине корозионе струје је ред величине $\mu\text{A/cm}^2$ што одликује легуре или метале релативно велике корозионе отпорности у испитиваној средини. Вредност корозионог потенцијала добијеног Тафеловом методом је незнатно позитивнија од POK . Разлика је 5 mV у катодном смеру, што је вероватно узорковано брзином скенирања (најчешће између $0,1667$ и 1 mV/s , у овом случају $0,5 \text{ mV/s}$). У техничком смислу материјал је врло постојан у коришћеном раствору и као такав погодан за употребу, јер је потребно 32 године за корозију дубине 1 mm при равномерној (униформној) корозији.

На слици 9.47 је приказана зависност густине струје од потенцијала близу POK , односно $\pm 200 \text{ mV}$ у односу на POK за узорак A2.



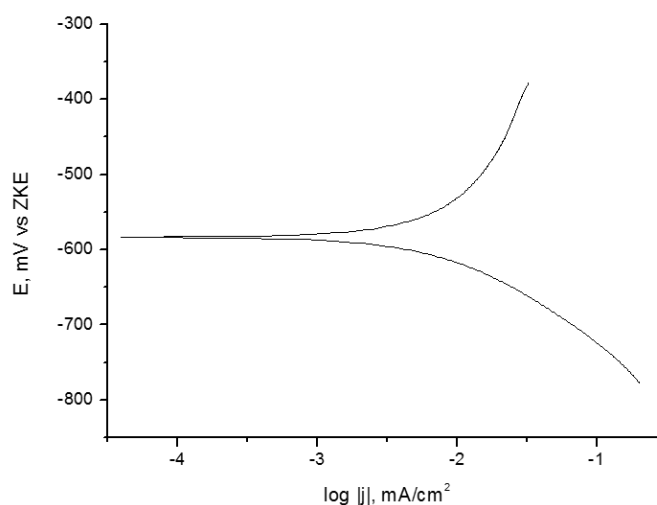
Слика 9.47 Потенциодинамичка крива у Тафеловој области у раствору $0,01 \text{ mol/dm}^3 \text{ H}_2\text{SO}_4$, брзина промене потенцијала $0,5 \text{ mV/s}$, за узорак А2

Добијени су следећи параметри:

- Анодни Тафелов нагиб (β_A): $145,4 \text{ mV/dek.}$
- Катодни Тафелов нагиб (β_K): $-90,6 \text{ mV/dek.}$
- Корозиони потенцијал: $-545,8 \text{ mV}$ према ZKE
- Густина корозионе струје ($j_{kor.}$): $3,639 \text{ } \mu\text{A/cm}^2$
- Брзина корозије (C_R): $39,66 \text{ } \mu\text{m/god.}$

Узорак А2 је веома постојан у испитиваној средини. Потребно је приближно 25 година за корозију дубине 1 mm , при равномерној (униформној) корозији. У односу на L0, густина корозионе струје за А2 је приближно 35% већа, што је, у квалитативном смислу, у складу са анализом мерења РОК. Апсолутне вредности Тафелових нагиба су веће у односу на L0, али су разлике мале. Такође је добијена нешто негативнија вредност корозионог потенцијала у односу на РОК. Разлика од $3,2 \text{ mV}$, може се сматрати занемарљивим, односно добрим слагањем ових метода.

Слика 9.48 представља резултате поларизационих мерења у Тафеловој области за узорак Н6.



Слика 9.48 Потенциодинамичка крива у Тафеловој области у раствору $0,01 \text{ mol/dm}^3 \text{ H}_2\text{SO}_4$, брзина промене потенцијала $0,5 \text{ mV/s}$, за узорак Н6

Добијени су следећи параметри:

- Анодни Тафелов нагиб (β_A): 156,6 mV/dek.
- Катодни Тафелов нагиб (β_K): -93,3 mV/dek.
- Корозиони потенцијал: -583,5 mV према ZKE
- Густина корозионе струје ($j_{kor.}$): 4,710 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$
- Брзина корозије (C_R): 51,34 $\mu\text{m}/\text{god}$.

Све горе наведено за АМС, у смислу корозионе отпорности материјала у испитиваном раствору важи и за НАМС. У односу на узорке L0 и A2, густина корозионе струје узорка H6 била је приближно 64% и 30% већа, респективно. Тенденција раста вредности Тафелових нагиба (узимајући апсолутну вредност катодних) се наставља.

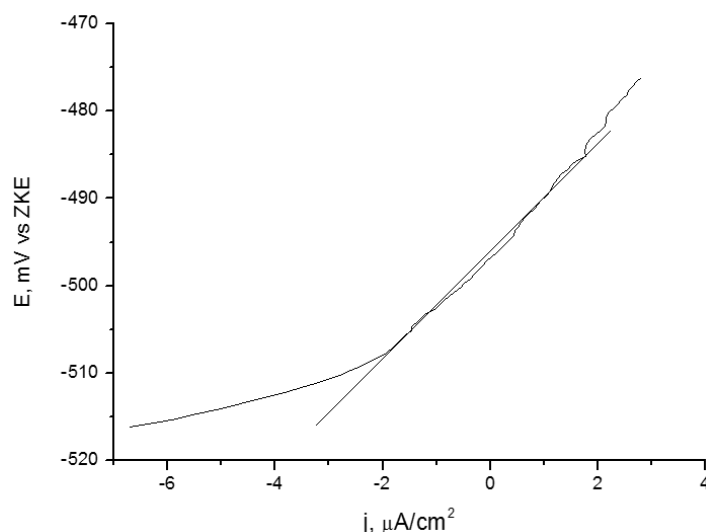
Густина корозионе струје, а самим тим и брзина корозије, се повећава код АМС са додатком ојачавајућих честица Al_2O_3 и додатно за НАМС који садржи хибридно појачање, Al_2O_3 и пепео. Ово је највероватније последица микропукотина у материјалу до којих долази приликом очвршћивања након топљења, што је у складу са литературним наводима за сличне системе [90, 189-191].

9.4.3 Одређивање корозионе струје методом линеарног поларизационог отпора

За испитивања по методи LPO, коришћен је исти раствор као и у претходне две методе, 0,01 mol/dm³ H₂SO₄.

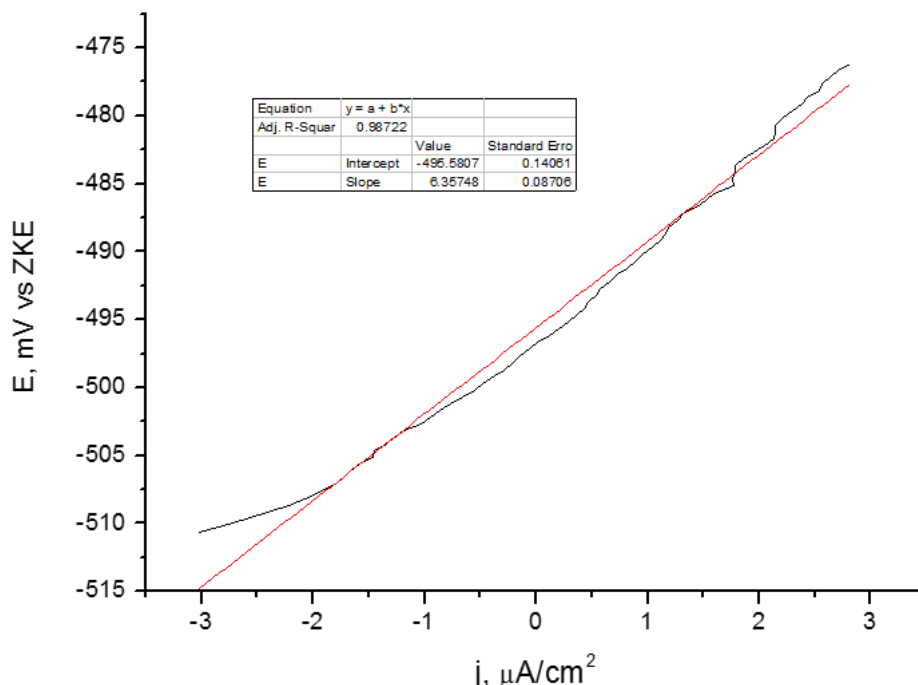
Вредности поларизационе отпорности (R_p) добијени методом LPO се користе за израчунавање путем поларизационих података (анодни и катодни Тафелови нагиби). При овоме се добија брзина корозије изражена густином корозионе струје (j_{kor}). За ову калкулацију се користи Штерн – Геријева (Stern–Geary) једначина [192].

Поларизациона отпорност (у $\Omega \cdot \text{cm}^2$) је добијена коришћењем софтвера *Echem Analyst* (верзија 6.25), задавањем мерних параметара и површине електроде. При овоме је, за узорак L0, скраћен катодни део криве за 5 mV (узети су резултати у интервалу од -15 mV до +20 mV у односу на РОК). Једноставно, почетак катодног дела значајно је одступио од линеарности криве. Ово је илустровано на слици 9.49, где је представљен и графички метод добијања R_p .



Слика 9.49 Резултати мерења поларизационог отпора узорка L0 у 0,01 mol/dm³ H₂SO₄

Добијена је добра линеарна зависност, али само ако се изузме првих 5 mV (30 s, уз брзину промене потенцијала од 0,1667 mV/s). Управо да би се до краја разјаснило, дата је графичка метода за област: POK_{-15mV}^{+20mV} на слици 9.50.



Слика 9.50 Резултати линеарног фитовања криве поларизационог отпора узорка L0 у 0,01 mol/dm³ H₂SO₄

Статистичком анализом добија се да је коефицијент детерминације $R^2 = 0,987$ што је одлична вредност, јер указује на изузетно слагање стварних и фитованих резултата.

Добијени су следећи параметри:

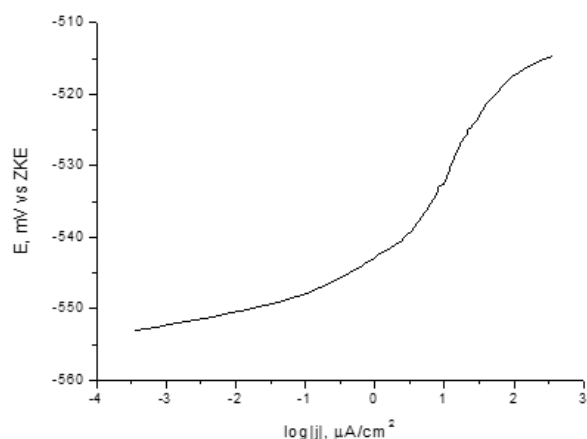
- Поларизациона отпорност R_p : 6,357 kΩ·cm²,
- Корозиони потенцијал: -496,2 mV према ZKE (-495,6 mV у суженој области, слика 9.50),
- Густина корозионе струје ($j_{kor.}$): 3,534 μA/cm² (B=22,47 mV),
- Брзина корозије (C_R): 38,52 μm/god.

Добијена вредност $j_{kor.}$ задовољавајуће је близу вредности добијене Тафеловом методом. Разлика од 23% је у практичном смислу прихватљива. Геометријска средина између вредности добијене овим два метода може се са сигурношћу узети као реална густина струје и износи 3,2 μA/cm². При овоме се мора узети у обзир да је у питању почетна брзина корозије (у првих 1 h - 1,5 h) јер су сва мерења релативно кратког трајања и где је најдужи период стабилизације (мерење POK).

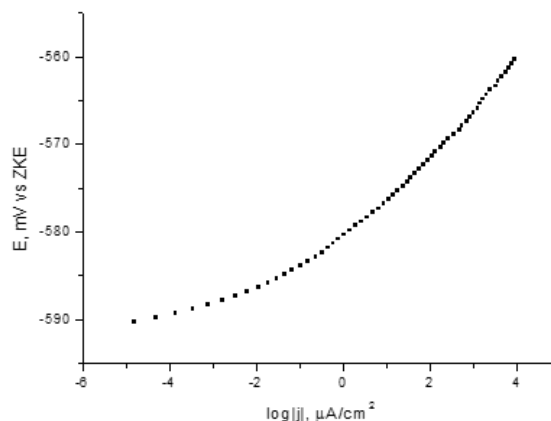
Корозиони потенцијал, добијен применом LPO методе, незнатно одступа од корозионог потенцијала добијеног Тафеловом методом и готово је идентичан вредности по методи POK.

Као и код Тафелове методе, брзина корозије узорка L0 у испитиваном раствору сумпорне киселине је мала (испод 0,04 mm/god.) и могућ је закључак да је узорак постојан у посматраној средини.

На сликама 9.51 и 9.52 дати су резултати *LPO* за узорке A2 и H6, редом.



Слика 9.51 *LPO* за АМС А2
у 0,01 mol/dm³ H₂SO₄



Слика 9.52 *LPO* за НАМС Н6
у 0,01 mol/dm³ H₂SO₄

За узорак АМС ознаке А2, добијени су следећи параметри:

- Поларизациона отпорност (R_p): 5,738 kΩ·cm²
- Корозиони потенцијал: -542,9 mV према ZKE
- Густина корозионе струје (j_{kor}): 4,225 mA/cm² ($B=24,24$ mV)
- Брзина корозије (C_R): 46,05 μm/god.

Добијена вредност j_{kor} је јако блиска вредности добијене Тафеловом методом да се може закључити да су методе упоредиве. У односу на L0 добијена је скоро 20% већа густина струје корозије. То је довољна разлика за закључак да је А2 ниже корозионе отпорности у испитиваном раствору. Корозиони потенцијал је практично идентичан *POK*. Карактеристично за криву *LPO* на слици 9.51 је да је линеарни део јако уска област (± 5 mV од корозионог потенцијала).

За узорак НАМС ознаке Н6 добијени су следећи параметри:

- Поларизациона отпорност (R_p): 4,761 kΩ·cm²
- Корозиони потенцијал: -580,3 mV према ZKE
- Густина корозионе струје (j_{kor}): 5,333 mA/cm² ($B=25,39$ mV)
- Брзина корозије (C_R): 58,12 μm/god.

Добијена вредност j_{kor} је јако блиска вредности добијене Тафеловом методом и може се закључити да су методе упоредиве. Вредност из *LPO* методе је већа за само 13%. У односу на L0 добијена је приближно 50% већа густина корозионе струје. Овај композит поседује нижу корозиону отпорност у испитиваном раствору. У односу на узорак А2 разлика је око 26% тако да је закључак исти. Корозиони потенцијал је мање од 1 mV негативнији од *POK*, што је одлична сагласност. Карактеристично за криву *LPO* на слици 9.52 је да је линеарни део јако уска област (5 mV и 8 mV од корозионог потенцијала, у катодном и анодном смеру респективно). Ово је слично узорку А2, по чему се оба композита разликују од легуре основе.

Свакако се може тврдити да су сва три узорка задовољавајуће отпорна на корозију у раствору сумпорне киселине са $\text{pH} \approx 2$, јер је поларизациони отпор реда величине $\text{k}\Omega \cdot \text{cm}^2$ што даје густину корозионе струје реда величине mA/cm^2 и последичном брзином корозије реда величине $\mu\text{m/god}$, што јако мало утиче на механичке карактеристике материјала. Наравно, ово важи само за равномерну корозију. Шира корозиона испитивања би морала да дају одговор на питање да ли се одиграва и нека врста локализоване корозије.

9.5 Статистичка обрада резултата механичких особина

9.5.1 План експеримента за обраду резултата механичких особина алуминијумских матричних композита

У табели 9.13 приказана је матрица плана експеримента са улазним (кодираним и некодираним) и излазним величинама (тврдоћа, микротврдоћа, затезна чврстоћа, издужење).

Табела 9.13 Матрица плана експеримента за предвиђање механичких особина АМС

Узорак	Кодиране вредности		Улазне величине		Вредности механичких особина			
	X_1	X_2	Величина Al_2O_3 , μm (x_1)	Садржај Al_2O_3 , % (x_2)	Тврдоћа, HV	Микро-тврдоћа, $\text{HV}_{0,05}$	Затезна чврстоћа, МПа	Издужење, %
A1	-1	-1	50	2	73,28	87,11	168	9,1
A2	-1	0	50	5	78,31	90,79	182	8,8
A3	-1	1	50	8	80,45	94,25	200	8,3
A4	0	-1	80	2	73,11	86,45	161	8,9
A5	0	0	80	5	78,13	89,68	171	8,2
A6	0	1	80	8	79,08	91,92	193	7,4
A7	1	-1	110	2	72,35	85,54	158	8,1
A8	1	0	110	5	77,91	86,38	168	7,5
A9	1	1	110	8	78,51	89,31	182	6,9

9.5.2 Резултати предвиђања механичких особина АМС применом методе одзивне површине

У циљу формирања математичких модела, најпре су одређене вредности коефицијената регресије и резултати анализе (t – тест и p – вредности) за све испитиване механичке особине које су дате у табели 9.14.

Табела 9.14 Вредности коефицијената регресије за формирање математичких модела за предвиђање механичких особина АМС

Модел		Нестандардизовани коефицијенти регресије		Стандардизовани коефицијенти регресије		t	p
		β	Стандардна грешка	β			
Тврдоћа	константа	78,117	0,228			343,214	0,000
	X_1	-0,545	0,161	-0,157		-3,386	0,020
	X_2	3,217	0,161	0,925		19,987	0,000
	X_1X_1	0,028	0,295	0,005		0,096	0,929
	X_2X_2	-1,987	0,279	-0,330		-7,127	0,001
	X_1X_2	-0,252	0,208	-0,059		-1,212	0,312
Микро тврдоћа	константа	89,636	0,291			307,170	0,000
	X_1	- 1,987	0,159	-0,585		-12,468	0,001
	X_2	2,563	0,159	0,755		16,087	0,001
	X_1X_1	0,620	0,276	0,105		-2,246	0,110
	X_2X_2	- 0,020	0,276	-0,003		-0,072	0,947
	X_1X_2	- 1,093	0,195	-0,263		-5,598	0,011
Затезна чврстоћа	константа	172,778	1,518			113,814	0,000
	X_1	- 7,000	0,831	- 0,424		-8,419	0,004
	X_2	14,667	0,831	0,887		17,639	0,000
	X_1X_1	1,333	1,440	- 0,047		0,926	0,144
	X_2X_2	3,333	1,440	- 0,116		2,315	0,423
	X_1X_2	-2,000	1,018	- 0,099		-1,964	0,104
Издужење	константа	8,200	0,127			64,727	0,000
	X_1	- 0,617	0,069	- 0,715		- 8,887	0,003
	X_2	- 0,583	0,069	- 0,677		- 8,407	0,004
	X_1X_1	- 0,050	0,120	- 0,033		- 0,416	0,705
	X_2X_2	- 0,050	0,120	- 0,033		- 0,416	0,705
	X_1X_2	- 0,100	0,085	- 0,095		-1,177	0,324

Резултати из табеле 9.14 показују који чланови имају утицај на формирање модела одзива. Ово се одређује на основу p – вредности, која мора бити мања од 0,05. Анализом p – вредности закључује се да саджај ојачавајућих честица има већи утицај на предвиђене вредности одзива система у односу на утицај величине ојачавајућих честица за све испитиване механичке особине, осим издужења. Даљом анализом p – вредности, закључује се да је статистички значајан у формирању модела одзива за предвиђање тврдоће и квадратни члан саджаја ојачавајућих честица, а за предвиђање микротврдоће значајан је члан интеракције величине и садржаја ојачивача. Коефицијенти, за које се показало да немају статистички значај у формирању модела одзива, изузети су из регресионих једначина.

Формирани су математички модели који дају зависност између величине и садржаја ојачавајућих Al_2O_3 честица и испитиваних механичких особина АМС:

$$HV = 78,117 - 0,545X_1 + 3,217X_2 - 1,987X_1X_2 \quad (9.1)$$

$$HV_{0,05} = 89,636 - 1,987X_1 + 2,563X_2 - 1,093X_1X_2 \quad (9.2)$$

$$R_m = 172,778 - 7X_1 + 14,667X_2 \quad (9.3)$$

$$A = 8,2 - 0,617X_1 - 0,583X_2 \quad (9.4)$$

Полиноми (9.1), (9.2), (9.3) и (9.4) могу се користити за предвиђање вредности испитиваних механичких особина АМС уколико се мењају величина и садржај ојачавајућих честица у предвиђеним границама у којима су испитивања извршена.

Вредности коефицијената уз утицајне факторе X_1 (величина честица) и X_2 (садржај честица), такође, показују колика је утицајност појединих фактора на одзив система. Поређењем ових вредности закључује се да величина честица (X_1) има негативан, а садржај честица (X_2) позитиван утицај на одзив система за све испитиване особине, осим за издужење, где повећање садржаја честица има једнако негативан утицај на одзив као и повећање величина честица. До сличних закључака долази се и упоређивањем стандардизованих коефицијената β из табеле 9.14. Највећи по апсолутној вредности за тврдоћу, микротврдоћу и затезну чврстоћу су коефицијенти који описују масени садржај ојачивача (редом 0,925; 0,755 и 0,887), а то значи да ова променљива највише доприноси објашњењу зависно променљиве, осим код издужења, где је највећи по апсолутној вредности коефицијент који се односи на величину честица (0,715), што значи да овај фактор највише објашњава зависно променљиву.

Вредновање модела је извршено на основу вредности коефицијента детерминације, R^2 , који представља процену укупне варијације података објашњених моделом, а који се добија као саставни део статистичке анализе (Табела 9.15).

Табела 9.15 Вредновање модела за предвиђање механичких особина АМС на основу коефицијента детерминације

Модел	R	R^2	Кориговано R^2	Стандардна грешка процене
Тврдоћа	0,995	0,989	0,983	0,39422
Микротврдоћа	0,997	0,993	0,982	0,39032
Затезна чврстоћа	0,996	0,992	0,980	2,037
издужење	0,990	0,981	0,948	0,170

Линеарну корекцију између експерименталних и моделом предвиђених података одређује коефицијент вишеструке корелације, R . Из табеле 9.15 запажа се да је за све посматране случајеве она врло висока. Ова чињеница указује на изузетно поклапање изабраног регресионог модела са измереним подацима.

Коефицијент детерминације, R^2 износи 0,989 за тврдоћу, 0,993 за микротврдоћу, 0,992 за затезну чврстоћу и 0,981 за издужење. Овај податак казује колики проценат варијансе је објашњен моделом (тврдоћа 98,9%, микротврдоћа 99,3%, затезна чврстоћа 99,2% и издужење 98,1%). Прегледом литературних података [191-192], закључује се да су модели са $R^2 > 95\%$ прихватљиви резултати нелинеарне вишеструке регресије, тј. да је предложени модел факторног експеримента адекватан.

Процена статистичке значајности R^2 и адекватности математичких модела извршена је на основу ANOVA теста, а резултати одступања дати су у табели 9.16.

Табела 9.16 Резултати ANOVA теста модела за предвиђање механичких особина АМС

Избор варијабилитета		Сума квадрата одступања	Број степена слободе	Средњи квадрат одступања	F-тест	p-веднос т
Тврдоћа	Модел	71,758	3	23,919	153,910	0,000
	Остатак	0,777	5	0,155		
	Укупно	72,535	8			
Микро тврдоћа	Модел	68,649	5	13,730	90,122	0,002
	Остатак	0,457	3	0,152		
	Укупно	69,106	8			
Затезна чврстоћа	Модел	1626,444	5	325,289	78,418	0,002
	Остатак	12,444	3	4,148		
	Укупно	1638,889	8			
издужење	Модел	4,373	5	0,875	30,277	0,009
	Остатак	0,087	3	0,029		
	Укупно	4,460	8			

После извршене статистичке анализе, у циљу представљања одзивне површине, добијене математичке моделе помоћу кодираних вредности потребно је представити моделом са стварним вредностима. Добијене су зависности:

$$HV = 76,814 - 0,0182x_1 - 1,13x_2 - 0,22x_2x_2 \quad (9.5)$$

$$HV_{0,05} = 85,805 - 0,601x_1 + 1,826x_2 - 0,012x_1x_2 \quad (9.6)$$

$$R_m = 167 - 0,233x_1 + 4,889x_2 \quad (9.7)$$

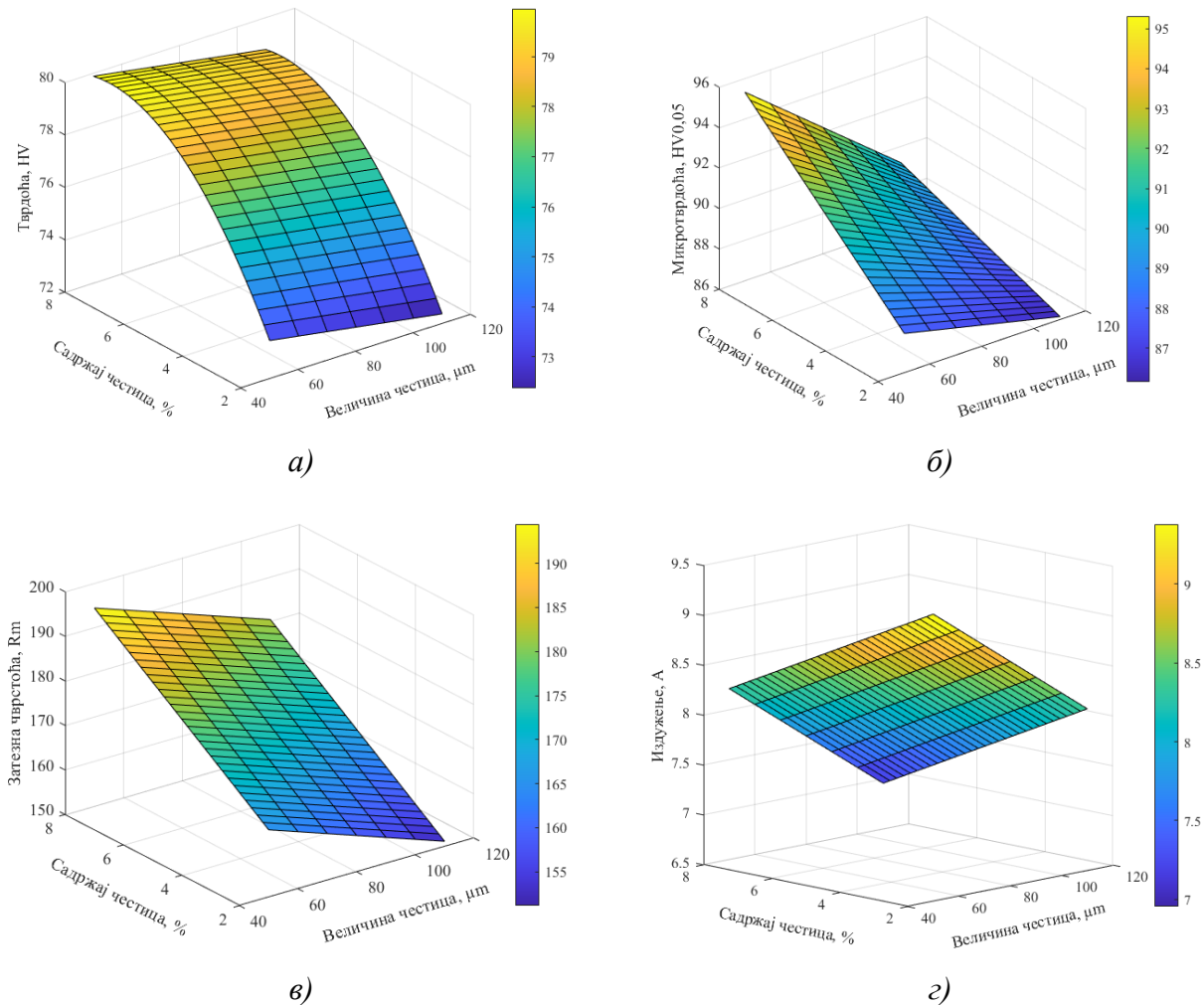
$$A = 10,817 - 0,021x_1 - 0,194x_2 \quad (9.8)$$

Резултати предвиђених вредности механичких особина на основу развијених математичких модела и разлике у односу на стварне вредности које се добијају експерименталним мерењем, представљени су у табели 9.17.

Табела 9.17 Резултати предвиђених вредности механичких особина и разлика у односу на експерименталне вредности

Узорак	Улазне величине		Издаз											
	Величина честица Al ₂ O ₃ , µm	Садржај честица Al ₂ O ₃ , %	Тврдоћа, HV			Микротврдоћа, HV			Затезна чврстоћа, МПа			Издужења, %		
			HV	RSMHV	Разлика %	HV _{0,05}	RSMHV _{0,05}	Разлика, %	Rm	RSMRm	Разлика, %	A	RSMA	Разлика, %
A1	50	2	73,28	73,4648	0,2522	87,11	87,957	0,9723	168	165,128	1,7095	9,1	9,379	3,0659
A2	50	5	78,31	78,66176	0,4492	90,79	91,635	0,9307	182	179,795	1,2115	8,8	8,797	0,0341
A3	50	8	80,45	79,88468	0,7027	94,25	95,313	1,1279	200	194,462	2,769	8,3	8,215	1,0241
A4	80	2	73,11	72,9197	0,2603	86,45	87,057	0,7021	161	158,138	1,7777	8,9	8,749	1,6966
A5	80	5	78,13	78,11666	0,0171	89,68	89,655	0,0279	171	172,805	1,0556	8,2	8,167	0,4024
A6	80	8	79,08	79,33958	0,3282	91,92	92,253	0,3623	193	187,472	2,8642	7,4	7,585	2,5000
A7	110	2	72,35	72,3746	0,0340	85,54	86,157	0,7213	158	151,148	4,3367	8,1	8,119	0,2346
A8	110	5	77,91	77,57156	0,4344	86,38	87,675	1,4992	168	165,815	1,3006	7,5	7,537	0,4933
A9	110	8	78,51	78,79448	0,3623	89,31	89,193	0,1310	182	180,482	0,8341	6,9	6,955	0,7971

Избор оптималних вредности утицајних фактора који дају најбоље вредности испитиваних механичких особина АМС добијених методом вртложног ливења, извршен је представљањем одзивних површина на слици 9.53, која описује промену тврдоће, микротврдоће, затезне чврстоће и издужења под дејством промене величине и садржаја честица Al_2O_3 .



Слика 9.53 Зависност предвиђених вредности механичких особина АМС од величине и садржаја честица Al_2O_3 а) тврдоћа, б) микротврдоћа, в) затезна чврстоћа и г) издужење

Одзивне површине представљене су нијансама плаве и жуте боје. Најтамнија плава означава најниже, а светло жута највише вредности механичких особина. На прелазу плаве и жуте (зелена област) налазе се просечне вредности испитиваних особина. После извршених испитивања, заснованих на дефинисаним математичким моделима, одређене су оптималне вредности утицајних фактора које дају најбоље вредности тврдоће, микротврдоће и затезне чврстоће АМС:

- Величина честица Al_2O_3 – 50 μm
- Садржај честица Al_2O_3 – 8 мас.%

и издужења:

- Величина честица Al_2O_3 – 50 μm ,
- Садржај честица Al_2O_3 – 2 мас.%.

Резултати добијени у току испитивања *RSM* методом имају исту тенденцију као и резултати добијени експерименталним мерењем, што још једном потврђује чињеницу да се ова метода може успешно применити приликом испитивања утицаја величине и садржаја ојачавајућих честица Al_2O_3 на механичке особине *АМС* у испитиваном опсегу.

9.5.3 План експеримента за обраду резултата механичких особина хибридних алуминијумских матричних композита

У табели 9.18 приказана је матрица плана експеримента са улазним (кодираним и некодираним) и излазним величинама (тврдоћа, микротврдоћа, затезна чврстоћа, издужење) потребним за примену методе одзивне површине.

Табела 9.18 Матрица плана експеримента за предвиђање механичких особина *НАМС*

Бр. екс	Кодиране вредности			Улазне величине			Вредности механичких особина			
	X_1	X_2	X_3	Величина Al_2O_3 , μm (x_1)	Садржај Al_2O_3 , % (x_2)	Садржај пепела, % (x_3)	Тврдоћа, HV10	Микро-тврдоћа, HV _{0.05}	Затезна чврстоћа, Rm, МПа	Издужење, A, %
H1	-1	-1	-1	50	2	1	76,68	95,81	171	13,6
H2	-1	-1	0	50	2	2	81,88	96,83	175	12,7
H3	-1	-1	1	50	2	3	85,99	102,21	179	11,9
H4	-1	0	-1	50	5	1	84,14	114,24	185	10,8
H5	-1	0	0	50	5	2	90,51	118,55	189	9,6
H6	-1	0	1	50	5	3	96,05	123,02	193	8,9
H7	-1	1	-1	50	8	1	101,94	135,87	204	6,3
H8	-1	1	0	50	8	2	115,72	149,69	225	5,5
H9	-1	1	1	50	8	3	120,03	155,19	240	4,9
H10	0	-1	-1	80	2	1	75,14	93,18	164	12,3
H11	0	-1	0	80	2	2	80,55	96,11	168	11,1
H12	0	-1	1	80	2	3	84,95	100,36	170	10,5
H13	0	0	-1	80	5	1	82,24	112,82	177	9,5
H14	0	0	0	80	5	2	89,89	113,35	185	9,1
H15	0	0	1	80	5	3	94,73	121,31	189	8,7
H16	0	1	-1	80	8	1	99,03	133,22	200	5,1
H17	0	1	0	80	8	2	113,05	141,28	219	4,7
H18	0	1	1	80	8	3	117,55	150,13	232	4,4
H19	1	-1	-1	110	2	1	73,52	90,88	161	10,1
H20	1	-1	0	110	2	2	77,05	93,19	165	9,5
H21	1	-1	1	110	2	3	82,68	98,15	166	9,2
H22	1	0	-1	110	5	1	80,13	99,56	172	8,9
H23	1	0	0	110	5	2	87,33	103,22	180	8,2
H24	1	0	1	110	5	3	90,99	105,65	183	7,4
H25	1	1	-1	110	8	1	96,55	112,82	195	4,9
H26	1	1	0	110	8	2	109,12	126,32	200	4,3
H27	1	1	1	110	8	3	113,07	138,94	203	4,1

9.5.4 Резултати предвиђања механичких особина *НАМС* применом методе одзивне површине

Обрада резултата механичких особина *НАМС* подразумевала је најпре одређивање коефицијената регресије и резултата анализе (t – тест и p – вредности). Вредности ових резултата су дате у табели 9.19.

Табела 9.19 Вредности коефицијената регресије за формирање математичких модела за предвиђање механичких особина *НАМС*

Модел		Нестандардизовани коефицијенти регресије		Стандардизовани коефицијенти регресије		t	p
		β	Стандардна грешка	β			
Тврдоћа	константа	90,137	0,697			129,371	0,000
	X_1	-2,361	0,323	-0,139		-7,321	0,000
	X_2	14,868	0,323	0,876		46,098	0,000
	X_3	6,482	0,323	0,382		20,097	0,000
	X_1X_1	-0,604	0,559	-0,021		-1,082	0,295
	X_2X_2	6,249	0,559	0,213		11,186	0,000
	X_3X_3	-1,933	0,559	-0,066		-3,460	0,003
	X_1X_2	-0,638	0,395	-0,031		-1,614	0,126
	X_1X_3	-0,231	0,395	-0,011		-0,584	0,567
	X_2X_3	2,071	0,395	0,100		5,242	0,000
	$X_1X_2X_3$	-0,178	0,484	-0,007		-0,367	0,719
Микро- тврдоћа	константа	114,528	1,401			81,748	0,000
	X_1	-6,816	0,649	-0,288		-10,509	0,000
	X_2	20,930	0,649	0,886		32,273	0,000
	X_3	5,920	0,649	0,251		9,128	0,000
	X_1X_1	-3,521	1,123	-0,086		-3,135	0,006
	X_2X_2	4,819	1,123	0,118		4,290	0,001
	X_3X_3	0,349	1,123	0,009		0,311	0,760
	X_1X_2	-4,170	0,794	-0,144		-5,250	0,000
	X_1X_3	0,415	0,794	0,014		0,522	0,608
	X_2X_3	3,458	0,794	0,120		4,354	0,000
	$X_1X_2X_3$	0,741	0,973	0,021		0,762	0,457
Затезна чврстоћа	константа	185,519	1,984			93,518	0,000
	X_1	-7,556	0,918	-0,294		-8,228	0,000
	X_2	22,167	0,918	0,863		24,139	0,000
	X_3	7,000	0,918	0,273		7,623	0,000
	X_1X_1	-1,222	1,591	-0,027		-0,768	0,453
	X_2X_2	7,278	1,591	0,164		4,576	0,000
	X_3X_3	-1,556	1,591	-0,035		-0,978	0,343
	X_1X_2	-3,167	1,125	-0,101		-2,816	0,012
	X_1X_3	-2,333	1,125	-0,074		-2,075	0,055
	X_2X_3	4,750	1,125	0,151		4,223	0,001
	$X_1X_2X_3$	-3,125	1,377	-0,081		-2,269	0,037

Модел		Нестандардизовани коэффициенти регресије		Стандардизовани коэффициенти регресије	<i>t</i>	<i>p</i>
		β	Стандардна грешка	β		
Издужење	константа	8,933	0,129		69,271	0,000
	X_1	- 0,978	0,060	-0,284	-16,379	0,000
	X_2	- 3,150	0,060	-0,915	-52,766	0,000
	X_3	- 0,639	0,060	-0,186	-10,702	0,000
	X_1X_1	0,000	0,103	0,000	0,000	1,000
	X_2X_2	- 0,950	0,103	-0,159	-9,188	0,000
	X_3X_3	0,117	0,103	0,020	1,128	0,276
	X_1X_2	0,500	0,073	0,119	6,839	0,000
	X_1X_3	0,150	0,073	0,036	2,052	0,057
	X_2X_3	0,125	0,073	0,030	1,710	0,107
	$X_1X_2X_3$	- 0,025	0,090	-0,005	-0,279	0,784

На основу статистички значајних параметара формиран су математички модели одзива система за тврдоћу, микротврдоћу, затезну чврстоћу и издужење *НАМС*. Параметри који нису статистички значајни, изостављени су из формираних модела. Модели су приказани следећим једначинама:

$$HV = 90,137 - 2,361X_1 + 14,868X_2 + 6,482X_3 + 6,249X_2X_2 - 1,933X_3X_3 + 2,071X_2X_3 \quad (9.9)$$

$$HV_{0,05} = 114,528 - 6,816X_1 + 20,930X_2 + 5,920X_3 - 3,521X_1X_1 + 4,819X_2X_2 - 4,170X_1X_2 + 3,458X_2X_3 \quad (9.10)$$

$$R_m = 185,519 - 7,556X_1 + 22,167X_2 + 7X_3 + 7,278X_2X_2 - 3,167X_1X_2 + 4,750X_2X_3 - 3,125X_1X_2X_3 \quad (9.11)$$

$$A = 8,933 - 0,978X_1 - 3,150X_2 - 0,639X_3 - 0,950X_2X_2 + 0,5X_1X_2 \quad (9.12)$$

Садржај ојачивача Al_2O_3 и садржај пепела имају позитиван утицај у предвиђању тврдоће, микротврдоће и затезне чврстоће, док је тај утицај негативан у предвиђању издужења. Величина Al_2O_3 честица има негативан утицај на одзив система у свим предвиђањима. То значи да се све испитиване механичке карактеристике повећавају са повећањем садржаја ојачивача у композиту, осим издужења и опадају са повећањем величине ојачавајућих честица.

Вредновање добијених математичких модела извршено је на основу вредности коефицијената детерминације, R^2 (Табела 9.20).

Табела 9.20 Вредновање модела за предвиђање механичких особина НАМС на основу коефицијента детерминације

Модел	R	R^2	Кориговано R^2	Стандардна грешка процене
Тврдоћа	0,997	0,994	0,991	1,36836
Микро-тврдоћа	0,994	0,988	0,980	2,75147
Затезна чврстоћа	0,990	0,980	0,967	3,8966836
Издужење	0,998	0,995	0,992	0,2533

Високе вредности коефицијента детерминације ($R^2=0,994$ за тврдоћу, $R^2=0,988$ за микротврдоћу, $R^2=0,980$ за затезну чврстоћу и $R^2=0,995$ за издужење) још једном потврђује добро слагање резултата.

Процена статистичке значајности R^2 и адекватности математичког модела извршена је на основу ANOVA теста, а резултати одступања дати су у табели 9.21.

Табела 9.21 Резултати ANOVA теста регресионог модела за предвиђање механичких особина НАМС

Избор варијабилитета		Сума квадрата одступања	Број степена слободе	Средњи квадрат одступања	F-тест	p-вредност
Тврдоћа	Модел	5151,604	10	515,160	275,133	0,000
	Остатак	29,958	16	1,872		
	Укупно	5181,563	26			
Микро-тврдоћа	Модел	9925,236	10	992,524	131,102	0,000
	Остатак	121,130	16	7,571		
	Укупно	10046,365	26			
Затезна чврстоћа	Модел	11629,875	10	1162,988	76,618	0,000
	Остатак	242,866	16	15,179		
	Укупно	11872,741	26			
Издужење	Модел	212,120	10	21,212	330,667	0,000
	Остатак	1,026	16	0,064		
	Укупно	213,147	26			

Одзивне површине представљене на основу једначина са правим вредностима имају следећи облик:

$$HV = 75,219 - 0,079x_1 - 3,368x_2 + 10,762x_3 + 0,694x_2x_2 - 1,933x_3x_3 + 0,690x_2x_3 \quad (9.13)$$

$$HV_{0,05} = 67,324 + 0,631x_1 - 3,025x_2 + 0,157x_3 - 0,004x_1x_1 + 0,535x_2x_2 - 0,046x_1x_2 + 1,153x_2x_3 \quad (9.14)$$

$$R_m = 204,474 - 0,423x_1 - 6,606x_2 - 14,805x_3 + 0,809x_2x_2 + 0,033x_1x_2 + 4,361x_2x_3 + 0,175x_1x_3 - 0,034x_1x_2x_3 \quad (9.15)$$

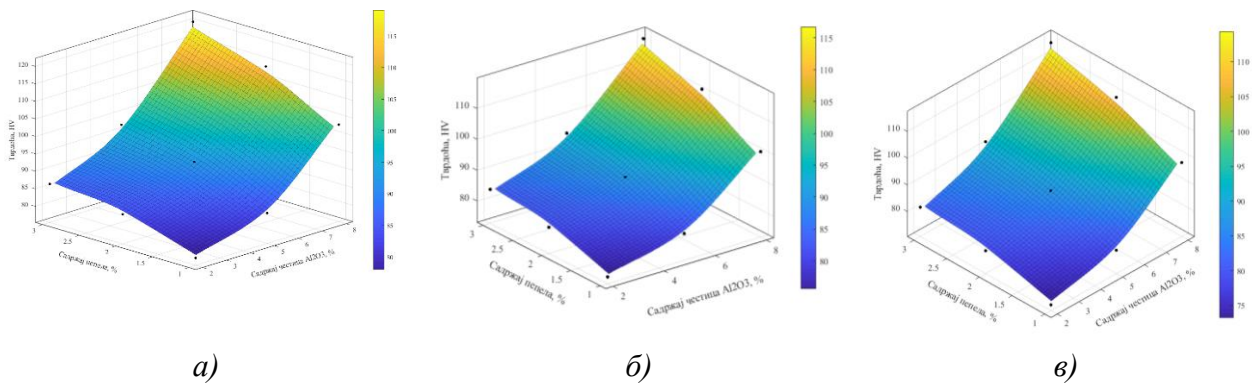
$$A = 17,652 - 0,061x_1 - 0,438x_2 - 0,639x_3 - 0,106x_2x_2 - 0,006x_1x_2 \quad (9.16)$$

Резултати предвиђених вредности испитиваних механичких особина на основу развијених математичких модела од (9.13) до (9.16), представљени су у табели 9.22.

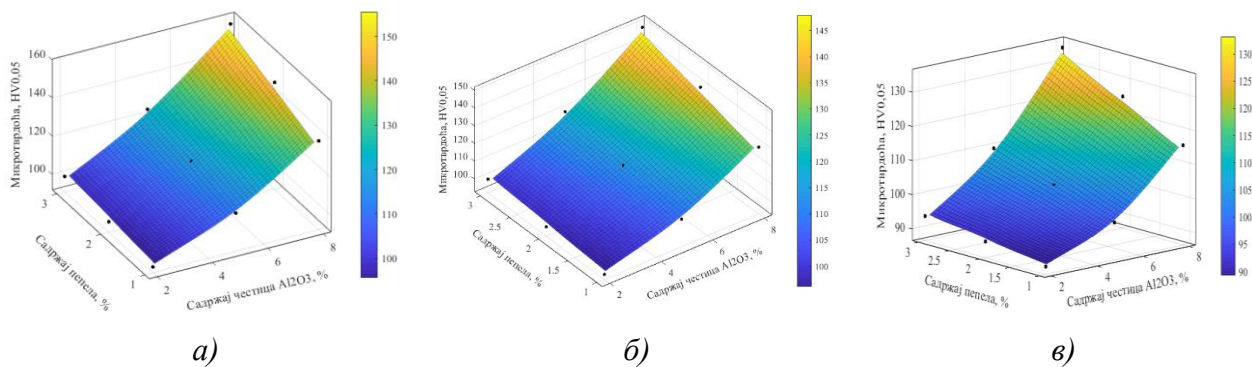
Табела 9.22 Резултати предвиђених вредности механичких особина и разлика у односу на експерименталне вредности

Узо рак	Улазне величине			Издаз											
	Величина честица	Садржај честица	Садржај пепела,	Тврдоћа, HV10			Микротврдоћа, HV _{0,05}			Затезна чврстоћа, МПа			Издужење, %		
	Al ₂ O ₃ , µm	Al ₂ O ₃ , %	%	HV10	RSMHV	Разлика , %	HV _{0,05}	RSM HV _{0,05}	Разлика , %	Rm	RSMRm	Разлика, %	A	RSMA	Разлика, %
H1	50	2	1	76,68	77,518	1,0929	95,81	94,927	0,9216	171	175,918	2,8760	13,6	13,263	2,4779
H2	50	2	2	81,88	83,861	2,4194	96,83	97,39	0,5783	175	175,187	0,1069	12,7	12,624	0,5984
H3	50	2	3	85,99	86,338	0,4047	102,21	99,853	2,3060	179	174,456	2,5385	11,9	11,985	0,7143
H4	50	5	1	84,14	84,058	0,0975	114,24	111,796	2,1394	185	186,022	0,5524	10,8	10,623	1,6389
H5	50	5	2	90,51	92,471	2,1666	118,55	117,718	0,7018	189	193,274	2,2614	9,6	9,984	4,0000
H6	50	5	3	96,05	97,018	1,0078	123,02	123,64	0,5040	193	200,526	3,8995	8,9	9,345	5,0000
H7	50	8	1	101,94	103,09	1,1281	135,87	138,295	1,7848	204	210,688	3,2784	6,3	6,075	3,5714
H8	50	8	2	115,72	113,573	1,8553	149,69	147,676	1,3454	225	225,923	0,4102	5,5	5,436	1,1636
H9	50	8	3	120,03	120,19	0,1333	155,19	157,057	1,2030	240	241,158	0,4825	4,9	4,797	2,1020
H10	80	2	1	75,14	75,148	0,0106	93,18	95,497	2,4866	164	168,418	2,6939	12,3	11,793	4,1220
H11	80	2	2	80,55	81,491	1,1682	96,11	97,96	1,9249	168	170,897	1,7244	11,1	11,154	0,4865
H12	80	2	3	84,95	83,968	1,1560	100,36	100,423	0,0628	170	173,376	1,9859	10,5	10,515	0,1429
H13	80	5	1	82,24	81,688	0,6712	112,82	108,226	4,0720	177	178,432	0,8090	9,5	9,693	2,0316
H14	80	5	2	89,89	90,101	0,2347	113,35	114,148	0,7040	185	185,834	0,4508	9,1	9,054	0,5055
H15	80	5	3	94,73	94,648	0,0866	121,31	120,07	1,0222	189	193,236	2,2413	8,7	8,415	3,2759
H16	80	8	1	99,03	100,72	1,7066	133,22	130,585	1,9779	200	203,008	1,5040	5,1	5,685	11,4706
H17	80	8	2	113,05	111,203	1,6338	141,28	139,966	0,9301	219	215,333	1,6744	4,7	5,046	7,3617
H18	80	8	3	117,55	117,82	0,2297	150,13	149,347	0,5215	232	227,658	1,8716	4,4	4,407	0,1591
H19	110	2	1	73,52	72,778	1,0092	90,88	88,867	2,2150	161	160,918	0,0509	10,1	10,323	2,2079
H20	110	2	2	77,05	79,121	2,6879	93,19	91,33	1,9959	165	166,607	0,9739	9,5	9,684	1,9368
H21	110	2	3	82,68	81,598	1,3087	98,15	93,793	4,4391	166	172,296	3,7928	9,2	9,045	1,6848
H22	110	5	1	80,13	79,318	1,0133	99,56	97,456	2,1133	172	170,842	0,6733	8,9	8,763	1,5393
H23	110	5	2	87,33	87,731	0,4592	103,22	103,378	0,1531	180	178,394	0,8922	8,2	8,124	0,9268
H24	110	5	3	90,99	92,278	1,4155	105,65	109,3	3,4548	183	185,946	1,6098	7,4	7,485	1,1486
H25	110	8	1	96,55	98,35	1,8643	112,82	115,675	2,5306	195	195,328	0,1682	4,9	5,295	8,0612
H26	110	8	2	109,12	108,833	0,2630	126,32	125,056	1,0006	200	204,743	2,3715	4,3	4,656	8,2791
H27	110	8	3	113,07	115,45	2,1049	138,94	134,437	3,2410	203	214,158	5,4966	4,1	4,017	2,0244

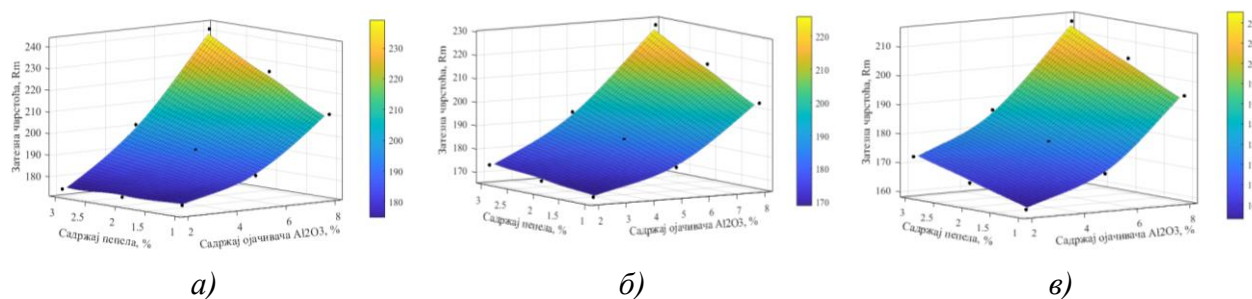
Одзивне површине тврдоће, микротврдоће, затезне чврстоће и издужења представљене су на сликама од 9.54 до 9.57 и дају зависност одзива од садржаја ојачивача Al_2O_3 и пепела при константној величини честица Al_2O_3 .



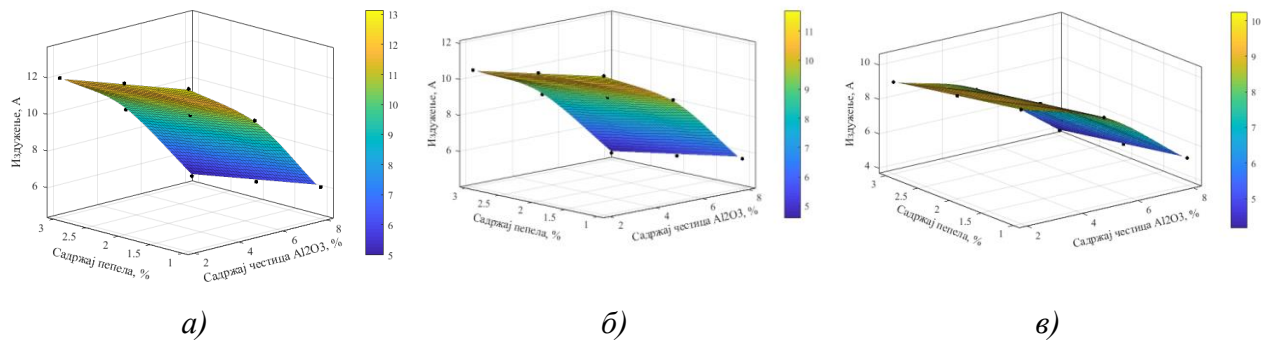
Слика 9.54 Зависност предвиђених вредности тврдоће НАМС од утицајних фактора при константној вредности величине честица а) Al_2O_3 од 50 μm , б) Al_2O_3 од 80 μm и в) Al_2O_3 од 110 μm



Слика 9.55 Зависност предвиђених вредности микротврдоће НАМС од утицајних фактора при константној вредности величине честица а) Al_2O_3 од 50 μm , б) Al_2O_3 од 80 μm и в) Al_2O_3 од 110 μm



Слика 9.56 Зависност предвиђених вредности затезне чврстоће НАМС од утицајних фактора при константној вредности величине честица а) Al_2O_3 од 50 μm , б) Al_2O_3 од 80 μm и в) Al_2O_3 од 110 μm



Слика 9.57 Зависност предвиђених вредности издужења *НАМС* од утицајних фактора при константној вредности величине честица а) Al_2O_3 од 50 μm , б) Al_2O_3 од 80 μm и в) Al_2O_3 од 110 μm

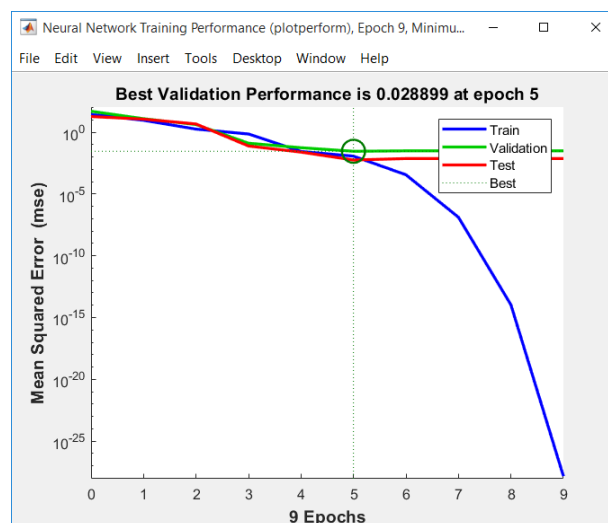
Закључује се да највећи испитивани садржај ојачивача представља оптималну вредност за постизање најбољих вредности тврдоће, микротврдоће и затезне чврстоће, а најмањи испитивани садржај ојачивача за постизање најбољих вредности издужења.

Експериментални и предвиђени резултати механичких особина имају исту тенденцију, што даје потврду да се ова метода може успешно применити приликом испитивања утицаја величине и садржаја ојачивача на механичке особине *НАМС* у испитиваном опсегу.

9.5.5 Резултати предвиђања механичких особина *АМС* применом вештачке неуронске мреже

9.5.5.1 Вештачка неуронска мрежа за предвиђање тврдоће *АМС* (*ANNHV*)

Експериментални резултати тврдоће моделирани су помоћу *ANNHV* мреже са ознаком 2-3-1. Број циклуса обучавања био је 9. Овако мали број циклуса условљен је малим бројем улазних података. Након тренирања мреже, функција перформансе је сведена на вредност 0,028899, после петог циклуса (слика 9.58).



Слика 9.58 Функција перформансе при обучавању мреже *ANNHV*

На основу улазних података најпре је извршено тренирање мреже, а затим тестирање и добијени су коефицијенти регресије.

Укупан коефицијент регресије је $R=0,99205$. Запажа се да је вредност врло близу јединице. Ова чињеница показује да је поклапање експерименталних вредности и вредности добијених у излазу после тренирања мреже, изузетна. Излаз, односно предвиђене вредности тврдоће, добијене су после успешног тренирања мреже, након чега је извршено тестирање и резултати су приказани у табели 9.35. Разлика између измерених и предвиђених вредности показује да је просечна грешка веома мала. Максимална грешка износи 1,089%, док је просечна грешка 0,277%. Анализирајући резултате, закључује се да изабрана мрежа са великом тачношћу може предвидети вредности тврдоће АМС у опегу испитиваних улазних величина.

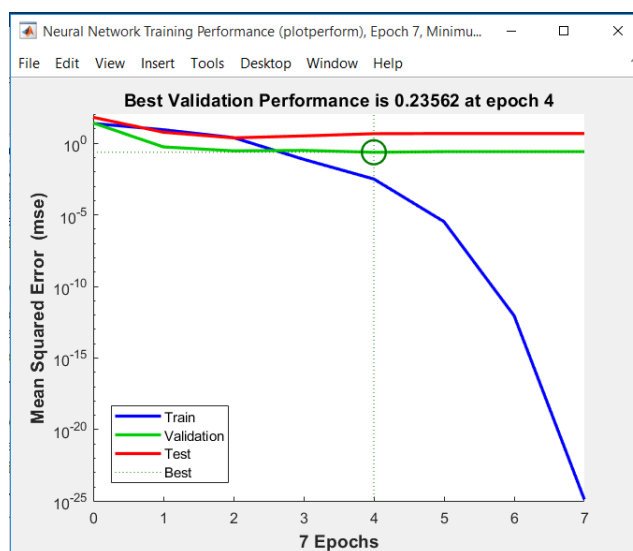
Табела 9.35 Резултати предвиђених вредности тврдоће и грешка ANNHV

Узорак	Улазне величине		Израз		
	Величина честица Al_2O_3 , μm	Садржај честица Al_2O_3 , %	Тврдоћа, HV		
			HV	ANNHV	Грешка, %
A1	50	2	73,28	72,48186971	1,089151597
A2	50	5	78,31	78,24206388	0,086752802
A3	50	8	80,45	79,57331441	1,08972727
A4	80	2	73,11	73,10765617	0,003205889
A5	80	5	78,13	78,12776494	0,002860693
A6	80	8	79,08	79,07972022	0,000353794
A7	110	2	72,35	72,22853693	0,167882615
A8	110	5	77,91	77,87181898	0,049006571
A9	110	8	78,51	78,51004442	0,000056532
			Максимална грешка: 1,089%		
			Просечна грешка: 0,277%		

С обзиром на то да је број података коришћених за креирање мреже мали (девет), од чега је само 7 коришћено при тренирању мреже и по један за валидацију и тестирање, ради повећања поузданости предвиђања потребан је већи скуп података.

9.5.5.2 Вештачка неуронска мрежа за предвиђање микротврдоће АМС ($ANNHV_{0,05}$)

Експериментални резултати микротврдоће моделирани су помоћу $ANNHV_{0,05}$ мреже. Ознака мреже је 2-3-1, односно иста као и у претходном примеру предвиђања тврдоће. Број циклуса обучавања био је 7. Након тренирања мреже функција перформансе је сведена на вредност 0,23562 после четвртог циклуса (слика 9.59).



Слика 9.59 Функција перформансе при обучавању мреже $ANNHV_{0,05}$

Укупни коефицијент регресије је веома висок и износи $R=0,99663$. Веома је близак јединици, што значи да се експериментални резултати и предвиђене вредности микротврдоће АМС изузетно добро поклапају.

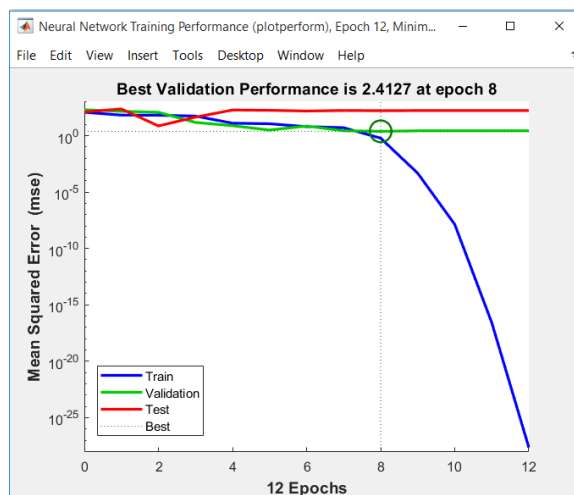
Резултати предвиђених вредности и грешке теститања дате су у табели 9.36. Грешка мреже је нешто мања него у случају предвиђања тврдоће и максимална грешка износи 1,034%, а просечна 0,223%.

Табела 9.36 Резултати предвиђених вредности микротврдоће АМС и грешка $ANNHV_{0,05}$

Узорак	Улазне величине		Изаз		
	Величина честица Al_2O_3 , μm	Садржај честица Al_2O_3 , %	Микротврдоћа. $HV_{0,05}$		
			$HV_{0,05}$	$ANNHV_{0,05}$	Грешка, %
A1	50	2	87,11	87,10997084	0,0000334784
A2	50	5	90,79	90,78992276	0,0000850701
A3	50	8	94,25	94,24976804	0,000246107
A4	80	2	86,45	87,34415674	1,034305077
A5	80	5	89,68	89,67997672	0,0000259537
A6	80	8	91,92	91,91994148	0,0000636649
A7	110	2	85,54	85,54001301	0,0000152056
A8	110	5	86,38	87,223646	0,97666821
A9	110	8	89,31	89,31001521	0,0000154756
Максимална грешка: 1,034%					
Просечна грешка: 0,223%					

9.5.5.3 Вештачка неуронска мрежа за предвиђање затезне чврстоће АМС ($ANNR_m$)

Предвиђање вредности затезне чврстоће изведено је помоћу $ANNR_m$ која има исту архитектуру као и претходне две са ознаком 2-3-1. Број циклуса обучавања био је 12 и постигнута је минимализација функције перформансе од 2,4127 после осмог циклуса (слика 9.60) .



Слика 9.60 Функција перформансе при обучавању мреже $ANNR_m$

По тренирању и тестирању мреже добија се висок коефицијент регресије ($R=0,99336$), што указује на изузетно слагање експерименталних резултата и предвиђене вредности затезне чврстоће.

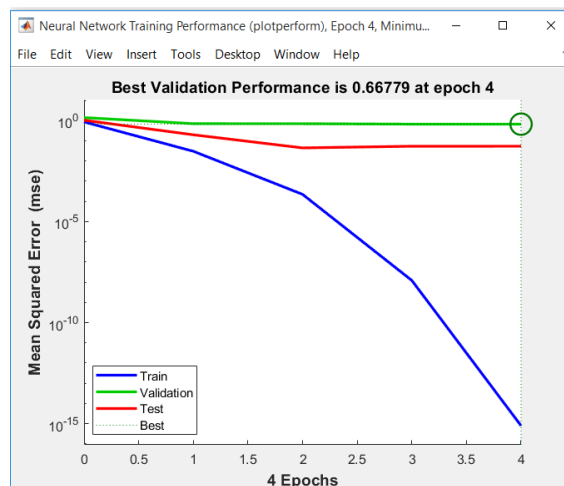
Резултати предвиђања вредности затезне чврстоће и одговарајуће грешке мреже, дате су у табели 9.37. Ова мрежа има за нијансу већу грешку него предходне две, али се и даље може сматрати скоро занемарљивом. Максимална грешка износи 2,695%, док је просечна грешка 0,415%.

Табела 9.37 Резултати предвиђених вредности затезне чврстоће АМС и грешка $ANNR_m$

Узорак	Улазне величине		Израз		
	Величина честица Al_2O_3 , μm	Садржај честица Al_2O_3 , %	Затезна чврстоћа, МПа		
			R_m	$ANNR_m$	Грешка, %
A1	50	2	168	168,0314805	0,018738375
A2	50	5	182	182,3329195	0,182922817
A3	50	8	200	199,1634264	0,418286818
A4	80	2	161	161,1413746	0,087810317
A5	80	5	171	170,9959141	0,002389444
A6	80	8	193	192,6288479	0,192306798
A7	110	2	158	158,1837189	0,116277794
A8	110	5	168	163,4726675	2,694840785
A9	110	8	182	181,9615314	0,021136598
Максимална грешка: 2,695%					
Просечна грешка: 0,415%					

9.5.5.4 Вештачка неуронска мрежа за предвиђање издужења АМС (ANNA)

За предвиђање издужења код АМС пројектована је мрежа на исти начин као и претходне три и има исту ознаку 2-3-1. Број циклуса обучавања био је 4 и постигнута је минимализација функције перформансе од 0,66779, после четвртог понављања (слика 9.61).



Слика 9.61 Функција перформансе при обучавању мреже ANNA

Укупни коефицијент регресије износи $R=0,997$. Резултати предвиђања издужења и одговарајуће грешке мреже дате су у табели 9.38. И овде се грешке мреже могу сматрати занемарљивим. Максимална грешка износи 1,526%, док је просечна грешка 0,558%.

Табела 9.38 Резултати предвиђених вредности издужења АМС и грешка ANNA

Р. Бр.	Улазне величине		Израз		
	Величина честица Al_2O_3 , μm	Садржај честица Al_2O_3 , %	Издужење, %		
			A, %	ANNA	Грешка, %
1	50	2	9,1	9,066519988	0,367912218
2	50	5	8,8	8,745232874	0,62235371
3	50	8	8,3	8,289111296	0,131189204
4	80	2	8,9	8,834187064	0,739471192
5	80	5	8,2	8,19489456	0,062261464
6	80	8	7,4	7,435371885	0,477998443
7	110	2	8,1	8,094549845	0,067285858
8	110	5	7,5	7,385517253	1,526436626
9	110	8	6,9	6,970690653	1,024502218
Максимална грешка: 1,526%					
Просечна грешка: 0,558%					

9.5.6 Обрада резултата *НАМС* применом вештачке неуронске мреже

9.5.6.1 Вештачка неуронска мрежа за предвиђање тврдоће *НАМС* (*ANNHV*)

ANNHV је на основу улазних података најпре тренирана, а затим је извршена њена верификација помоћу одговарајућег скупа елемената. После успешно завршене прве фазе (тренирање мреже), добијен је укупни коефицијент регресије $R=0,99613$, који указује на изузетно слагање експерименталних и предвиђених резултата.

Након тога је извршено тестирање мреже, тј. њена верификација рада и резултати су представљени у табели 9.39. Анализом разлике експерименталних и предвиђених резултата, долази се до закључка да је просечна грешка веома мала, односно да је пројектована мрежа адекватна за овај задатак предвиђања. Максимална грешка износи 3,942% и јавља се у једном случају, док је у другим случајевима ова грешка знатно мања. Просечна грешка износи 1,477%.

Табела 9.39 Резултати верификације рада и грешка *ANNHV*

Р. Бр.	Улазне величине			Израз		
	Величина честица Al_2O_3 , μm	Садржај честица Al_2O_3 , %	Садржај пепела, %	Тврдоћа, HV		
				HV	<i>ANNHV</i>	Грешка, %
1	50	2	2	81,88	82,4367	0,679897411
2	50	5	3	96,05	97,8377	1,861218116
3	80	5	1	82,24	82,9553	0,869771401
4	80	8	2	113,05	108,5931	3,942414861
5	110	5	1	80,13	80,1045	0,031823287
Максимална грешка: 3,942 %						
Просечна грешка: 1,477 %						

9.5.6.2 Вештачка неуронска мрежа за предвиђање микротврдоће *НАМС* (*ANNHV_{0.05}*)

Укупан коефицијент регресије износи $R=0,9956$, што говори о изузетном поклапању експерименталних резултата и излаза који се добија након тренирања мреже.

После обучавања мреже, извршено је њено тестирање у циљу верификације рада и табеларно су представљени резултати у табели 9.40.

Табела 9.40 Резултати верификације рада и грешка *ANNHV_{0.05}*

Р. Бр.	Улазне величине			Израз		
	Величина честица Al_2O_3 , μm	Садржај честица Al_2O_3 , %	Садржај пепела, %	Микротврдоћа, $HV_{0,05}$		
				$HV_{0,05}$	<i>ANNHV_{0,05}</i>	Грешка, %
1	50	2	3	102,21	100,511769	1,661511622
2	50	8	1	135,87	143,6825981	5,750053779
3	80	2	2	96,11	96,11224584	0,002336738
4	80	5	3	121,31	116,0930173	4,300538027
5	110	8	2	126,32	126,3156312	0,003458494
Максимална грешка: 5,750 %						
Просечна грешка: 2,344 %						

Увидом у резултате, закључује се да је просечна грешка ове мреже нешто већа него у претходном примеру (2,344 %), али се још увек може сматрати да пројектована мрежа задовољава услове предвиђања са великом тачношћу. Максимална грешка мреже је 5,750 %.

9.5.6.3 Вештачка неуронска мрежа за предвиђање затезне чврстоће *HAMC (ANNR_m)*

За анализу резултата предвиђања *ANNR_m* мреже, најпре је извршено њено тренирање. После тренирања, добијени су коефицијенти регресије. Укупни коефицијент регресије је нешто мањи него у претходним примерима и износи $R=0,9894$.

После тренирања, на основу скупа контролних података, извршена је верификација рада мреже и добијени подаци представљени су у табели 9.41.

Табела 9.41 Резултати верификације рада и грешка *ANNR_m*

Р. Бр.	Улазне величине			Израз		
	Величина честица Al_2O_3 , μm	Садржај честица Al_2O_3 , %	Садржај пепела, %	Затезна чврстоћа, МПа		
				R_m	<i>ANNR_m</i>	Грешка, %
1	50	2	2	175	173,9656733	0,591043822
2	50	5	3	193	197,6799105	2,424824099
3	80	5	1	177	172,7968693	2,37465013
4	110	2	1	161	157,7669725	2,008091601
5	110	8	2	200	196,3442257	1,827887142
Максимална грешка: 2,429 %						
Просечна грешка: 1,845 %						

Анализирајући резултате из табеле 9.41, запажа се да је величина грешке прилично уједначена. Максимална грешка је 2,429%, а просечна 1,845%.

9.5.6.4 Вештачка неуронска мрежа за предвиђање издужења *HAMC (ANNA)*

За предвиђање издужења код *HAMC* пројектована је *ANNA* вештачка неуронска мрежа на исти начин као и у претходним случајевима. Резултати су такође обрађени на исти начин. Извршено је тренирање мреже. Укупни коефицијент регресије износи $R=0,99388$.

Резултати верификације мреже над контролним скупом од 5 елемената дати су у табели 9.42. Ова мрежа има највећу и максималну (6,526%) и просечну (4,032%) грешку у односу на претходне, али се може сматрати одговарајућом за предвиђање издужења *HAMC*.

Табела 9.42 Резултати верификације рада и грешка *ANNA*

Р. Бр.	Улазне величине			Израз		
	Величина честица Al_2O_3 , μm	Садржај честица Al_2O_3 , %	Садржај пепела, %	Издужење, %		
				A	<i>ANNA</i>	Грешка, %
1	50	2	2	12,7	13,47046059	6,066618858
2	50	5	3	8,9	9,258273459	4,025544486
3	80	5	1	9,5	9,236145143	2,777419548
4	110	2	1	10,1	9,440902979	6,525713084
5	110	8	2	4,3	4,267187256	0,763087072
Максимална грешка: 6,526 %						
Просечна грешка: 4,032 %						

10. ЗАКЉУЧАК

Актуелна истраживања у области композитних материјала усмерена су на добијање и испитивање особина нових композита, о чему сведочи велики број радова објављених у претходним годинама. Основни циљ истраживања спроведених у овој докторској дисертацији био је да се испита могућност израде алуминијумских и алуминијумско-хибридних композита поступком вртложног ливења.

Након добијања композитних материјала, спроведена су структурна, механичка, физичка, електрохемијска и корозиона испитивања. Ова испитивања извршена су у циљу одређивања расподеле ојачавајућих честица у композитним материјалима, као и утицаја њихове величине и масеног садржаја на структуру и испитиване особине. Анализом резултата испитивања изведени су следећи закључци:

- Могуће је изградити различите композитне материјале применом поступка вртложног ливења.

С обзиром да се на Техничком факултету у Бору по први пут покушало са израдом композитних материјала применом поступка вртложног ливења, сама реализација овог поступка у лабораторијским условима захтевала је обимну теоријску и техничку припрему. Као резултат детаљног сагледавања самог поступка вртложног ливења развијена је апаратура и дефинисани су сви неопходни параметри за успешно извођење процеса вртложног ливења. Синтезом композитних материјала поступком вртложног ливења у Лабораторији за ливарство Техничког факултет у Бору, потврђена су мишљења многих истраживача да је ова метода производње флексибилна јер се може лако модификовати, економски исплатива и најпогоднија за масовну производњу појединих врста композитних материјала. Додатним истраживањима и оптимизацијом параметара процеса, било би могуће лабораторијски поступак добијања композитних материјала трансформисати у полуиндустријски или чак индустријски поступак.

- Поступком вртложног ливења у лабораторијским условима успешно су синтетизовани *АМС* и *НАМС* са металном основом од легуре EN AW 6061 и ојачавајућим честицама. Код оба типа композитних материјала, примарна ојачавајућа компонента су биле честице Al_2O_3 , различите величине (50 μm , 80 μm и 110 μm) и масеног садржаја (2 mas.%, 5 mas.% и 8 mas.%). Као секундарна ојачавајућа компонента, код синтезе *НАМС*, коришћен је пепео љуске ораха различитог масеног садржаја (1 mas.%, 2 mas.% и 3 mas.%) при чему је, највећим делом, величина честица износила између 45 μm и 100 μm .
- Расподела ојачавајућих честица унутар композитног материјала и коначне особине добијених *АМС* и *НАМС* регулисани су параметрима процеса вртложног ливења. У току истраживања утврђени су утицајни параметри процеса и изабрани најоптималнији, који су даље коришћени у синтези *АМС* и *НАМС*. У утицајне параметре процеса спадају: температура и карактер атмосфере унутар пећи, температура и начин ливења, облик мешача и материјал од кога је мешач израђен, време и брзина мешања.

Након сагледавања свих фактора одређено је да температура унутар пећи буде 800°C, при чему се тежило да унутар пећи буде присутна редукциона атмосфера.

Значајан параметар код добијања композита поступком вртложног ливења је температура ливења. Избором адекватне температуре ливења композита утиче се на вискозитет растопа чиме се онемогућава раслојавање ојачавајућих компоненти и основе услед разлике у густини и самим тим постиже се равномернија расподела ојачавајућих честица унутар композитног материјала. У спроведеном истраживању температура ливења је износила 710°C.

Изабран је сифонски начин изливања композитног материјала из пећи у металну кокилу. Овакав тип ливења додатно је утицао на мешање и униформнију расподелу ојачавајућих честица, при чему се смањивало време контакта растопа са атмосфером.

Изабран је мешач правоугаоног облика. Тестирани су такође и мешачи у облику пропелера са два и четири крака, али се дошло до закључка да је првоугаони облик мешача стварао сасвим задовољавајући вртлог у растопу који је омогућавао „усисавање“ тешко квашљивих честица ојачивача и њихово распрострањење унутар запремине растопа. Мешач је израђен од прохромског челика, при чему је његова површина била пресвучена алуминозним материјалом.

Када је у питању одређивање адекватне брзине и времена мешања, након тестирања више брзина и времена мешања, закључено је да су најоптималније вредности ових параметара 500 o/min за брзину мешања и 3 min за време мешања. При овим вредностима параметара ствара се вртлог одговарајућег облика и величине који омогућава увлачење ојачавајућих честица унутар растопа без захватања нечистоћа, укључака и гасова. Краће време мешања условљавало је груписање ојачавајућих честица и њихову нехомогену расподелу, док је дуже време мешања доводило до ерозије лопатица мешача и захватања нечистоћа и гасова.

Како би се избегло слепљивање и нагомилавање честица ојачивача и обезбедила њихова равномерна расподела по читавој запремини добијеног композитног материјала, додавање ојачавајућих честица у растоп мора бити равномерно. У циљу решавања овог захтева, дизајниран је посебан дозер са могућношћу регулације протока и места додавања ојачавајућих честица.

- У спроведеним истраживањима испитиван је утицај величине и масеног удела ојачавајућих честица на особине добијених *АМС* и *НАМС*. Генерално се може извести закључак да повећање масеног садржаја и смањење величине ојачавајућих честица увећава тврдоћу, микротврдоћу и затезну чврстоћу, а смањује вредност издужења добијених композитних материјала. Електрична проводност алуминијумских матричних композита благо опада са порастом садржаја и величине ојачавајућих честица, док је код хибридних алуминијумских композита електрична проводност променљива под утицајем поменутих фактора. Све испитиване особине легуре EN AW 6061, која представља матричну основу израђених композита, промењене су додавањем ојачавајућих честица. Вредности тврдоће, микротврдоће и затезне чврстоће су порасле, док су вредности издужења опале, под утицајем променљивих утицајних параметара, за све испитиване композите у односу на особине легуре матрице композита. Електрична проводност и корозионе особине *АМС* и *НАМС* су показале благи пад у односу на вредности тих особина код легуре матрице. Упоредивањем особина *АМС* и *НАМС*, установљено је да су вредности механичких особина *НАМС* веће у односу на механичке особине *АМС*, док су вредности електричне проводности и корозионе постојаности за *НАМС* мање у односу на *АМС*.

- Тврдоћа легуре матрице композита износи 53,3 HV. Код *АМС* са порастом масеног садржаја и са смањењем величине ојачавајућих честица Al_2O_3 долази до повећања тврдоће. Најмањи раст тврдоће износи 35,74% и он је присутан код узорка А7 (EN AW 6061 / 2 mas.% Al_2O_3), док је највећи раст од 50,94% присутан код узорка А3 (EN AW 6061 / 8 mas.% Al_2O_3) у односу на тврдоћу легуре матрице. Код *НАМС* са порастом масеног садржаја и са смањењем величине ојачавајућих честица, такође, долази до повећања тврдоће. Најмањи раст тврдоће износи 37,94% и он је присутан код узорка Н19 (EN AW 6061 / 2 mas.% Al_2O_3 / 1 mas.% пепела), док је највећи раст од 125,20%, присутан код узорка Н9 (EN AW 6061 / 8 mas.% Al_2O_3 / 3 mas.% пепела) у односу на тврдоћу легуре матрице. Додатак пепела, као секундарног ојачивача у *НАМС*, додатно је условио повећање тврдоће у односу на тврдоћу *АМС*, чиме је још једном доказано да додатак органских ојачивача побољшава особине класичних композита. Пепео љуске ораха показао се као обећавајући материјал за допуну ојачавања у развоју алуминијумских композита са ниском ценом и високим вредностима тврдоће. На повећање тврдоће композитних материјала утиче расподела ојачавајућих честица унутар композита и величина и садржај ојачавајућих честица. Униформна расподела ојачавајућих честица доводи до изостајања агломерације и појаве порозитета и до равномерног преноса оптерећења са слабије легуре матрице на чвршћу компоненту (честица ојачивача) што доводи до увећања механичких особина, а самим тим и тврдоће. Испитивањима је утврђено да је садржај ојачивача доминантан у погледу утицаја на тврдоћу у односу на величину честице ојачивача. Већи садржај ојачавајућих честица повећава додирну површину између саставних компоненти композита, смањује међучестично растојање, чиме се отежава кретање дислокација и утиче на повећање тврдоће.
- Микротврдоћа легуре матрице композита износи 78,67 HV. Повећање вредности микротврдоће *АМС* у односу на легуру матрице износило је 8,73% за узорак А7 ојачан са 2 mas.% Al_2O_3 док је највећи пораст микротврдоће забележен код узорка А3 ојачаног са 8 mas.% Al_2O_3 и оно износи 19,80%. Са порастом величине честица Al_2O_3 долази до опадања вредности микротврдоће *АМС*. Код *НАМС* са порастом масеног садржаја примарног и секундарног ојачивача и са смањењем величине честица Al_2O_3 , такође, долази до повећања микротврдоће. Најмањи раст тврдоће износи 15,52% и он је присутан код узорка Н19 ојачаног са 2 mas.% Al_2O_3 и 1 mas.% пепела, док је највећи раст од 97,27% присутан код узорка Н9 који је ојачан са 8 mas.% Al_2O_3 и 3 mas.% пепела. Упоређивањем вредности микротврдоће узорака *АМС* и *НАМС* запажа се да се са повећањем садржаја честица пепела, као секундарног ојачивача, повећава микротврдоћа. Код узорака са истим саставом али са различитом величином честица Al_2O_3 , микротврдоћа опада са повећањем величине честица Al_2O_3 .
- Затезна чврстоћа *АМС* и *НАМС* расте у односу на легуру матрице композита са повећањем садржаја и смањењем величине ојачавајућих честица. Вредности затезне чврстоће *АМС* порасле су за 8,22% код узорка А7 са садржајем Al_2O_3 од 2 mas.%, док је максимално повећање затезне чврстоће забележено код узорка А3 ојачаног са 8 mas.% Al_2O_3 и оно износи 36,99%. Упоређивањем вредности затезне чврстоће *НАМС* и легуре матрице композита, минимално повећање утврђено је код узорка Н19 (EN AW 6061 / 2 mas.% Al_2O_3 / 1 mas.% пепела) које је износило 10,27%, док је максимално повећање присутно код узорка Н9 (EN AW 6061 / 8 mas.% Al_2O_3 / 3 mas.% пепела) и оно је износило 64,38%. Међусобним упоређивањем вредности затезне чврстоће за *АМС* и *НАМС* запажено је да су

вредности *НАМС* веће и да са порастом садржаја честица пепела додатно се увећава чврстоћа композита. Појава повећања затезне чврстоће *АМС* и *НАМС* у односу на легуру матрица, објашњена је ограниченом могућношћу ширења пукотине под дејством ојачавајућих честица, које делују као препрека њиховом напредовању.

- Са повећањем садржаја и смањењем величине ојачавајућих честица Al_2O_3 и пепела долази до опадања вредности издужења композита *АМС* и *НАМС* у односу на издужење легуре матрице композита. Издужење легуре матрице износило је 15,7%, док је издужење *АМС* износило од 6,9% за изорак А9 (EN AW 6061 / 8 mas.% Al_2O_3), до 9,1% за узорак А1 (EN AW 6061 / 2 mas.% Al_2O_3). Најмања вредност издужења присутна је код узорка Н27 (EN AW 6061 / 8 mas.% Al_2O_3 / 3 mas.% пепела) и она је износила 4,1% док је код узорка Н1 (EN AW 6061 / 2 mas.% Al_2O_3 / 1 mas.% пепела) она износила 13,6%. Мање вредности издужења код оба типа композита условљене су присуством тврде и крте фазе ојачивача Al_2O_3 . Узорци са садржајем Al_2O_3 од 8% и садржајем пепела од 1%, 2% и 3% имају мање вредности издужења од узорака *АМС*. Ово се може објаснити појавом благе порозности која је запажена на микроструктурама тих узорака.
- Употреба доступног и еколошки прихватљивог агро отпада у производњи *НАМС*-а има великог потенцијала. Нашим истраживањима је показано да употреба пепала као ојачавајуће компоненте може допринети знатном побољшању одређених механичких особина композита. Коришћењем овог и сличних агро отпада може се битно утицати на очување животне средине.
- Испитивањем електричне проводности *АМС* и *НАМС* запажен је незнатан пад вредности у односу на легуру основе. Вредности електричне проводности *АМС* опадају са порастом садржаја ојачивача у односу на полазну легуру и тај пад износи од 5,36% до 8,19%. Резултати електричне проводности за *НАМС* варирају и њихов пад у односу на полазну легуру износи од 4,57% до 11,06%. Присуство честица ојачивача и различитих нивоа порозности унутар структуре композитних материјала узрокују отежано кретање проводних електрона, чиме се може објаснити пад вредности електричне проводности ових материјала. Поређењем резултата електричне проводности за *АМС* и *НАМС*, закључено је да су вредности *НАМС* углавном ниже у односу на *АМС*. То се може објаснити већим садржајем ојачавајућих честица у структури, које делују као препреке кретању проводних електрона.
- Електрохемијска испитивања вршена су на узорцима L0 (EN AW 6061), A2 (EN AW 6061 / 5 mas.% Al_2O_3) и H6 (EN AW 6061 / 5 mas.% Al_2O_3 / 3 mas.% пепела). Поменута испитивања обављена су применом потенцијала отвореног кола, методама Тефелове екстраполације и линеарног поларизационог отпора. Потенцијал отвореног кола за узорак L0 износи -495,5mV према ZKE а за узорке A2 и H6 износи -542,6mV према ZKE и -579,5mV према ZKE, респективно. На основу напред изнетих резултата може се закључити да је корозиона постојаност легуре матрице највећа, док се додатком честица Al_2O_3 корозиона постојаност композита смањује. Додатак пепела код хибридиних композита додатно умањује њихову корозиону отпорност. Другим методама испитивања (Тафелова екстраполација и метода LPO) одређене су вредности густине корозионе струје. Овим методама је утврђено да су вредности густине корозионе струје најмање за легуру матрице (2,867 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ и 3,534 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ респективно), док су за узорке A2 и H6 оне веће. За узорак A2 износе 3,639 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ и 4,225 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$, док за узорак H6

оне износе $4,710 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ и $5,333 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ респективно. И ове методе испитивања указују да је корозиона постојаност композитних материјала мања од корозионе постојаности легуре матрице. Присуство микропукотина у структури композитних материјала, највероватније, представља узрок смањења њихове корозионе отпорности.

- Микроструктурна испитивања извршена су применом оптичке и *SEM* микроскопије. Резултати микроструктурних испитивања показали су да је у структури композитних материјала присутна униформна расподела ојачавајућих честица, без њихове значајне агломерације и присуства пора. Ова испитивања показала су и да повећање садржаја ојачавајућих честица Al_2O_3 у *AMC* доводи до уситњавања кристалних зрна. Додавањем пепела љуске ораха код *HAMC* уситњавање микроструктуре је још израженије, што је утврђено применом софтвера за анализу слике којим је микроскоп опремљен. *SEM* микроскопија је такође показала јасну и добру везу на граници матрица – ојачивач.
- *EDS* анализом *AMC* потврђено је присуство ојачавајућих честица Al_2O_3 у структури *AMC*, док је у структури *HAMC* потврђено присуство Al_2O_3 и пепела љуске ораха. На основу *EDS* анализе утврђено је да на граници метална основа – ојачивач није дошло до одвијања хемијских реакција, да нема нових фаза, чиме је доказано да је веза између конституената чисто механичка. *EDS* анализом у области контакта основе композита и ојачавајућих честица потврђено је и повећано присуство магнезијума, чиме је потврђен ефекат повећања квашљивости додавањем овог легирајућег елемента.
- *SEM* микроскопијом извршена је анализа лома. Закључено је да је метална основа претрпела највећим делом дуктилни прелом, који карактерише ширење пукотине кроз кристална зрна, као и постојање већих, равномерно распоређених шупљина на површини лома. Удубљења потичу од лома легуре матрице, док су пукотине настале кроз зрна еутектичког Si који је излучен по границама зрна и који карактерише крти лом. Додавањем ојачавајућих честица, код оба типа композитних материјала, запажено је да преовладава крти лом који карактеришу мање шупљине и закључено је да механизам насталог лома зависи од садржаја и величине ојачавајућих честица. Са повећањем садржаја и смањењем величине честица расте удео кртог лома у композиту.
- Коришћењем метода математичког моделовања и система заснованих на вештачкој интелигенцији, у циљу предвиђања механичких особина, установљено је да постоји велики потенцијал у том правцу. На основу измерених механичких особина, утврђене су математичке зависности које важе између улазних и излазних величина, па је могуће предвидети одзив система и за непознате вредности утицајних фактора. Упоредни резултати показали су да постоје извесна одступања предвиђених и експерименталних вредности, али је проценат њиховог слагања изузетно висок (око 99%), тако да се оба модела (метод одзивне површине и вештачке неуронске мреже) могу успешно искористити у циљу предвиђања механичких особина овако добијених композита. Могућност предвиђања има позитиван утицај у смислу уштеде времена, новца и ресурса.

Спроведеним истраживањима проширена је база сазнања о композитним материјалима са основом од алуминијумске легуре EN AW 6061 ојачаним честицама Al_2O_3 или комбинацијом честица Al_2O_3 и пепела љуске ораха.

Резултати добијени током истраживања указују на могућност примене поступка вртложног ливења за успешну синтезу композитних материјала. Овако добијени композитни материјали могу наћи практичну примену у областима где се захтевају високе вредности механичких карактеристика, корозиона постојаност и задовољавајућа електрична проводност. С обзиром да се може остварити широк дијапазон употребе, могуће је освојити индустријску производњу ових материјала.

11. ЛИТЕРАТУРА

- [1] T. Rajan, R. Pillai, B. Pai, Reinforcement coatings and interfaces in aluminium metal matrix composites, *Journal of Materials Science*, 33(1998) 3491-3503.
- [2] R. Arunachalama, P. Krishnanb, R. Muraliraja, A review on the production of meta lmatrix composites through stircasting – Furnace design, properties, challenges, and research opportunities, *Journal of Manufacturing Processes*, 42(2019) 213-245.
- [3] C. Bulei, M. Todor, I. Kiss, Metal matrix composites processing techniques using recycled aluminium alloy, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 393(2018) 12089.
- [4] S. Safri, M. Sultan, M. Jawaidd, K. Jayakrishna, Impact behaviour of hybrid composites for structural applications: a review, *Composites Part B*, 133(2018) 112-121.
- [5] S. Suresh, A. Mortensen, A. Needleman, *Fundamentals of metal-matrix composites*, Butterwor th-Heinemann, USA, 1993.
- [6] T. W. Clyne, P. J. Withers, *An introduction to metal matrix composites*, Cambridge University Press, New York, NY, USA, 1993.
- [7] M. Kok, Production and mechanical properties of Al_2O_3 particle-reinforced 2024 aluminium alloy composites, *Journal of Materials Processing Technology*, 161(2005) 381-387.
- [8] S. Dhanabal, S. Vetrivel, R. Vimal, An overview of hybrid metal matrix composites – characterization, directed applications, and future scope, *International Journal of Scientific Engineering and Applied Science*, 9(1)(2015) 344-350.
- [9] B. Stojanović, Lj. Ivanović, Application of aluminium hybrid composites in automotive industry, *Tehnički Vjesnik - Technical Gazette*, 22(1)(2015) 247–251.
- [10] M. Jokhio, M. Panhwer, M. Unar, Manufacturing of aluminum composite material using a stir casting process, *Materials Science*, arXiv:1604.01251, 2016.
- [11] K. Rajendra, M. Babu, P. Rao, K. Suman, Recent developments in the fabrication of metal matrix composites by stir casting route: A review, *International Journal of Chemical Sciences*, 14(4)(2016) 2358–2366.
- [12] M. Alipour, R. Eslami-Farsani, Synthesis and characterization of graphene nanoplatelets reinforced AA7068 matrix nanocomposites produced by liquid metallurgy route, *Materials Science and Engineering: A*, 706(2017) 71-82.
- [13] A. Vencl, M. Vaxevanidis, M. Kandevara, A bibliometric analysis of scientific research on tribology of composites in Southeastern Europe, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 724(2020) 012012.
- [14] Z. Djordjević, S. Jovanović, S. Veličković, D. Jović, J. Milićević, Influence of application of new material in automotive industry on improving quality of life, *Kragujevac*, 2017.
- [15] J. Petrović, S. Mladenović, I. Marković, S. Dimitrijević, Characterization of hybrid aluminum composites reinforced with Al_2O_3 particles and walnut-shell ash, *Materials and technology*, 56(2)(2022) 115-122.
- [16] J. Petrović, S. Mladenović, A. Ivanović, I. Marković, S. Ivanov, Korelisanje uticaja veličine i sadržaja ojačavajućih čestica Al_2O_3 na tvrdoću kompozita sa aluminijumskom matricom dobijenih metodom vrtložnog livenja, *Hemijska industrija*, 75(4)(2021) 195-204.

- [17] A.A. Vencel, Istraživanje mogućnosti poboljšanja triboloških karakteristika Al-Si legura u uslovima klizanja, Doktorska disertacija, Mašinski fakultet, Univerzitet u Beogradu, Beograd, 2008.
- [18] B. Ž. Stojanović, Tribološko ponašanje hibridnih kompozita sa A356 matricom, Doktorska disertacija, Univerzitet u Kragujevcu, Fakultet inženjerskih nauka, Kragujevac, 2013.
- [19] D. Džunić, Analiza procesa trenja i habanja nanokompozita sa metalnom osnovom, Doktorska disertacija, Univerzitet u Kragujevcu, Fakultet inženjerskih nauka, Kragujevac, 2015.
- [20] S. Gajević, Razvoj i optimizacija aluminijumskih nanokompozita za izradu triboloških elemenata, Doktorska disertacija, Univerzitet u Kragujevcu, Fakultet inženjerskih nauka, Kragujevac, 2021.
- [21] B. Bobić, Ispitivanje uticaja procesa korozije na strukturne i mehaničke karakteristike odlivaka $Zn_{27}Al_{11,5}Cu_{0,02}Mg$ legure ojačane česticama silicijum-karbida, Univerzitet u Beogradu, Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd, 2011.
- [22] M. Babić, S. Mitrović, Tribološke karakteristike kompozita na bazi legura, Mašinski fakultet u Kragujevcu, Kragujevac, 2007.
- [23] W. Calister, D. Rethwisch, Materials science and engineering, 9th edition, Wiley, New York, 2014.
- [24] S. Mazumdar, Composites manufacturing: materials, product, and process engineering, 1th edition, PRC Press, USA, 2001.
- [25] K. K. Chawla, Composite materials - science and engineering, 2nd edition, Springer-Verlag, New York, 1997.
- [26] K. Ekka, S. Chauhan, V. Goel, Dry sliding wear characteristics of SiC and Al_2O_3 nanoparticulate aluminium matrix composite using Taguchi technique, Arabian Journal for Science and Engineering, 40(2)(2015) 571–581.
- [27] R. Aleksić, Osnovi kompozitnih materijala, 1st edition, Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd, 2004.
- [28] F. Campbell, Elements of metallurgy and engineering alloys, 1st edition, ASM International, USA, 2008.
- [29] J. Jayakumar, Recent development and challenges in synthesis of magnesium matrix nano composites – a review, International Journal of Latest Research In Science and Technology, 1(2012) 164-171.
- [30] A. Sharma, R. Bhandari, A. Aherwar, R. Rimašauskiene, C.P. Bretotean, A study of advancement in application opportunities of aluminum metal matrix composites, Materials Today: Proceedings, 26(2020) 2419–2424.
- [31] J. James, A. Annamalai, A. Muthuchamy, C.P. Jen, Effect of wettability and uniform distribution of reinforcement particle on mechanical property (Tensile) in aluminum metal matrix composite – A review, Nanomaterials, 11(9)(2021) 2230.
- [32] R. Acker, S. Martin, K. Meltke, G. Wolf, Casting of Fe–CrMnNi and ZrO_2 -based metal–matrix composites and their wear properties, Steel Research International, 87(2016) 1111-1117.
- [33] S. Alam, H. Singh, Development of copper-based metal matrix composites: an analysis by SEM, EDS and XRD, Microscopy and Analysis, 28(4)(2014) 8-13.

- [34] K. Kashyap, S. Murali, K. Raman, K. Murthy, Casting and heat treatment variables of Al-7%Si-Mg alloy, *Materials Science and Technology*, 9(3)(1993) 198-204.
- [35] S. Shabestari, F. Shahri, Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy, *Journal of Materials Science*, 39(6)(2004) 2023-2032.
- [36] K.Kumar, The aluminium alloy selection and applications, The Aluminum Association Inc, Washington, 1998.
- [37] B. Rahimi, H. Khosravi, H. M. Sabzevar, Microstructural characteristics and mechanical properties of Al-2024 alloy processed via a rheocasting route, *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 22(2015) 59–67.
- [38] G. Pitchayapillai, P. Seenikannan, P. Balasundar, Effect of nano-silver on microstructure, mechanical and tribological properties of cast 6061 aluminum alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 27(2017) 2137–2145.
- [39] M. Deshpande, R. Gondil, S.N. Murty, R. Kalal, Studies on 7075 aluminium alloy MMCs with milled carbon fibers as reinforcements, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 71(3)(2017).
- [40] Z. Nissar, K. A., M. Safiulla, M. Faisal, A thorough study: in-situ aluminium LM6 metal matrix composites reinforced with iron oxide and MWCNTs, *Materials Today: Proceedings*, 4(2017) 11999–12006.
- [41] N. Radhika, Tribology in industry fabrication of LM25/SiO₂ metal matrix composite and optimization of wear process parameters using design of experiment, *Tribology International*, 39(2017) 1-8.
- [42] S. K. Mazumdar, Composites manufacturing - materials, products and process engineering, CRC Press LLC, USA, 2002.
- [43] B. S. Yigezu, P. K. Jha, M. Mahapatra, The key attributes of synthesizing ceramic particulate reinforced Al-based matrix composites through stir casting, *Materials and Manufacturing Processes*, 28(2013) 969–979.
- [44] D. Miracle, Metal matrix composites – From science to technological significance, *Composites Science and Technology*, 65(15-16)(2005) 2526–2540.
- [45] D. B. Miracle, S. L. Donaldson, Composites, ASM handbook 21, 10th edition, ASM International, London, England, 2001.
- [46] M. Sahu, R. Sahu, Optimization of stirring parameters using CFD simulations for HAMCs synthesis by stir casting process, *Transactions of the Indian Institute of Metals volume*, 70(2017) 2563–2570.
- [47] M.O. Bodunrin, K.K. Alaneme, L.H. Chown, Aluminium matrix hybrid composites: A review of reinforcement philosophies; Mechanical, corrosion and tribological characteristics, *Journal of Materials Research and Technology*, 4(4)(2015) 434–445.
- [48] M. Jagannatham, P. Chandran, S. Sankaran, P. Haridoss, N. Nayan, S. R. Bakshi, Tensile properties of carbon nanotubes reinforced aluminum matrix composites: A review, *Carbon*, 160(2020) 14-44.
- [49] T. Rajmohan, K. Palanikumar, S. Ranganathan, Evaluation of mechanical and wear properties of hybrid aluminium matrix composites, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 23(2013) 2509–2517.

- [50] B. Rebba, N. Ramanaiah, Evaluation of mechanical properties of aluminium alloy (Al-2024) reinforced with molybdenum disulphide (MoS_2) metal matrix composites, *Procedia Materials Science*, 6(2014) 1161–1169.
- [51] A. Macke, B. F. Schultz, P. Rohatgi, Metal matrix: Composites offer the automotive industry an opportunity to reduce vehicle weight, improve performance, In *Advanced Materials and Processes*, 170(3)(2012) 19-23.
- [52] M. K. Surappa, Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities, *Sadhana*, 28(1-2)(2003) 319–334.
- [53] N. Singh, R. Belokar, R. Walia, A, Critical, Review on advanced reinforcements and base materials on hybrid metal matrix composites, *Silicon*, 14(2022) 335–358.
- [54] E. Diler, A. Ghiami, R. Ipek, Effect of high ratio of reinforcement particle size to matrix powder size and volume fraction on microstructure, densification, and tribological properties of SiC p reinforced metal matrix composites manufactured via a hot pressing method, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 52(2015) 183-194.
- [55] S. Sajjadi, H. Ezatpour, P. Torabi, Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy/ Al_2O_3 composites fabricated by stir and compo-casting processes, *Materials and Design*, 34(2011) 106–111.
- [56] S. Prasad, R. Asthana, Aluminum metal-matrix composites for automotive applications: tribological considerations., *Tribology Letters*, 17(2004) 445–453.
- [57] A. Senapati, P. Mishra, B. Routara, Use of waste flyash in fabrication of aluminium alloy matrix composite, *International Journal of Engineering and Technology*, 6(2014) 905-1012.
- [58] P. Muruganandhan, M. Eswaramoorthi, Aluminum composite with fly ash – a review, *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering*, 11(2014) 38-41.
- [59] I. A. Ibrahim, F. A. Mohamed, E. J. Lavernia, Particulate reinforced metal matrix composites — a review, *Journal of Materials Science*, 26(1991) 1137–1156.
- [60] B. Pai, G. Ramani, R. Pillai, K. Satyanarayana, Role of magnesium in cast aluminium alloy matrix composites, *Journal of Materials Science*, 30(1995) 1903–1911.
- [61] N. Eustathopoulos, R. Voytovych, The role of reactivity in wetting by liquid metals: A review, *Journal of Materials Science*, 51(1)(2016) 425–437.
- [62] E. Saiz, A. Tomsia, R. Cannon, Ridging effects on wetting and spreading of liquids on solids, *Acta Materialia*, 46(7)(1998) 2349–2361.
- [63] A. Cuevas, E. Bercerril, M. Martínez, Wettability. In: *Metal Matrix Composites*, Cham, Switzerland: Springer, 2018.
- [64] J. Hashim, L. Loonely, M. Hashmi, The enhancement of wettability of SiC particles in cast aluminium matrix composites, *Journal of Materials Processing Technology*, 119(1-3)(2001) 329-335.
- [65] A. Banerji, W. Reif, P. K. Rohatgi, Role of wettability in the preparation of metal-matrix composites (a review), *Metall*, 38(1984) 656-661.
- [66] S. Rhee, Wetting of ceramics by liquid metals, *Journal of the American Ceramic Society*, 54(7)(1971) 332-334.

- [67] B. Pai, S. Ray, K. Prabhakar, P. Rohatgi, Fabrication of aluminum-alumina/magnesia/particulate composites in foundries using magnesium additions to the melts, *Materials Science and Engineering*, 24(1976) 31–44.
- [68] D. Kongshaug, J. Ferguson, B. Schultz, P. Rohatgi, Reactive stir mixing of AlMg/Al₂O₃ metal matrix nanocomposites: effects of Mg and reinforcement concentration and method of reinforcement incorporation, *Journal of Materials Science*, 49(2014) 2106–2116.
- [69] M. Mohammadpour, A. Azari Khosroshahi, T. Mousavian, D. Brabazon, Effect of interfacial-active elements addition on the incorporation of micron-sized SiC particles in molten pure aluminum, *Ceramics International*, 40(2014) 8323–8332.
- [70] B. Yigezu, M. Mahapatra, P. Jha, Influence of reinforcement type on microstructure, hardness, and tensile properties of an aluminum alloy metal matrix composite, *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering*, 4(2013) 124-130.
- [71] W.S. Miller, F.J. Humphreys, Strengthening mechanisms in particulate metal matrix composites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 25(11)(1991) 2623-2626.
- [72] V. Nardone, K. Prewo, On the strength of discontinuous silicon carbide reinforced aluminum composites, *Scripta Metallurgica*, 20(1)(1986) 43-48.
- [73] R. Arsenault, N. Shi, Dislocation generation due to differences between the coefficients of thermal expansion, *Materials Science and Engineering*, 81(1986) 175-187.
- [74] T. Prasad, A. Reddy, Strengthening mechanisms in Al-Alloy/Carbon clack nanocomposites, *International Journal of Materials Science*, 15(1)(2020) 19-36.
- [75] P. Pawar, A. Utpat, Development of aluminium based silicon carbide particulate metal matrix composite for spur gear, *Procedia Materials Science*, 6(2014) 1150 – 1156.
- [76] M.Y. Zhou, L.B. Ren, L.L. Fan, Y.W.X. Zhang, T.H. Lu, G.F. Quan, M. Gupta, Progress in research on hybrid metal matrix composites, *Journal of Alloys and Compounds*, 838(2020) 1-40.
- [77] B. George, A. Sankar, K.T. Bibin, Fabrication and characterization of aluminium hybrid composite, *International Journal of Engineering Sciences and Research Technology*, 4(7)(2018) 437-446.
- [78] S. Shinde, Manufacturing of aluminium matrix composite using stir casting method, *International Journal of Innovations in Engineering Research and Technology*, 5(2)(2015) 1-6.
- [79] V. Bharath, M. Nagaralb, V. Auradib, S. Kori, Preparation of 6061Al-Al₂O₃ MMC's by stir casting and evaluation of mechanical and wear properties, *Procedia Materials Science*, 6(2014) 1658-1667.
- [80] M. Burzić, S. Sedmak, Z. Burzić, D. Jaković, D. Momčilović, Uticaj sadržaja ojačavača na udarnu žilavost livenog Al-SiCp metal matričnog kompozita, *Integritet i vek konstrukcija*, 1-2(2002) 11-14.
- [81] B. S. Unlu, Investigation of tribological and mechanical properties Al₂O₃-SiC reinforced Al composites manufactured by casting or P/M method, *Materials and Design*, 29(10)(2008) 2002-2008.
- [82] H. Arik, Effect of mechanical alloying process on mechanical properties of α-Si₃N₄ reinforced aluminum-based composite materials, *Materials and Design*, 29(9)(2008) 1856-1861.

- [83] S.A. Sajjadi, M.T. Parizi, H.R. Ezatpour, A. Sedghi, Fabrication of A356 composite reinforced with micro and nano Al_2O_3 particles by a developed compocasting method and study of its properties, *Journal of Alloys and Compounds*, 511(1)(2012) 226-231.
- [84] S.A. Sajjadi, H.R. Ezatpour, P.M. Torabi, Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy/ Al_2O_3 composites fabricated by stir and compo-casting processes, *Materials and Design*, 34(2012) 106-111.
- [85] S. Tahamtan, A. Halvaei, M. Emamy, M. Zabihi, Fabrication of Al/A206– Al_2O_3 nano/micro composite by combining ball milling and stir casting technology, *Materials and Design*, 49(2013) 347-359.
- [86] R. Casati, M. Vedani, Metal matrix composites reinforced by nano-particles - a review, *Metals*, 4(1)(2014) 65-83.
- [87] M. Skibo, P. Morris, D. Lloyd, Structure and properties of liquid metal processed SiC reinforced aluminium, Chicago, 24–30 September 1988, 257–262.
- [88] S. Prabu, L. Karunamoorthy, S. Kathiresan, B. Mohan, Influence of stirring speed and stirring time on distribution of particles in cast metal matrix composite, *Journal of Materials Processing Technology*, 171(2006) 268–273.
- [89] A. Vencl, A. Rac, I. Bobić, Tribological behaviour of Al-based MMCs and their application in automotive industry, *Tribology in industry*, 26(3-4)(2004) 31-38.
- [90] B. Bobić, J. Bajat, Z.A. Pavlović, M. Rakin, I. Bobić, The effect of T4 heat treatment on the microstructure and corrosion behavior of Zn27Al1,5Cu0,02Mg alloy, *Corrosion Science* 53(2011) 409-417.
- [91] J. Hashim, L. Looney, J. Hashmi, Metal matrix composites: production by the stir casting method., *Journal of Materials Processing Technology*, 92(1999) 1-7.
- [92] S.A. Sajjadi, H.R. Ezatpour, H. Beygi, Microstructure and mechanical properties of Al– Al_2O_3 micro and nano composites fabricated by stir casting, *Materials Science and Engineering A*, 528(2011) 8765-8771.
- [93] A. Luo, Processing, microstructure, and mechanical behavior of cast magnesium metal matrix composites, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 26(9)(1995) 2445-2455.
- [94] R.A. Saravanan, M.K. Surappa, Fabrication and characterisation of pure magnesium-30 vol.% SiC_p particle composite, *Materials Science and Engineering: A*, 276(1)(2000) 108-116.
- [95] A. Maleki, B. Niroumand, A. Shafyei, Effects of squeeze casting parameters on density, macrostructure and hardness of LM13 alloy, *Materials Science and Engineering A*, 428(2006) 135–140.
- [96] M. Yong, A. Clegg, Process optimisation for a squeeze cast magnesium alloy metal matrix composite, *Journal of Materials Processing Technology*, 168(2005) 262–269.
- [97] R. Umunakwe, O. Okoye, U. Nwigwe, A. Oyetunji, I. Umunakwe, Effects of stirring time and particles preheating on porosity, mechanical properties and microstructure of periwinkle shell-aluminium metal matrix composite (PPS-ALMMC), *International Journal of Engineering*, 3(2017) 133-141.
- [98] G.G. Sozhamannan, S.B. Prabu, V.K. Venkatagalapathy, Effect of processing parameters on metal matrix composites: Stircasting process, *Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology*, 2(1)(2012) 11-15.

- [99] M. Arulraj, P. K. Palani, L. Venkatesh, Optimization of process parameters in stir casting of hybrid metal matrix (LM25/SiC/B4C) Composite using Taguchi method, *Journal of Advances in chemistry*, 13(9)(2017) 6475–6479.
- [100] M. Manoharan and J. Lewandowski, Effect of reinforcement size and matrix microstructure on the fracture properties of an aluminum metal matrix composite, *Materials Science and Engineering: A*, 150(2) 179–186.
- [101] J. Lewandowski, S. Liu, C. Liu, Observations on the effects of particulate size and superposed pressure on deformation of metal matrix composites, *Scripta Metallurgica et Materialia*, 25(1991) 21–26.
- [102] S. Kamat, J. Hirth, R. Mehrabian, Mechanical properties of particulate-reinforced aluminum-matrix composites, *Acta Metallurgica*, 37(9)(1989) 2395-2402.
- [103] S. Chen, T. Wang, Size effects in the particle-reinforced metal-matrix composites, *Acta Mechanica*, 157(2002) 113–127.
- [104] C. Saravanan, K. Subramanian, V. Krishnan, R. Narayanan, Effect of particulate reinforced aluminium metal matrix composite - A review, *Mechanics and Mechanical Engineering*, 19(1)(2015) 23–30.
- [105] S. Naher, D. Brabazon, L. Looney, Development and assessment of a new quick quench stir caster design for the production of metal matrix composites, *Journal of Materials Processing Technology*, 166(2004) 430–439.
- [106] I. Pantelić, *Uvod u teoriju inženjerskog eksperimenta*, Radnički univerzitet Radivoj Ćirpanov, Novi Sad, 1976.
- [107] J. Antony, *Design of experiments for engineers and scientists*, 2nd edition, Elsevier, London, UK, 2014.
- [108] D. Montgomery, *Design and analysis of experiments*, 8th edition, John Wiley and Sons, Arizona State University, Arizona, USA, 2015.
- [109] A.I. Khuri, J.A. Cornell, *Response Surfaces: Designs and analyses*, 2nd edition, CRC Press, USA, 2019.
- [110] G.E. Box, N.R. Draper, *Response surfaces, mixtures and ridge analyses*, John Wiley and Sons, Arizona State University, Arizona, USA, 2007.
- [111] M.L. Huang, Y.H. Hung, Z.S. Yang, Validation of a method using Taguchi, response surface, neural network, and genetic algorithm, *Measurement*, 94(2016) 284-294.
- [112] G. Karthikeyan, G.R. Jinu, Dry sliding wear behavior optimization of stir cast LM6/ZrO₂ composites by response surface methodology analysis, *Transactions of the Canadian Society for Mechanical Engineering*, 40(3)(2016) 351-369.
- [113] D. Tanikić, *Veštačke neuronske mreže, fazi logika i genetski algoritam*, Univerzitet u Beogradu, Tehnički fakultet u Boru, Bor, 2016.
- [114] D. Tanikić, *Primena veštačkih neuronskih mreža za određivanje tehnoloških parametara procesa obrade rezanjem*, Magistarski rad, Niš, 2004.
- [115] I.M. Yusri, A.A. Majeed, R. Mamat, M.F. Ghazali, O.I. Awad, W.H. Azmi, A review on the application of response surface method and artificial neural network in engine performance and exhaust emissions characteristics in alternative fuel, *Renewable and Sustainable Energy Reviews*, 90(2018) 665-686.

- [116] S. Sardar, S. Dey, D. Das, Modelling of tribological responses of composites using integrated ANN-GA technique, *Journal of Composite Materials*, 55(7)(2021) 873–896.
- [117] W. Zhou, Z. Xu, Casting of SiC Reinforced Metal Matrix Composites, *Journal of Materials Processing Technology*, 63(1-3)(1997) 358-363.
- [118] A. Yar, M. Montazerianb, H. Abdizadehb, H. Baharvandic, Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy matrix composite reinforced with nano-particle MgO, *Journal of Alloys and Compounds*, 484(1-2)(2009) 400-404.
- [119] P.K. Rohatgi, S. Ray, R.A. Sthana, C.S. Narendranath, Interface in Cast Metal Matrix Composites, *Materials Science and Engineering*, 162(1-2)(1993) 163-174.
- [120] S. Nai, M. Gupta, Influence of stirring speed on the synthesis of Al/SiC based functionally gradient materials, *Composite Structures*, 57(2002) 227–233.
- [121] S.J. James, K. Venkatesan, P. Kuppan, R. Ramanujam, Hybrid aluminium metal matrix composite reinforced with SiC and TiB₂, *Procedia Engineering*, 97(2014) 1018 – 1026.
- [122] R. Raj, D.G. Thakur, Qualitative and quantitative assessment of microstructure in Al-B₄C metal matrix composite processed by modified stir casting technique, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 16(2016) 949–960.
- [123] M.P. Kumar, M.S. Babu, V.S. Ramana, Simulation of stir casting process using computational fluid dynamics, *International Journal of Engineering Research and Applications*, 5(2015) 132–135.
- [124] S. Naher, D. Brabazon, L. Looney, Computational and experimental analysis of particulate distribution during Al–SiC MMC fabrication, *Composites: Part A*, 38(2007) 719–729.
- [125] H. Goyal, N. Mandal, H. Roy, S. Mitra, B. Mondal, Multi response optimization for processing Al–SiCp composites: an approach towards enhancement of mechanical properties, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 68(2015) 453–463.
- [126] H. Su, W. Gao, H. Zhang, H. Liu, J. Lu, Z. Lu, Optimization of stirring parameters through numerical simulation for the preparation of aluminum matrix composite by stir casting process, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 132(2010) 61007.
- [127] I. Balasubramanian, R. Maheswaran, Effect of inclusion of SiC particulates on the mechanical resistance behaviour of stir-cast AA6063/SiC composites, *Materials & Design*, 65(2015) 511-520.
- [128] H. Abdizadeh, M. A. Baghchesara, Investigation into the mechanical properties and fracture behavior of A356 aluminum alloy-based ZrO₂-particle-reinforced metal-matrix composites, *Mechanics of Composite Materials*, 49(2013) 571–576.
- [129] P. Shanmugasundaram, R. Subramanian, G. Prabhu, Some studies on Aluminium – fly ash composites fabricated by two step stir casting method, *European Journal of Scientific Research*, 63(2011) 204–218.
- [130] S. Saravanana, M. Kumar, Effect of mechanical properties on rice husk ash reinforced aluminum alloy (AlSi10Mg) matrix composites, *Procedia Engineering*, 64(2013) 1505-1513.
- [131] K. Alaneme, I. Akintunde, P. Olubambi, T. Adewale, Fabrication characteristics and mechanical behaviour of rice husk ash – alumina reinforced Al-Mg-Si alloy matrix hybrid composites, *Journal of Materials Research and Technology*, 2(1)(2013) 60-67.
- [132] K. Alaneme, T. Adewale, Influence of rice hush ash – silicon carbide weight ratios on the mechanical behaviour of Al-Mg-Si alloy matrix hybrid composites, *Kragujevac*, 2013.

- [133] G. Narasaraju, D. Raju, Characterization of hybrid rice husk and fly ash - reinforced aluminium alloy (AlSi10Mg) composites, *Materials Today: Proceedings*, 2(4-5)(2015) 3056-3064.
- [134] S. Prajval, P.R. Prasad, Synthesis and evaluation of mechanical properties of aluminium A356 alloy reinforced with mica and titanium dioxide hybrid composite at different aging conditions, *International Journal of Advanced Research in Engineering and Applied Sciences*, 5(2016) 13–21.
- [135] S. Malhotra, R. Narayan, R.D. Gupta, Synthesis and characterization of aluminium 6061 alloy - fly ash and zirconia metal matrix composite, *International Journal of Current Engineering and Technology*, 3(2013) 1716–1719.
- [136] P.R. Thyla, N. Tiruvenkadam, M.S. Kumar, Investigation of corrosion behavior of light weight nanohybrid Al 6061-ZrO₂-SiC-Gr composites, *International Journal of ChemTech Research*, 8(2015) 312–316.
- [137] J. Moses, I. Dinaharan, S. Sekhar, Characterization of silicon carbide particulate reinforced AA6061 aluminum alloy composites produced via stir casting, *Procedia Material Science*, 5(2014) 106-112.
- [138] B. Ravi, B. Naik, U. Prakash, Characterization of aluminium matrix composites (AA6061/B₄C) fabricated by stir casting technique, *Materials Today: Proceedings*, 2(2015) 2984–2990.
- [139] B. Kandpal, J. Kumar, H. Singh, Fabrication and characterisation of Al₂O₃/aluminium alloy 6061 composites fabricated by Stir casting, *Materials Today: Proceedings*, 4(2017) 2783–2792.
- [140] V. Sharma, V. Kumar, R. Joshi, Investigation of rare earth particulate on tribological and mechanical properties of Al-6061 alloy composites for aerospace application, *Journal of Materials Research and Technology*, 8(4)(2019) 3504–3516.
- [141] V.K. Sharma, V. Kumar, R.S. Joshi, Effect of RE addition on wear behavior of an Al-6061 based hybrid composite, *Wear*, 426(2019) 961-974.
- [142] V. Nathan, R. Soundararajan, C. Abraham, E. Vinoth, J. Narayanan, Study of mechanical and metallurgical characterization of correlated aluminium hybrid metal matrix composites, *Materials Today: Proceedings*, 45(2) 1237-1242.
- [143] S. James, M. Ganesan, P. Santhamoorthy, P. Kuppan, Development of hybrid aluminium metal matrix composite and study of property, *Materials Today: Proceedings*, 5(5)(2018) 13048-13054.
- [144] S. Sarkar, A. Bhirangi, J. Mathew, R. Oyyaravelu, P. Kuppan, A. Balan, Fabrication characteristics and mechanical behavior of rice husk ash-silicon carbide reinforced Al-6061 alloy matrix hybrid composite, *Materials Today: Proceedings*, 5(5)(2018) 12706-12718.
- [145] C. Jawalkar, S. Kant, N. Panwar, M. Sharma, H. Pali, Effect of particle size variation of bagasse ash on mechanical properties of aluminium hybrid metal matrix composites, *Materials Today: Proceedings*, 21(2020) 2024–2029.
- [146] R. Devanathan, J. Ravikumar, S. Boopathi, D. Selvam, S. Anicia, Influence in mechanical properties of stir cast aluminium (AA6061) hybrid metal matrix composite (HMMC) with silicon carbide, fly ash and coconut coir ash reinforcement., *Materials Today: Proceedings*, 22(2020) 3136-3144.

- [147] S. Sachinkumar, S. Narendranath, D. Chakradhar, Studies on microstructure and mechanical characteristics of as cast AA6061/SiC/fly ash hybrid AMCs produced by stir casting, *Materials Today: Proceedings*, 20(2020) A1-A5.
- [148] ASTM E384-10, Standard test method for Knoop and Vickers hardness of materials, ASTM international, West Conshohocken, USA, 2010.
- [149] SRPS EN ISO 6892-1 Metalni materijali, Ispitivanje zatezanjem – deo 1: Metoda ispitivanja na sobnoj temperaturi, Srbija, 2020.
- [150] ASMT G59-97, Standard test method for conducting potentiodynamic polarization resistance measurements, New York, 2020.
- [151] S. Ivanov, B. Kočovski, B. Stanojević, Ocena uticaja termomehaničkih parametara prerade bakarne žice na izduženje spirale primenom faktornog eksperimenta, *Metalurgija*, 2(1996) 13-23.
- [152] S. Ivanov, Lj. Ivanić, D. Gusković, S. Mladenović, Optimizacija režima starenja legura na aluminijumskoj osnovi, *Hemijska industrija*, 66(2012) 601-607.
- [153] K. Gurney, Computers and symbols versus nets and neurons, Dept. Human Sciences, Brunel University, Uxbridge, Middx, 2001.
- [154] D. Tanikić, Modeliranje korelacija između parametara procesa obrade rezanjem primenom adaptivnih neuro-fazi sistema, *Doktorska disertacija*, Niš, 2009.
- [155] J.A. Freeman, D.M. Skapura, Neural networks algorithms, applications, and programming techniques, Addison-Wesley Publishing Company, New York, 1991.
- [156] S. Kim, J. Li, Machine learning of metal-ceramic wettability, *Journal of Materiomics*, 8(1)(2022) 195-203.
- [157] BS EN 573-3: Aluminium and aluminium alloys. Chemical composition and form of wrought products, Chemical composition and form of products, USA, 2019.
- [158] ASTM E2651-10, Standard guide for powder particle size analysis, ASTM international, USA, 2010.
- [159] C.A. Alves, O. Font, N. Moreno, E.D. Vicente, M. Duarte, L.C. Tarelho, X. Querol, Mineralogical, chemical and leaching characteristics of ashes from residential biomass combustion, *Environmental Science and Pollution Research*, 26(2019) 22688–22703.
- [160] W.B. Stern, Y. Gerber, Potassium-calcium glass: new data nad experiments, *Archaeometry* , 46(1)(2004) 137-156.
- [161] J. Hashim, Production of cast metal matrix composite by a modified stir casting method, *J Teknol*, 35(2001) 9-20.
- [162] S. Dwivedi, S. Sharma, R. Mishra, Microstructure and mechanical behavior of A356/SiC/fly-ash hybrid composites produced by electromagnetic stir casting, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering* volume, 37(2015) 57–67.
- [163] S. Macura, I. Bobić, Z.A. Pavlović, K. Raić, Korelacija parametara kompokasting procesa, strukture i svojstva kompozita sa osnovom od legure ZnAl25Cu3, *Metalurgija - Journal of Metallurgy* , 13(3)(2007) 213-221.
- [164] T.J.A. Doel, P. Bowen, Tensile properties of particulate-reinforced metal matrix composites, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 27(8)(1996) 655-665.
- [165] R.M. Aikin, The mechanical properties of in-situ composites, *JOM*, 49(1997) 35-39.

- [166] R. Manikandan, T. Arjunan, R. Akhil, O.P. Nath, Studies on micro structural characteristics, mechanical and tribological behaviours of boron carbide and cow dung ash reinforced aluminium (Al 7075) hybrid metal matrix composite, *Composites Part B*, 183(2020) 107668.
- [167] I. Bobić, M. Babić, S. Mitrović, A. Vencl, B. Bobić, Uticaj temperature na mehaničke karakteristike čestičnih ZA27/Al₂O₃ kompozita, Kragujevac, 2011.
- [168] A. Zulfia, K. Raga, W. Narottama, S. Yunus, Al6061 reinforced Al₂O₃ metal matrix composite produced by double blade Stir casting, *International Journal on Advanced Science, Engineering and Information Technology*, 9(5)(2019) 15441549.
- [169] S. Soltani, R.A. Khosroshahi, R.T. Mousavian, Z. Jiang, A.F. Boostani, Stir casting process for manufacture of Al–SiC composites, *Rare Metals*, 36(2017) 581-590.
- [170] N. Raghavendra, V. Ramamurthy, Effect of particle size and weight fraction of alumina reinforcement on wear behavior of aluminum metal matrix composites, *International Journal of Innovative Research in Science, Engineering and Technology*, 4(3) 11191-11198.
- [171] K. Akbari, H. Baharvandi, O. Mirzaee, Nano-sized aluminum oxide reinforced commercial casting A356 alloy matrix: Evaluation of hardness, wear resistance and compressive strength focusing on particle distribution in aluminum matrix, *Composites: Part B*, 52(2013) 262–268.
- [172] S. Kulkarni, J. Meghnani, A. Lal, Effect of fly ash hybrid reinforcement on mechanical property and density of Aluminium 356 alloy, *Procedia Material Science*, 5(2014) 746–754.
- [173] S. Sajjadi, P. Torabi, H. Ezatpour, A. Sedghic, Fabrication of A356 composite reinforced with micro and nano Al₂O₃ particles by a developed compocasting method and study of its properties, *Journal of Alloys and Compounds*, 511(1)(2012) 226-231.
- [174] M. Kok, K. Özdin, Wear resistance of aluminium alloy and its composites reinforced by Al₂O₃ particles, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 183, p. 301–309, 2007.
- [175] N. Ashok, P. Shanmugasundaram, Effect of particles size on the mechanical properties of SiC-reinforced aluminium 8011 composites, *Materials and Technology*, 51(4)(2017) 667-672.
- [176] P. Pugalenth, M. Jayaraman, V. Subburam, Study of the microstructural and mechanical properties of aluminium hibrid composites with SiC and Al₂O₃, *Materials and technology*, 53(1)(2019) 49–55.
- [177] A. Abdulhaqq, P. Hamid, S. Ghosh, S.R. Jain, The influence of porosity and particles content on dry sliding wear of cast in situ Al(Ti)–Al₂O₃(TiO₂) composite, *Wear*, 265(1)(2008) 14-26.
- [178] A. Vencl, I. Bobić, Z. Mišković, Effect of thixocasting and heat treatment on the tribological, *Wear*, 264(2008) 616–623.
- [179] M.K. Surappa, Synthesis of fly ash particle reinforced A356 Al composites and their characterization, *Materials Science and Engineering: A*, 480(1)(2008) 117-124.
- [180] L. Venkatesh, T.V. Arjunan, K. Ravikumar, Microstructural characteristics and mechanical behaviour of aluminium hybrid composites reinforced with groundnut shell ash and B₄C, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 41(2019) 295.
- [181] V. Đorđević, Mašinski materijali, Univerzitet u Beogradu, Mašinski fakultet, Beograd, 1999.
- [182] M. Maleque, A. Adebisi, N. Izzati, Analysis of fracture mechanism for Al-Mg/SiCp composite materials, In *IOP conference series: materials science and engineering*, 184(1)(2017) 012031.

- [183] F. Boostani, S. Tahamtan, Z. Jiang, D. Wei, S. Yazdani, A. Khosroshahi, Enhanced tensile properties of aluminium matrix composites reinforced with graphene encapsulated SiC nanoparticles, *Composites: Part A*, 68(2015) 155-163.
- [184] S. Ozden, R. Ekici, F. Nair, Investigation of impact behaviour of aluminium based SiC particle reinforced metal – matrix composites, *Composites: Part A*, 38(2)(2007) 484-494.
- [185] A. Baradeswaran, S. Vettivel, A. Perumal, N. Selvakumar, R. Issac, Experimental investigation on mechanical behaviour, modelling and optimization of wear parameters of B₄C and graphite reinforced aluminium hybrid composites, *Materials and Design*, 63(2014) 620-632.
- [186] Đ. Drobñjak, *Fizička metalurgija – fizika čvrstoće i plastičnosti*, Univerzitet u Beogradu, Tehnološko-metalurški fakultet, Beograd, 1990.
- [187] M. Hakamada, T. Kuromura, Y. Chen, H. Kusuda, M. Mabuchi, Influence of porosity and pore size on electrical resistivity of porous aluminium produced by spacer method, *Materials Transactions*, 48(1)(2007) 32-36.
- [188] P.A. Lozada, O.O. Xometl, D.G. Lucero, N. Likhanova, M.D. Aguilar, I. Lijanovna, E. Arce-Estrada, The inhibition of aluminum corrosion in sulfuric acid by poly(1-vinyl-3-alkyl-imidazolium hexafluorophosphate), *Materials*, 7(8)(2014) 5711-5734.
- [189] J. Zhu, L. Hihara, Corrosion of continuous alumina-fibre reinforced Al–2 wt.% Cu–T6 metal matrix composite in 3.15 wt.% NaCl solution, *Corrosion Science*, 52(2)(2010) 406-415.
- [190] A. Bakkar, V. Neubert, Corrosion characterisation of alumina–magnesium metal matrix composites, *Corrosion Science*, 49(3)(2007) 1110-1130.
- [191] Z. Esen, E. Öcal, A. Akkaya, B. Gürçay, C. Ozcan, B. Özgümüř, O. Duygulu, A. Dericioğlu, Corrosion behaviours of Ti6Al4V-Mg/Mg-Alloy composites, *Corrosion Science*, 166(2020) 108470.
- [192] M. Stern, A.L. Geary, Electrochemical polarization: A theoretical analysis of the shape of polarization curves, *Journal of The Electrochemical Society*, 104(1)(1957) 56-63.
- [193] I. Mihajlović, Đ. Nikolić, A. Jovanović, *Teorija sistema*, 1st edition, Univerzitet u Beogradu, Tehnički fakultet u Boru, Bor, 2009.
- [194] A. Ivanović, *Modelovanje procesa proizvodnje paladijumskih katalizatora u cilju definisanja optimalnih mehaničkih karakteristika*, Doktorska disertacija, Bor, 2014.

12. БИОГРАФИЈА

Јасмина (Љубиша) Петровић рођена је у Пироту, 24. априла 1977. године. Основну школу и гимназију, друштвено-језички смер, завршила је у Бабушници. Године 1996. уписала је Технички факултет у Бору Универзитета у Београду, одсек Металуршки, који је завршила у јануару 2004. године, са просечном оценом 8,35 (осам и 35/100) и оценом 10 (десет) на дипломском раду, под називом „Електрохемијско понашање хладнодеформисаног бакра после високих степена деформације“. Докторске академске студије на Техничком факултету у Бору Универзитета у Београду, на студијском програму Металуршко инжењерство, уписала је школске 2016/2017. године.

Од 23. децембра 2016. године запослена је на Техничком факултету у Бору Универзитета у Београду у звању асистента за ужу научну област Прерађивачка металургија и метални материјали. Ангажована је на следећим предметима на основним академским студијама: Познавање металних материјала (2016 - 2018), Ливарство (2017 - данас) и Металургија заваривања (2017 - данас). На мастер академским студијама ангажована је од 2017. до данас на предметима: Кинетика фазних трансформација, Металургија легура обојених метала и Металургија ливеног гвожђа и челика.

Аутор је или коаутор 3 рада публикована у међународним часописима из категорије М20 (3 рада категорије М23), 1 рада публикованог у часопису националног значаја из категорије М50 (1 рад категорије М52), 8 саопштења са конференција међународног значаја из категорије М30 (6 саопштења категорије М33 и 2 саопштења категорије М34), као и 14 саопштења са конференција националног значаја из категорије М60 (6 саопштења категорије М63 и 8 саопштења категорије М64). Коаутор је помоћног универзитетског уџбеника Ливарство (Издавач: Технички факултет у Бору Универзитета у Београду, 2017, ISBN: 978-86-6305-060-0).

Била је ангажована као истраживач на 3 пројекта, од којих 1 код Министарства просвете, науке и технолошког развоја и 2 код Фонда за иновациону делатност за додељивање иновационих ваучера. У свом досадашњем раду била је ангажована као члан организационих одбора 4 међународна и 1 домаћег скупа. Члан је Српског хемијског друштва.

Јасмина Петровић активно је учествовала у промоцији науке међу младима у оквиру манифестације за образовање деце на територији Републике Србије „Тимочки научни торнадо - ТНТ“ и као члан тима за промоцију Техничког факултета у Бору Универзитета у Београду у средњим школама.

13. ОБЈАВЉЕНИ РАДОВИ ПРОИСТЕКЛИ ИЗ ДОКТОРСКЕ ДИСЕРТАЦИЈЕ

M23 – Рад у међународном часопису:

1. **J. Petrović**, S. Mladenović, I. Marković, S. Dimitrijević, *Characterization of hybrid aluminium composites reinforced with Al_2O_3 particles and wanut-shell ash*, *Materiali in tehnologije / Materials and technology*, 56(2) (2022), 115–122.
doi: 10.17222/mit.2022.365 (ISSN 1580-2949; IF(2020)=0,638; Material Science, Multidisciplinary, 317/333).
2. **J. Petrović**, S. Mladenović, A. Ivanović, I. Marković, S. Ivanov, *Korelisanje uticaja veličine i sadržaja ojačavajućih čestica Al_2O_3 na tvrdoću kompozita sa aluminijumskom matricom dobijenih metodom vrtložnog livenja*, *Hemijska Industrija*, 75 (4) (2021), 195-204.
doi:10.2298/HEMIND210409018P (ISSN: 0367-598X; IF(2020)=0,627; Engineering, Chemical 130/143).

M33 – Саопштење са међународног скупа штампано у целини:

1. **J. Petrović**, M. Nedeljković, I. Marković, S. Mladenović, *A challenges of using the Stir Casting metod for composite production – review*, *Proceedings of 51th International October Conference on Mining and Metallurgy*, Bor Lake, Serbia, 2019, pp. 109-112.

M34 – Саопштење са међународног скупа штампано у изводу:

1. **J. Petrović**, S. Mladenović, *Review of the most important properties of MMC-s reinforced with Al_2O_3 and SiC*, *Book of abstracts of 5th International Student Conference on Technical Sciences*, Bor, Serbia, 2018, pp. 13.

M63 – Саопштење са скупа националног значаја штампано у целини:

1. **J. Petrović**, M. Nedeljković, S. Mladenović, *Kompoziti kao imperativ savremenih tehnologija*, *Zbornik radova sa međunarodnog skupa Inovacije kao pokretač razvoja*, Beograd, Srbija, 2020, pp. 225-231.

M64 – Саопштење са скупа националног значаја штампано у изводу:

1. **J. Petrović**, S. Mladenović, I. Marković, U. Stamenković, M. Nedeljković, M. Mitrović, *Hardness and distribution of reinforcing particles of aluminum composites obtained by stir casting method*, *Zbornik izvoda radova sa 10. simpozijuma o termodinamici i faznim dijagramima sa međunarodnim učešćem*, Kosovska Mitrovica, Srbija, 2021, pp. 35-36.

Прилог 1

ИЗЈАВА О АУТОРСТВУ

Потписани/а Јасмина Петровић
(име и презиме кандидата)

Изјављујем

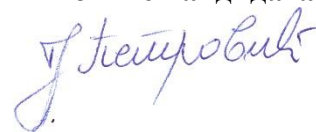
да је докторска дисертација под насловом:

Структурне, механичке и физичко-хемијске карактеристике хибридног композита са ENAW 6061 металном матрицом добијеног поступком вртоложног ливења

- резултат спостведеног истраживачког рада,
- да предложена дисертација у целини ни у деловима није била предложена за добијање било које дипломе према студијским програмима других високошколских установа,
- да су резултати коректно наведени и
- да нисам кршио/ла ауторска права и користио/ла интелектуалну својину других лица.

У Бору,
Дана 6. јул 2022.

Потпис кандидата



Прилог 2

**ИЗЈАВА О ИСТОВЕТНОСТИ ШТАМПАНЕ И ЕЛЕКТРОНСКЕ ВЕРЗИЈЕ
ДОКТОРСКОГ РАДА И ДОЗВОЛА ЗА ОБЈАВЉИВАЊЕ ЛИЧНИХ
ПОДАТАКА**

Име и презиме аутора: Јасмина Петровић

Број индекса: 25/2016

Студијски програм: Металуршко инжењерство

Наслов рада: Структурне, механичке и физичко-хемијске карактеристике
хибридног композита са ENAW 6061 металном матрицом добијеног поступком
вртоложног ливења

Ментор: проф. др Срба Младеновић

Потписана Јасмина Петровић

Изјављујем да је штампана верзија моје докторске дисертације истоветна електронској верзији коју сам предао за објављивање на порталу **Дигиталног репозиторијума Универзитета уметности у Београду**.

Дозвољавам да се објаве моји лични подаци везани за добијање академског звања доктора наука, као што су име и презиме, година и место рођења и датум одбране рада.

Ови лични подаци могу се објавити на мрежним страницама дигиталне библиотеке, у електронском каталогу и у публикацијама Универзитета у Београду.

У Бору,
Дана 6. јул 2022.

Потпис кандидата



Прилог 3

ИЗЈАВА О КОРИШЋЕЊУ

Овлашћујем Универзитетску библиотеку „Светозар Марковић“ да у Дигитални репозиторијум Универзитета у Београду унесе моју докторску дисертацију под насловом:

Структурне, механичке и физичко-хемијске карактеристике хибридног композита са EN AW 6061 металном матрицом добијеног поступком вртоложног ливења

која је моје ауторско дело.

Дисертацију са свим прилозима предао/ла сам у електронском формату погодном за трајно архивирање.

Моју докторску дисертацију похрањену у Дигиталном репозиторијуму Универзитета у Београду и доступну у отвореном приступу могу да користе сви који поштују одредбе садржане у одабраном типу лиценце Креативне заједнице (Creative Commons) за коју сам се одлучио/ла..

1. Ауторство

☒ 2. Ауторство – некомерцијално

3. Ауторство – некомерцијално – без прераде

4. Ауторство – некомерцијално – делити под истим условима

5. Ауторство – без прераде

6. Ауторство – делити под истим условима

(Молимо да заокружите само једну од шест понуђених лиценци, кратак опис лиценци дат је на полеђини листа.)

У Бору,
Дана 6. јул 2022.

Потпис кандидата



1. **Ауторство** – Дозвољавање умножавање, дистрибуцију и јавно саопштавање дела, и прераде, ако се наведе име аутора на начин одређен од стране аутора или даваоца лиценце, чак и у комерцијалне сврхе. Ово је најслободнија од свих лиценци.

2. **Ауторство – некомерцијално.** Дозвољавање умножавање, дистрибуцију и јавно саопштавање дела, и прераде, ако се наведе име аутора на начин одређен од стране аутора или даваоца лиценце. Ова лиценца не дозвољава комерцијалну употребу дела.

3. **Ауторство – некомерцијално – без прераде.** Дозвољавање умножавање, дистрибуцију и јавно саопштавање дела, без промена, преобликовања или употребе дела у свом делу, ако се наведе име аутора на начин одређен од стране аутора или даваоца лиценце. Ова лиценца не дозвољава комерцијалну употребу дела. У односу на све остале лиценце, овом лиценцом се ограничава највећи обим права коришћења дела.

4. **Ауторство – некомерцијално – делити под истим условима.** Дозвољавање умножавање, дистрибуцију и јавно саопштавање дела, и прераде, ако се наведе име аутора на начин одређен од стране аутора или даваоца лиценце, и ако се прерада дистрибуира под истом или сличном лиценцом. Ова лиценца не дозвољава комерцијалну употребу дела и прерада.

5. **Ауторство – без прераде.** Дозвољавање умножавање, дистрибуцију и јавно саопштавање дела, без промена, преобликовања или употребе дела у свом делу, ако се наведе име аутора на начин одређен од стране аутора или даваоца лиценце. Ова лиценца дозвољава комерцијалну употребу дела.

6. **Ауторство – делити под истим условима.** Дозвољавање умножавање, дистрибуцију и јавно саопштавање дела, и прераде, ако се наведе име аутора на начин одређен од стране аутора или даваоца лиценце и ако се прерада дистрибуира под истом или сличном лиценцом. Ова лиценца дозвољава комерцијалну употребу дела и прерада. Слична је софтверским лиценцама, односно лиценцама отвореног кода.