

UNIVERZITET U BEOGRADU
TEHNIČKI FAKULTET U BORU

Uroš S. Stamenković

**Istraživanje efekta ojačavanja
starenjem tokom termomehaničke obrade
aluminijumskih legura**

doktorska disertacija

Bor, 2019.

UNIVERSITY OF BELGRADE
TECHNICAL FACULTY BOR

Uros S. Stamenkovic

**Study of age hardening effect during the
thermomechanical treatment of aluminium
alloys**

Doctoral Dissertation

Bor, 2019

Komisija za ocenu i odbranu doktorske disertacije

Mentor: **dr Svetlana Ivanov, redovni profesor**
Univerzitet u Beogradu, Tehnički fakultet u Boru

Članovi komisije: **dr Ivana Marković, vanredni profesor**
Univerzitet u Beogradu, Tehnički fakultet u Boru

dr Vladan Ćosović, naučni savetnik
Univerzitet u Beogradu, Institut za hemiju, tehnologiju i metalurgiju Beograd

Datum odbrane:

Zahvalnost

Puno zahvalnosti prof. dr Svetlani Ivanov pod čijim mentorstvom je ova doktorska disertacija izrađena. Svojoj mentorki posebnu zahvalnost izražavam zbog nesebičnog pristupa pri planiranju i izvođenju svih eksperimenata u doktorskoj disertaciji.

Zahvaljujem se prof. dr Ivani Marković na veoma korisnim i svrsihodnim savetima tokom izvođenja eksperimenata i posebna zahvalnost na pruženoj pomoći pri SEM-EDS analizi i interpretaciji rezultata.

Zahvaljujem članu komisije dr Vladanu Čosoviću koji je sugestijama i primedbama pomogao u definisanju strukture i forme ove doktorske disertacije.

Prof. dr Boštjan Markoliju sa Prirodno-tehničkog fakulteta Univerziteta u Ljubljani (Slovenija) dugujem zahvalnost na izvršenoj TEM analizi i naknadnom stručnom objašnjenju dobijenih rezultata, kao i kolegama, docentima Milanu Gorgievskom i Aleksandri Mitovski na pomoći pri DSC/DTA analizi.

Veliku zahvalnost dugujem kolegici, laborantu Tamari Perišić koja je nesebično zajedno samnom uradila pripremu svih uzoraka koji su urađeni u ovoj doktorskoj disertaciji.

Zahvaljujem se poštovanim profesorima sa Katedre za prerađivačku metalurgiju: prof. dr Ljubici Ivanić, prof. dr Desimiru Markoviću i prof. dr Srbi Mladenoviću na savetima, razumevanju i podršci. Pokojnom laborantu Vinku Bogdanoviću dugujem zahvalnost oko mašinske pripreme uzoraka kao i profesorima, saradnicima i ostalim kolegama sa Tehničkog fakulteta u Boru koji su mi na bilo koji način pomogli.

Zahvaljujem se porodici, mom bratu Mimiju i teta Veri na moralnoj podršci i razumevanju.

Na kraju, zahvalnost dugujem mojim roditeljima Snežani i Slobodanu, koji na žalost nisu doživeli da prisustvuju završetku i odbrani doktorske disertacije.

Istraživanje efekta ojačavanja starenjem tokom termomehaničke obrade aluminijumskih legura

Izvod

Ova doktorska disertacija obuhvatila je istraživanja na aluminijumskim legurama iz serije 6000 (Al-Mg-Si legure, komercijalne aluminijumske legure EN AW-6060 i EN AW-6082). Na pomenutim legurama sprovedena je različita termomehanička obrada, nakon čega je ispitivan uticaj režima prerade na mehanička, fizička, toplotna i strukturna svojstva. Ispitivanja su rađena u cilju karakterizacije ispitivanih legura i sagledavanja uticaja prisutnih legirajućih elemenata (hemijskog sastava) na njihove strukturne, mehaničke, fizičke i toplotne karakteristike čime je dat i određeni naučni i stručni doprinos boljem poznavanju ispitivanih Al-Mg-Si legura nakon starenja (prirodnog i veštačkog), kao i nakon termomehaničke obrade koja je sprovedena u cilju proučavanja njenog uticaja na efekat ojačavanja starenjem. Ciljevi istraživanja usmerili su ovu disertaciju tako da doprinese boljem poznavanju uticaja režima primenjene termomehaničke obrade na strukturu i osobine ispitivanih Al-Mg-Si legura, što će uz nesumnjiv teorijski doprinos omogućiti i proširenje njihove primene u najsavremenijim industrijama, gde je trenutno velika potražnja za materijalima sa aluminijumskom osnovom sa poboljšanim osobinama.

Doktorska disertacija je podeljena u osam poglavlja. U uvodnom delu dat je kratak osvrt na veliku potražnju u industriji u poslednjim decenijama za materijalima koji po određenim osobinama mogu zameniti materijale iz oblasti crne metalurgije, s obzirom na to da njihova proizvodnja iziskuje veliku potrošnju energije i dovodi do zagađivanja životne sredine, kao i na ulogu aluminijuma i njegovih legura u ovom domenu.

Osnovne napomene o aluminijumu i legurama na njegovoj osnovi, uz kratak osvrt na primenljivost ovih legura u industriji, kao i kratak opis uticaja postupaka prerada na strukturu i karakteristike aluminijuma i njegovih legura prikazan je u drugom poglavlju.

U trećem poglavlju opisane su osnovne teorijske postavke i uslovi za pojavu precipitacionog ili taložnog ojačavanja (ojačavanja starenjem), kao jedne od najčešće korišćenih metoda za poboljšanje osobina kod aluminijumskih legura, pa i kod Al-Mg-Si legura.

U četvrtom poglavlju predstavljeni su postojeći publikovani rezultati o karakterizaciji legura sistema Al-Mg-Si.

Ciljevi istraživanja prikazani su u petom poglavlju.

U šestom poglavlju opisan je način izvođenja eksperimenata i dat je uvid u metode kojima je moguće izvršiti potrebna merenja i karakterizaciju dobijenih uzoraka. Za karakterizaciju legura korišćeno je više savremenih, standardizovanih metoda i tehnika.

Eksperimentalni rezultati svih izvršenih ispitivanja sistematizovani su i izneti u sedmom poglavlju ovog rada uz odgovarajuću analizu i diskusiju rezultata. Legure EN AW-6060 i EN AW-6082 dobijene su od strane „Al-Cu metali“ firme iz Niša u obliku flahova i izrađene su po standardima koji diktiraju parametre izrade. Kompletan materijal je podvrgnut žarenju radi uklanjanja fabričke strukture i dobijanja najmekšeg stanja (temper O). Ovo žarenje je urađeno na temperaturi od 550°C u trajanju od 6 h. Nakon uklanjanja fabričke strukture, izdvojeni su uzorci u setove i svaki od setova je bio podvrgnut različitoj termičkoj ili termomehaničkoj obradi.

U prvom setu cilj je bio dobijanje početnih uzoraka koji su korišćeni za poređenje, stoga je grupa uzoraka podvrgnuta rastvornom žarenju u trajanju od 1 h na temperaturi od 550°C i kaljenju u vodi sa ledom radi dobijanja presičenog čvrstog rastvora (temper W).

Zatim je pristupljeno ispitivanju parametara koji definišu precipitaciono ojačavanje (starenje). U ovom setu ispitivan je uticaj temperature rastvornog žarenja, pa su stoga uzorci podvrgavani različitim temperaturama rastvornog žarenja (510°C, 530°C, 550°C, 570°C, 590°C), nakon čega su uzorci ispitivani odmah nakon kaljenja, nepotpunog starenja i potpunog starenja.

Rezultati iz ovog seta poslužili su za definisanje optimalne temperature rastvornog žarenja koja bi se koristila u ostalim eksperimentima.

Nakon toga akcenat je stavljen na ispitivanje parametara veštačkog starenja. Ispitivan je uticaj izotermalnog i izohronog starenja na osobine ispitivanih legura (temper T6). Uzorci su najpre rastvorno žareni na temperaturi od 550°C, pa kaljeni u vodi sa ledom i nakon toga su veštački stareni. Izotermalno starenje je definisano sa dve različite temperature 180°C i 200°C i vršeno je u trajanju od 1 h do 8 h, nakon čega su uzorci bili podvrgnuti karakterizaciji. Pri izohronom starenju korišćena su dva vremena, 30 minuta i 60 minuta, sa opsegom temperatura od 160°C-330°C.

Nakon toga ispitivan je uticaj prirodnog starenja na osobine legura, kao i uticaj prirodnog starenja na veštačko starenje (temper T4 i uticaj tempera T4 na temper T6). Uzorci su najpre rastvorno žareni na temperaturi od 550°C, pa kaljeni u vodi sa ledom i nakon toga su prirodno stareni na sobnoj temperaturi različito vreme: 3, 10, 25, 40, 55 i 70 dana. Posle tako definisanih vremena prirodnog starenja, uzorci su podvrgnuti veštačkom starenju na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082.

Uticaj termomehaničke obrade na ispitivane legure pratio je uticaj stepena unete deformacije na precipitaciono ojačavanje. Naime, svi uzorci su rastvorno žareni na temperaturi od 550°C nakon čega su kaljeni u vodi sa ledom. Jedna grupa kaljenih uzoraka je hladno valjana različitim stepenima deformacije od 20 %, 30 %, 40 % i 50 %, a zatim su veštački stareni prema parametrima određenim za izotermalno starenje, gde su dobijene maksimalne vrednosti tvrdoće, a to je starenje na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082. Druga grupa uzoraka je odmah posle kaljenja veštački starena, pa je nakon starenja podvrgnuta hladnom valjanju stepenima deformacije od 20 %, 30 %, 40 % i 50 %.

Nakon sprovedenih postupaka termomehaničke obrade vršena su ispitivanja mehaničkih, fizičkih, toplotnih i strukturnih osobina legura. Ispitivanja mehaničkih osobina obuhvatila su merenja tvrdoće i mikrotvrdoće po Vickers-u. Promene fizičkih osobina praćene su merenjem električne provodnosti. Toplotne osobine ispitivane su uz pomoć merenja toplotne difuzivnosti, toplotne provodnosti i specifične toplote, kao i uz pomoć DSC/DTA analize, dok je mikrostrukturalna analiza urađena primenom optičke mikroskopije (LOM), skenirajuće elektronske mikroskopije sa energetske-disperzivnom spektroskopijom (SEM-EDS) i transmisione elektronske mikroskopije (TEM).

Dobijeni rezultati pokazuju da je nakon izvršenog žarenja dominirala ravnotežna β faza. Dobijene su najniže vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće, i visoke vrednosti električne provodnosti i toplotne difuzivnosti, dok je mikrostrukturalna analiza pokazala visoku homogenost strukture kod svih uzoraka.

Ispitivanje presićenog čvrstog rastvora pokazalo je da su vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće porasle, a vrednosti električne provodnosti opale, dok je toplotna difuzivnost gotovo ostala indentična u poređenju sa žarenim uzorcima. Na ispitivanim legurama urađena je DSC/DTA analiza koja je pokazala opšte prihvaćeni precipitacioni niz sa pikovima u karakterističnim temperaturnim opsezima. Temperaturni opsezi na DSC/DTA krivama u kojima se javila precipitacija poslužili su za definisanje ostalih eksperimenata, posebno onih koji su uključivali veštačko starenje. Nakon DSC/DTA analize sproveden je postupak merenja toplotnih osobina u temperaturnim opsezima koji odgovaraju temperaturnim pikovima sa DSC/DTA krivih. Toplotna difuzivnost i toplotna provodnost ispitivanih legura dostižu najviše vrednosti u oblastima temperatura gde su se pojavili pikovi pri DSC/DTA analizi.

Temperatura rastvornog žarenja ja imala uticaja na osobine ispitivanih legura. Ovaj uticaj je posebno evidentan kod više legirane legure i pri potpunom starenju. Ova grupa eksperimenata definisala je temperaturu rastvornog žarenja koja je korišćena u svim ostalim eksperimentima.

Izotermalno kao i izohrono starenje je imalo veliki uticaj na osobine ispitivanih legura. Mehaničke osobine starenih uzoraka obe legure postepeno rastu u odnosu na kaljeno stanje, dostižući maksimalne vrednosti usled precipitacionog ojačavanja i pojave metastabilne β'' faze i nakon toga opadajući usled prestarevanja legura. Električna provodnost, toplotna provodnost i toplotna difuzivnost postepeno rastu sa porastom intenziteta precipitacije. Mikrostrukturalna

ispitivanja potvrđuju rezultate dobijene merenjem mehaničkih, fizičkih i toplotnih osobina.

Prirodno starenje je pokazalo veliki uticaj na osobine ispitivanih legura, kao i na proces naknadnog veštačkog starenja. Mehaničke osobine su postepeno rasle zbog ojačavanja starenjem, dok je porast vrednosti fizičkih osobina zavisio od tipa legure. Uticaj prirodnog starenja na veštačko je takođe zavisio od tipa legure i bio je ili pozitivan ili negativan u zavisnosti od količine legirajućih elemenata u leguri.

Termomehanička obrada imala je velikog uticaja na osobine ispitivanih legura. Kod obe legure mehaničke osobine su poboljšane sa porastom stepena unete deformacije, bez obzira na to da li je deformacija uneta pre ili posle veštačkog starenja. Električna provodnost kod obe legure opada sa porastom stepena unete deformacije i niža je od one dobijene samo za veštački staren uzorak, a viša od onih dobijenih za kaljeno stanje. Uneta deformacija imala je veliki uticaj na raspadanje presičenog čvrstog rastvora, na homogenizaciju strukture i raspored legirajućih elemenata u strukturi, što je pokazano uz pomoć SEM-EDS analize i mape distribucije elemenata.

Na kraju u osmom poglavlju, na osnovu razmatranja i analize svih dobijenih rezultata uobličeni su zaključci o uticaju primenjene termomehaničke obrade na poboljšanje osobina ispitivanih komercijalnih aluminijumskih legura EN AW-6060 i EN AW-6082. Naglašena je međusobna zavisnost mikrostrukture i ispitivanih osobina legura od primenjenog termomehaničkog režima prerade. Izvedeni zaključci sadrže koncizno izražene rezultate istraživanja koji odgovaraju postavljenim ciljevima istraživanja.

Svi dobijeni rezultati su potvrđeni i literaturnim podacima, a u velikoj meri su dali i nova saznanja o uticaju primenjene termomehaničke obrade na poboljšanje osobina EN AW-6060 i EN AW-6082 legura počevši od: primene kratkotrajnog visokotemperaturnog starenja u industrijskim uslovima za izradu aluminijumskih legura u obliku tempera T6 pri kojima su dobijene visoke vrednosti mehaničkih, fizičkih i toplotnih osobina; uticaja prirodnog starenja koje gotovo ne može biti izbegnuto čak ni u najsavremenijim uslovima pri izradi aluminijumskih legura; primene deformacije pre i posle veštačkog starenja, što omogućava dobijanje veoma visokih vrednosti mehaničkih osobina i dobro homogenizovanu mikrostrukturu kod ispitivanih legura iz ove serije; mogućnosti primene dobijenih rezultata u najsavremenijim industrijama gde je trenutno velika potražnja za materijalima sa poboljšanim toplotnim osobinama.

Ključne reči: *aluminijumske legure, EN AW-6060, EN AW-6082, precipitaciono (taložno) ojačavanje - ojačavanje starenjem, termomehanička obrada, mehaničke osobine, fizičke osobine, toplotne osobine, strukturne osobine;*

Naučna oblast: *Metalurško inženjerstvo*

Uža naučna oblast: *Prerađivačka metalurgija i metalni materijali*

UDK broj: *669.715'721'782-157.8(043.3); 669.715'721'782-157.84(043.3); 669.715'721'782-177(043.3)*

Study of age hardening effect during thermo-mechanical treatment on aluminium alloys

Abstract

This doctoral dissertation included the investigation of aluminium alloys from 6000 series (Al-Mg-Si alloys, commercial aluminium alloys EN AW-6060 and EN AW-6082). Various thermomechanical treatments (TMT) were applied to these alloys, after which the influence of these regimes on the mechanical, physical, thermal and structural properties was examined. The investigations were performed in order to characterize the alloys and to investigate the influence of alloying elements (chemical composition) on structural, mechanical, physical and thermal properties. These investigations also gave a certain scientific and professional contribution to better understand the investigated Al-Mg-Si alloys after ageing (natural or artificial), as well as after the thermomechanical treatment that was applied in order to study its effect on the precipitation hardening process. The research aim in this doctoral dissertation was to contribute to a better understanding of the influence of applied thermomechanical treatment on the structure and properties of the investigated Al-Mg-Si alloys. This will undoubtedly give the theoretical contribution and the expansion of the use of these alloys in modern industry, where currently there is a high demand for aluminium-based materials with improved properties.

The doctoral dissertation is divided into eight chapters. The introductory section gives a brief overview of the great demand in the industry for materials that can replace materials in the field of ferrous metallurgy, since the production of ferrous metals requires high energy consumption and leads to environmental pollution, as well as to the role of aluminium and its alloys in this domain.

Basic notes on aluminium and its alloys, with a brief overview of the applicability of these alloys to the industry, as well as a brief description of the impact of processing operations on the structure and characteristics of aluminium and its alloys, are presented in Chapter Two.

The third chapter describes the basic theoretical assumptions and conditions for the appearance of precipitation hardening or ageing as one of the most commonly used methods for improving the properties of aluminium alloys including the Al-Mg-Si alloys.

Chapter 4 presents the published results on the characterization of Al-Mg-Si alloys.

The research goals are presented in Chapter Five.

The sixth chapter describes the method of performing the experiments and gives an insight into the methods that can be used to perform the necessary measurements and characterization of the obtained samples. Several modern, standardized methods and techniques have been used to characterize the alloys.

The experimental results of all the tests performed are systematized and presented in the seventh chapter of this paper with appropriate analysis and discussion of the results. The alloys EN AW-6060 and EN AW-6082 were produced and delivered by the company "Al-Cu metal" in the form of rectangular bars. All necessary standards that dictate the manufacturing parameters were followed during the production. The received material was subjected to annealing to remove the fabricated state and to obtain the lowest strength and highest ductility (temper O). This annealing was done at a temperature of 550°C for a period of six hours. After obtaining adequate temper, the bars were cut to the appropriate dimensions and the samples of both alloys in this state were separated to be subjected to different HT or TMT.

Firstly, the goal was to obtain the initial samples which would later be used for comparison in every other experiment. The samples of both alloys were subjected to solution heat treatment at 550°C and then quenched in ice water in order to obtain a super saturated solid solution (α_{SSS}) (temper W).

After that, investigation of the parameters that define the ageing treatment was started. In this set of samples, the influence of the solutionizing temperature was examined, and in this set

samples were subjected to different solutionizing temperatures (510°C, 530°C, 550°C, 570°C, 590°C), where the samples were examined immediately after quenching, after partial ageing and after complete ageing. Results of these experiments were later used as a guide in defining the optimal solution heat treatment temperature.

Focus was then put on the investigation of the parameters of artificial ageing. The influence of isothermal and isochronal ageing on the properties of the investigated alloys (temper T6) was examined. The samples were solution heat treated at 550°C for 1 hour, quenched in ice water and then artificially aged. Isothermal ageing was defined at two different temperatures, 180°C and 200°C and was carried out for 1 to 8 hours after which the samples were subjected to characterization. In isochronal ageing, two 30-minute and 60-minute intervals were used with a wide range of temperatures from 160°C to 330°C.

The effect of natural ageing (NA) on various properties of the investigated alloys, as well as the effect of natural ageing on artificial ageing (AA) (temper T4; and the influence of temper T4 on the temper T6) was then investigated. The samples were solution heat treated at 550°C for 1 hour, quenched in an ice water and then naturally aged for 3, 10, 25, 40, 55 and 70 days. After natural ageing, samples were subjected to artificial ageing at 180°C for 5 h (EN AW-6060) and at 180°C for 6 h (EN AW-6082).

Lastly, in the fourth set of experiments, the influence of TMT on the properties of the investigated alloys was studied. The influence of deformation on precipitation hardening was studied by introducing a different degree of deformation. The samples were solution heat treated at 550°C for 1 hour, quenched in ice water. One group of samples was cold rolled with different deformation degrees (20 %, 30 %, 40 %, 50 %) and then artificially aged according to the parameters obtained after the isothermal ageing for maximal hardness. The second group was aged according to the parameters obtained after the isothermal ageing for maximal hardness and then cold rolled with different degrees of deformation (20 %, 30 %, 40 %, 50 %).

Following the HT or TMT procedures described in this way, measurements of mechanical, physical, thermal and structural properties were made, as appropriate. Mechanical properties were conducted by measuring hardness and microhardness by Vickers method. Changes in physical properties were monitored by measuring electrical conductivity. Thermal properties were investigated by obtaining the values for thermal diffusivity, conductivity and specific heat. Microstructural changes were detected by optical microscopy (LOM) and scanning electron microscopy coupled with energy-dispersive spectroscopy (SEM-EDS).

After annealing, equilibrium β phase dominated the structure. The lowest values of hardness and microhardness were obtained while electrical conductivity and thermal diffusivity values were high. Microscopic investigation confirmed this information and showed high level of homogeneity for all samples.

The investigation of quenched state showed that the values of hardness and microhardness increased, electrical conductivity decreased and thermal diffusivity stayed the same in comparison to the heterogeneous annealed samples. DSC/DTA analysis was performed on quenched samples, showing the precipitation sequence and temperature ranges for the formation of characteristic phases that are generally accepted in scientific literature. The DSC/DTA analysis was used for definition of other experiments, especially the ones involving the artificial ageing. Immediately after the DSC/DTA analysis, investigation of the thermal properties in the temperature ranges corresponding to the temperature peaks from the DSC/DTA analysis was performed. Thermal diffusivity and thermal conductivity have the highest values in the temperature ranges where peaks occurred during DSC/DTA analysis.

The temperature of the solution heat treatment influenced the properties of investigated alloys. This influence is particularly evident in the alloy with the higher amount of alloying elements and after complete ageing. This group of experiments defined the solution heat treatment temperature that was used in all other experiments.

Isothermal as well as isochronal ageing had a great influence on the properties of the investigated alloys. The mechanical properties of the aged samples of both alloys gradually increase

with ageing relative to the quenched state, reaching a maximum due to the precipitation hardening and the presence of the metastable β'' phase. Subsequently, values decline due to the overageing of the alloys. Electrical conductivity, thermal conductivity and thermal diffusivity gradually increase with increasing precipitation and relaxation of the matrix. Microstructural investigation confirms the results obtained by measuring mechanical, physical and thermal properties.

Natural ageing has shown a great influence on the properties of the investigated alloys, as well as on the subsequent artificial ageing. The mechanical properties gradually increased, while the increase in physical properties depended on the type of alloy. The effect of natural ageing on artificial was also dependent on the alloy and was either positive or negative depending on the amount of alloying elements.

TMT had a great influence on the properties of investigated alloys. In both alloys, mechanical properties increased with the degree of deformation, regardless of whether it was introduced before or after artificial ageing. The electrical conductivity in both alloys decreases with increasing amount of deformation and is lower than that obtained only for the artificially aged specimen and higher than those obtained for the quenched state. The applied deformation had a great influence on the decomposition of the supersaturated solid solution, on the homogenization of the structure and the arrangement of the alloying elements in the structure, which was demonstrated by means of SEM-EDS analysis and its mapping feature.

Finally, in Chapter 8, based on the consideration and analysis of all the obtained results, conclusions were drawn on the effect of applied thermomechanical treatment on the improvement of the properties of the tested commercial aluminium alloys EN AW-6060 and EN AW-6082. The dependence of the microstructure and the investigated properties of the alloys on the applied thermomechanical processing regime is emphasized. The drawn conclusions contain concisely expressed results of the research that meet the set goals of the research.

All obtained results additionally confirmed the literature data, and to a large extent gave new insights about the influence of HT or TMT on different properties EN AW-6060 and EN AW-6082 alloys. Starting with the application of short-term high-temperature ageing in industry conditions for the production of aluminium alloys in T6 temper. This ageing treatment gave high values of mechanical, physical and thermal properties. Natural ageing effects that are almost impossible to avoid even in the most advanced aluminium alloy plants. Application of deformation before and after artificial ageing, which gave high values of mechanical properties and excellent homogenized microstructure for alloys in this series. Ability to apply the information obtained from the experiments in the most advanced industries where there is currently a high demand for materials with improved thermal properties.

Keywords: *aluminium alloys, EN AW-6060, EN AW-6082, precipitation (ageing) hardening, thermomechanical treatment, mechanical properties, physical properties, thermal properties, structural properties;*

Scientific field: *Metallurgical Engineering*

Scientific subfield: *Physical metallurgy and metallic materials*

UDC number: *669.715'721'782-157.8(043.3); 669.715'721'782-157.84(043.3); 669.715'721'782-177(043.3)*

Sadržaj

1.	UVOD	1
2.	ALUMINIJUM I ALUMINIJUMSKE LEGURE	3
2.1	Aluminijumske legure iz serije 6000 (Al-Mg-Si legure).....	4
3.	PRECIPITACIONO OJAČAVANJE (STARENJE) ALUMINIJUMSKIH LEGURA	6
3.1	Precipitaciono ojačavanje	6
3.1.1	<i>Uslovi za pojavu ojačavanja starenjem</i>	6
3.1.2	<i>Termička obrada legura za starenje</i>	7
3.2	Kvazibinarni dijagram stanja Al-Mg ₂ Si	8
3.3	Starenje Al-Mg-Si legura i analiza precipitacionog niza.....	9
3.3.1	<i>Mg:Si klasteri</i>	9
3.3.2	<i>GP zone</i>	10
3.3.3	<i>β^o faza</i>	10
3.3.4	<i>β' faza</i>	10
3.3.5	<i>β faza</i>	11
3.4	Termomehanička obrada legura iz serije 6000.....	11
4.	PREGLED ISTRAŽIVANJA	13
5.	CILJEVI ISTRAŽIVANJA	20
6.	EKSPERIMENTALNI DEO	21
6.1	Dobijanje polaznih legura EN AW-6060 i EN AW-6082	21
6.2	Žarenje za uklanjanje fabričke strukture.....	22
6.3	Termomehanička obrada polaznih uzoraka	23
6.4	Karakterizacija uzoraka u toku termomehaničke obrade.....	24
6.4.1	<i>Ispitivanje mehaničkih osobina</i>	25
6.4.2	<i>Ispitivanje fizičkih osobina</i>	25
6.4.3	<i>Ispitivanje toplotnih osobina</i>	25
6.4.4	<i>Ispitivanje mikrostrukture legura korišćenjem optičke i elektronske (SEM i TEM) mikroskopije</i>	26
7.	REZULTATI I DISKUSIJA.....	28
7.1	Ispitivanje osobina legura nakon žarenja radi uklanjanja fabričke strukture (temper O).....	28
7.2	Ispitivanje osobina legura u stanju presičenog čvrstog rastvora nakon rastvornog žarenja na 550°C i brzog hlađenja	32
7.3	Ispitivanje uticaja temperature rastvornog žarenja na osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legura	36
7.4	Ispitivanje uticaja različitih parametara izohronog i izotermalnog veštačkog starenja na osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legura	40
7.4.1	<i>Ispitivanje uticaja različitih parametara izotermalnog veštačkog starenja na osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legura</i>	41

7.4.2. Ispitivanje uticaja različitih parametara izohronog veštačkog starenja na osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legure	55
7.5 Ispitivanje uticaja vremena prirodnog starenja na poboljšanje osobina, kao i uticaja vremena prirodnog starenja na intenzitet naknadnog veštačkog starenja EN AW-6060 i EN AW-6082 legure.....	70
7.5.1 Ispitivanje uticaja vremena prirodnog starenja na poboljšanje osobina EN AW-6060 i EN AW-6082 legura.....	70
7.5.2 Analiza uticaja vremena prirodnog starenja na intenzitet naknadnog veštačkog starenja kod EN AW-6060 i EN AW-6082 legura.....	72
7.6 Ispitivanje uticaja različitih režima termomehantičke obrade na osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legura.....	76
8. ZAKLJUČAK.....	94
9. LITERATURA	100
10. BIOGRAFIJA	106
11. OBJAVLJENI RADOVI PROISTEKLI IZ DOKTORSKE DISERTACIJE	107

1. UVOD

Sve brži razvoj industrije iziskuje poboljšanje osobina postojećih materijala ili dobijanje novih, naprednih materijala. S obzirom na to da je poslednjih godina donet veliki broj zakona i regulativa o zaštiti životne sredine, standardi koji propisuju korišćenje pojedinih materijala u industriji postali su rigorozniji i mnogo zahtevniji. Velika je potražnja za materijalima koji po određenim osobinama mogu zameniti materijale iz oblasti crne metalurgije, jer njihova proizvodnja iziskuje veliku potrošnju energije i dovodi do zagađivanja životne sredine.

Jedan od materijala koji se može uvrstiti u ovu kategoriju su materijali od aluminijuma i njegovih legura. Istraživanja u oblasti mehaničkih, fizičkih i strukturnih osobina aluminijumskih legura nisu u padu, iako su aktuelna poslenjih stotinak godina. Šira upotreba aluminijuma i njegovih legura poslednjih decenija ogleda se u sledećem. Naime, aluminijum je veoma rasprostranjen u Zemljinoj kori i uz pomoć prerade rude boksita novijim tehnologijama relativno ga je lako dobiti. Velika prednost je to što aluminijum ima relativno nisku temperaturu topljenja (660°C) i kristališe u obliku površinski-centrirane kubne (FCC) rešetke, što omogućava visoke stepene deformacije pri preradi zbog njegove visoke gustine pakovanja. Aluminijum se može legirati velikim brojem elemenata. U zavisnosti od količine i načina legiranja osobine aluminijuma i njegovih legura se mogu menjati. Jedna od najbitnijih odlika aluminijumskih legura je mogućnost dobijanja odličnog odnosa mehaničkih i fizičkih osobina, koje su često obrnuto proporcionalne. Ova odlika karakteriše i legure sistema Al-Mg-Si, čija primena zbog mogućnosti postizanja raznovrsnih svojstava konstantno raste u gotovo svim sferama industrije [1-7]. Legure aluminijuma ovoga sistema imaju i veoma visoku toplotnu i električnu provodnost. Ove osobine otvorile su mogućnost primene Al-Mg-Si legura u energetici i mikroelektronici. Poslednjih tridesetak godina velika pažnja je posvećena istraživanjima mogućnosti zamene kablova na dalekovodima upravo aluminijumskim legurama [8]. Koliko je posvećeno pažnje ovoj tematici govori i činjenica da postoje i standardi koji su posvećeni izradi žica i kablova od Al-Mg-Si legure [9]. Novija istraživanja ovih legura bave se prevazilaženjem problema dobijanja visokih vrednosti električne provodnosti i mehaničkih osobina, zato što porast vrednosti mehaničkih osobina prouzrokuje pad električne provodnosti i obratno [10-15]. U mikroelektronici pažnja je posvećena istraživanju toplotnih osobina kod ovih legura. Al-Mg-Si legure od skora se koriste za izradu komponenata za radijatore i toplotne provodnike u uređajima novije generacije. Potražnja je sve veća za uređajima koji su lako prenosivi, što iziskuje smanjanje mase komponenata, a da pri tome ne dođe do smanjivanja vrednosti pojedinih osobina. U ovom domenu aluminijumske legure su izvršile dominaciju na tržištu. Takođe, zbog visokih vrednosti toplotnih osobina, koje je moguće dobiti kod ovih legura, njihova primena je sve više zastupljena i u automobilskoj industriji kod kontrole protoka toplote pri sagorevanju u motorima [4, 16-19].

Legure aluminijuma koje za svoja dva primarna legirajuća elementa imaju magnezijum i silicijum posebno su bile tema istraživanja velikog broja naučnika. Osobine Al-Mg-Si legura, kao i procesi koji se odvijaju prilikom dobijanja i očvršćavanja ovih legura zaintrigirali su naučnu zajednicu poslednjih pedesetak godina. Ove legure podložne su taložnom ojačavanju zbog pojave taloga Mg:Si različitog stehiometrijskog sastava. Pored ovoga, ove legure takođe spadaju pod one koje je moguće obrađivati plastičnom preradom, koja dodatno utiče na finalnu strukturu i osobine dobijenog proizvoda. Sam proces taložnog ojačavanja je veoma kompleksan i vođen je velikim brojem parametara. Svi ti parametri dodatno utiču na finalnu strukturu i osobine prilikom izrade proizvoda, koja još postaje kompleksnija nakon primene termomehaničke obrade. Ova kompleksnost strukture ovih legura sa jedne strane se može smatrati pozitivnom, zato što parametri taložnog ojačavanja mogu dovesti do šireg dijapazona različitih struktura i substrukture koje pritom

menjaju i osobine legura, dok sa druge strane otežava ispitivanja promene osobina kao što su tvrdoća, mikrotvrdoća, električna provodnost i toplotne osobine.

Ispitivanje različitih parametara termomehaničke obrade i njihovog uticaja na mehaničke, fizičke, toplotne i strukturne osobine legura i dalje su tema proučavanja velikog broja naučnih radova, a takođe su tema i ove doktorske disertacije. U nastavku data je jasna teorijska podloga procesa koji se odvijaju prilikom termičke ili termomehaničke obrade Al-Mg-Si legura, kao i kako promena parametara termomehaničke obrade utiče na krajnju strukturu i osobine dobijenog proizvoda. U ovoj doktorskoj disertaciji korišćen je termin toplotne osobine, dok se u stručnoj literaturi takođe koriste termini termičke osobine ili termička svojstva.

2. ALUMINIJUM I ALUMINIJUMSKE LEGURE

Aluminijum se kao metal karakteriše relativno niskom gustinom ($2,7 \text{ g/cm}^3$), visokim vrednostima električne i toplotne provodnosti, odličnom otpornošću na koroziju [20]. Pored ovoga, aluminijum ne pokazuje sklonost ka hladnoj krtosti na niskim temperaturama (delimično zbog FCC kristalne rešetke po kojoj kristališe i zbog duktilnosti koju poseduje). Zbog svoje netoksičnosti i sposobnosti za reciklažu spada u najpoželjnije materijale u industriji. Negativne osobine aluminijuma uključuju: veoma nisku dinamičku izdržljivost usled pojave zamora pri naprezanjima nižim od napona tečenja, nisku temperaturu topljenja koja limitira eksploataciju aluminijumskih delova na povišenim temperaturama, malu otpornost na habanje usled niskih vrednosti tvrdoće [21, 22].

Kako bi se poboljšale ili uklonile negativne osobine čistog aluminijuma, najčešće se pribegava njegovom legiranju drugim elementima. Oko 15 legirajućih elemenata se koriste pri izradi aluminijumskih legura, i oni se dodaju do oko 10 mas.%. Bez obzira na relativno malu količinu legirajućih elemenata, osobine aluminijumskih legura se drastično menjaju [23].

Aluminijumske legure se mogu podeliti u dve veće grupe: legure koje se mogu plastično deformisati (legure za gnječenje) i legure koje se mogu liti (legure za livenje); i u dve podgrupe: legure koje su podložne termičkoj obradi i one koje nisu [24]. Označavanje aluminijumskih legura prema glavnom legirajućem elementu, kao i da li su te legure podložne termičkoj obradi ili ne, dato je u tabeli 2.1 [21-23, 25-29].

Aluminijumske legure se mogu dodatno ojačati na tri načina: termičkom obradom, hladnom plastičnom deformacijom i kombinacijom ova dva postupka – termomehaničkom obradom. Način promene stanja legure se u praksi drugačije naziva i temperovanje, pa svaka promena stanja legure bilo termička ili mehanička sa sobom nosi određenu temper oznaku. Detaljnije o oznakama svih tempera može se naći u tabelama 2.2 i 2.3.

Tabela 2.1 Označavanje aluminijumskih legura prema glavnom legirajućem elementu [27]

<i>Oznaka</i>	<i>Legirajući elementi</i>	<i>Mogućnost termičke obrade</i>
1xxx	(> 99 % aluminijum)	Ne
2xxx	Bakar	Da
3xxx	Mangan	Ne
4xxx	Silicijum ili silicijum + magnezijum	Ne
5xxx	Magnezijum	Ne
6xxx	Magnezijum i silicijum	Da
7xxx	Magnezijum i cink	Da
8xxx	Litijum, kalaj, cirkonijum, bor	Da

Tabela 2.2 Označavanje osnovnih temper oznaka [21, 27]

<i>Simbol</i>	<i>Značenje</i>
F	Fabričko stanje - proizvodi na kojima nije obavljena nikakva termička ili mehanička obrada
O	Žareno stanje - proizvodi koji su zagrejani na određenoj temperaturi tako da imaju najmanju čvrstoću, a najvišu plastičnost i dimenzionu tačnost
H	Ojačano stanje - proizvodi koji su ojačani hladnom plastičnom deformacijom
W	Stanje presićenog čvrstog rastvora - proizvodi koji su rastvorno žareni i kaljeni radi pokretanja procesa prirodnog starenja
T	Termički tretirani - proizvodi koji su termički obrađeni, ponekad i hladno deformisani radi stvaranja stabilnog tempera

Tabela 2.3 Dodatne temper oznake za aluminijumske legure [21, 27]

<i>Simbol</i>	<i>Značenje</i>
H1	Ojačavanje hladnom plastičnom deformacijom
H2	Ojačavanje hladnom plastičnom deformacijom praćeno parcijalnim žarenjem
H3	Ojačavanje hladnom plastičnom deformacijom sa stabilizacionim žarenjem
H4	Ojačavanje hladnom plastičnom deformacijom, a nakon toga izvršeno je lakiranje ili farbanje
T1	Prirodno starenje nakon hlađenja sa povišene temperature usled tople plastične deformacije
T2	Hladna plastična deformacija nakon hlađenja sa povišene temperature sa naknadnim prirodnim starenjem
T3	Rastvorno žarenje, hladna plastična deformacija sa naknadnim prirodnim starenjem
T4	Rastvorno žarenje sa prirodnim starenjem
T5	Veštačko starenje nakon hlađenja sa povišene temperature usled tople plastične deformacije
T6	Rastvorno žarenje i naknadno veštačko starenje
T7	Rastvorno žarenje i naknadna stabilizacija (prestarevanje)
T8	Rastvorno žarenje, hladna plastična deformacija sa naknadnim veštačkim starenjem
T9	Rastvorno žarenje, veštačko starenje sa naknadnom hladnom plastičnom deformacijom
T10	Hladna plastična deformacija nakon hlađenja sa povišene temperature sa naknadnim veštačkim starenjem

U daljem tekstu korišćiće se oznake prikazane u datim tabelama, kako bi se lakše označila izvršena termička odnosno termomehanička obrada, koja je bila sprovedena u eksperimentalnom delu doktorata.

2.1 Aluminijumske legure iz serije 6000 (Al-Mg-Si legure)

Aluminijumske legure iz serije 6000 u sebi sadrže dva glavna legirajuća elementa - magnezijum i silicijum [30, 31]. Magnezijum i silicijum u ovim legurama grade jedinjenja sa različitim odnosom magnezijuma i silicijuma. Ta jedinjenja su osnova za taložno ojačavanje ovih legura. Pored ovih elemenata mogu se javiti i drugi elementi, kao što su: bakar, mangan, železo, hrom, titan, cink. Hemijski sastav za ove legure definisan je standardom SRPS EN 573-3:2014 [32].

Legure iz ove serije odlikuje veoma dobra čvrstoća, otpornost na koroziju i odlična sposobnost izvlačenja [1, 7]. Ove legure se najviše koriste u industriji od svih aluminijumskih legura koje su podložne termičkoj obradi. Zbog svoje velike primene, pojedine legure iz ove serije se nazivaju i “meki čelici”, jer dostižu vrednosti napona tečenja pojedinih čelika, bez obzira na znatno niže vrednosti zatezne čvrstoće. Koriste se za proizvodnju poluproizvoda ili gotovih proizvoda koji imaju najkomplicovanije tankozidne konture sa potrebom za vrhunskim površinskim sjajem [23].

Primena i upotreba aluminijumskih legura iz serije 6000 je mnogobrojna. Praktično ne postoji grana industrije u kojoj ove legure nisu pronašle primenu. Preko izrade gotovo svih vrsta građevinskih konstrukcija (mostova, krovova), do izrade najsavremenijih vozila u mašinskoj industriji (automobili, vagoni, avioni) [33-35]. U poslednje vreme upotreba aluminijumskih legura iz serije 6000 je i u elektronskoj industriji za izradu provodnika. Iako njihova toplotna provodnost nije visoka kao kod bakra, zbog niske gustine i zadovoljavajuće toplotne provodnosti ove legure su i u ovoj grani industrije pronašle primenu u obliku komponenti za računare i električnih elemenata u avionima [4, 10-14, 16, 17, 23, 26, 36, 37].

3. PRECIPITACIONO OJAČAVANJE (STARENJE) ALUMINIJUMSKIH LEGURA

Aluminijumske legure mogu ojačavati termičkom obradom, plastičnom deformacijom ili kombinacijom ova dva postupka – termomehaničkom obradom.

3.1 Precipitaciono ojačavanje

Jedna od najvažnijih i najčešće korišćenih metoda za poboljšanje mehaničkih i drugih svojstava kod aluminijumskih legura iz serije 6000 je precipitaciono ili taložno ojačavanje (ojačavanje starenjem). Taložno ojačavanje omogućava povećanje određenih svojstava (tvrdoće, mikrotvrdoće, zatezne čvrstoće) na račun taloženja dispeznih čestica sekundarne faze iz presićenog čvrstog rastvora. Ovo se može postići samo faznim transformacijama, koje su moguće izvođenjem adekvatne termičke obrade. Čestice metastabilnih faza sprečavaju kretanje dislokacija i zbog toga dolazi do ojačavanja legure. Pri radu na povišenim temperaturama može doći do rasta i kasnijeg rastvaranja precipitata koji su se istaložili, što će za posledicu imati nagli pad vrednosti mehaničkih osobina. Ovo se može smatrati slabom stranom ovog mehanizma ojačavanja [21, 22, 27, 29, 38-41].

3.1.1 Uslovi za pojavu ojačavanja starenjem

Taložno ojačavanje nije moguće ostvariti na svim legurama. Postoje određeni uslovi koji se moraju ispoštovati kako bi došlo do pojave taložnog ojačavanja. Oni se mogu objediniti na sledeći način [21, 22, 27, 29, 38-40]:

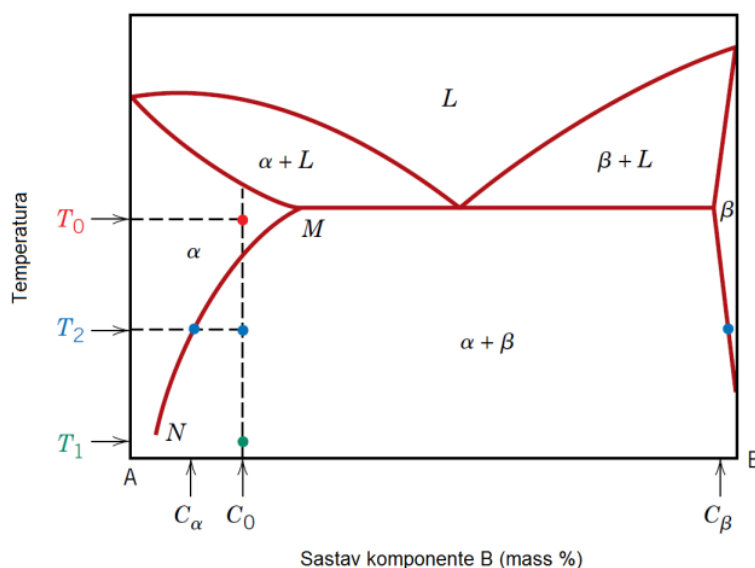
- Legura mora imati izražen pad rastvorljivosti jedne komponente u drugoj u čvrstom stanju sa sniženjem temperature. Prilikom zagrevanja legure na temperaturi iznad solvus linije mora postojati homogeno jednofazno (α) područje, a nakon hlađenja mora se ući u dvofazno ($\alpha+\beta$) područje.
- Pri idealnim uslovima, matrica bi trebala biti što duktilnija, dok precipitat treba imati visoku tvrdoću i krtost.
- Mora postojati izrazita kaljivost legure. Naime, kako bi se suzbilo formiranje ravnotežnih precipitata koji se javljaju prilikom sporog hlađenja, neophodno je brzo odvesti toplotu iz žarenog materijala i stvoriti presićeni čvrsti rastvor koji u sebi sadrži određenu količinu rastvorene β faze.
- Mora postojati mogućnost formiranja koherentnog precipitata.

Ako se materijal zagreje na previsoku temperaturu i prevaziđe definisana solidus linija doći će do ulaska u dvofazno područje što može prouzrokovati lokalno topljenje. Ako dođe do nepotpunog topljenja, kristalna rešetka će se proširiti u tim oblastima. Tokom hlađenja, na mestima gde je došlo do proširenja pojaviće se šupljine usled skupljanja, što će kao posledicu imati pad vrednosti mehaničkih osobina i termički obrađivani uzorak je nepopravljivo oštećen [38].

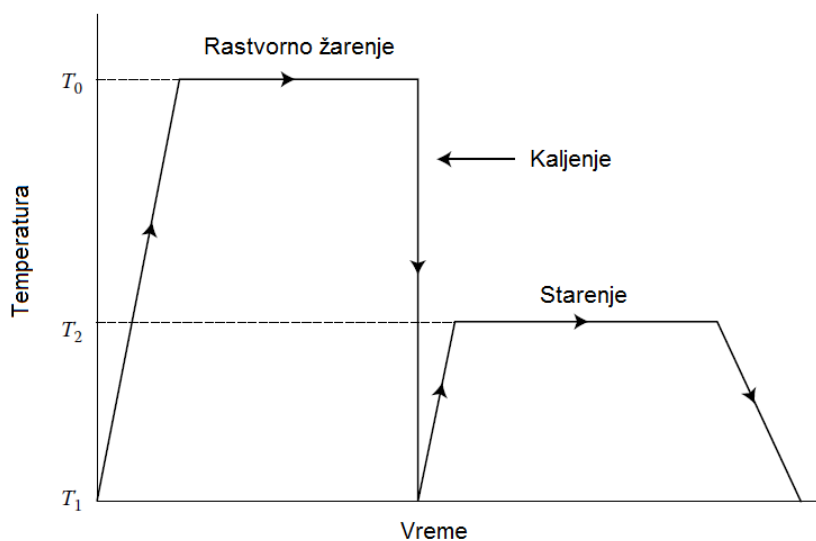
3.1.2 Termička obrada legura za starenje

Kada su ispoštovani svi uslovi za pojavu ojačavanja precipitacijom, može se pristupiti konkretizovanju postupka termičke obrade radi poboljšanja mehaničkih i drugih svojstava legura. Termička obrada legura za starenje jasno je prikazana na hipotetičkom faznom dijagramu i TT dijagramu (temperatura-vreme) na slikama 3.1 i 3.2, respektivno. Ona se odvija u 3 koraka [21, 22, 27, 29, 38-40]:

1. Rastvorno žarenje. Uključuje zagrevanje legure duboko u jednofazno α područje iznad solvus linije (tačka T_0 na slici 3.1 i 3.2). Pri ovom koraku dolazi do stvaranja homogenog α čvrstog rastvora, pri čemu je došlo do potpunog rastvaranja β faze koja je u tom momentu bila prisutna u strukturi i do eliminisanja svih hemijskih mikrosegregacija, koje su eventualno bile prisutne nakon procesa livenja. U tom momentu, legura se sastoji samo od α čvrstog rastvora sastava C_0 (slika 3.1). Kada se govori o legurama iz serije 6000, temperature rastvornog žarenja se prema naučnoj literaturi kreću u rasponu od 510°C - 590°C .
2. Kaljenje. U ovom koraku legura koja se na povišenoj temperaturi nalazi u jednofaznom α području biva ekstremno brzo hladena do sobne (tačka T_1 na slici 3.1 i 3.2) ili ispod sobne temperature, kako bi se sprečilo bilo kakvo formiranje β faze. Zbog sprečavanja difuzije atomi komponente B nemaju vremena da dođu do potencijalnih mesta za nukleaciju. Ovakvo stanje legure je neravnotežno (metastabilno), pri čemu su atomi komponente B zarobljeni u α čvrstom rastvoru. Kod aluminijumskih legura iz serije 6000 kao sredstvo za kaljenje koristi se najčešće struja vazduha ili voda, a ponekad radi sigurnosti i voda sa ledom. Ovo stanje se u industrijskim uslovima obeležava kao temper W (tabela 2.2). Ako se želi da zadrži stanje presićenog čvrstog rastvora, neophodno je leguru držati na temperaturama ispod 0°C , kako ne bi došlo do prirodnog starenja legure.
3. Starenje. Pri ovom procesu dolazi do ponovnog zagrevanja legure ali na znatno nižim temperaturama nego prilikom rastvornog žarenja. Žarenje se vrši na povišenim temperaturama u $\alpha + \beta$ području, gde je difuzija intenzivnija (predstavljeno tačkom T_2 na slikama 3.1 i 3.2). Pošto je presićeni α čvrsti rastvor metastabilan, atomi precipitativne faze koji su u višku počinju da se raspoređuju i dolazi do formiranja mesta za nukleaciju, što dovodi do precipitacije. Nakon određenog vremena, ako se legura drži na definisanoj povišenoj temperaturi formiraće se ravnotežna struktura, koja se sastoji iz $\alpha + \beta$ faze. Bez obzira na to što su se formirale dve ravnotežne faze, morfologija ovih faza je znatno različita od onih koje bi se dobile da se legura postepeno lagano hladila. Ako se ispoštuju sva tri koraka, dobiće se metastabilni fino disperzni precipitat, koji će omogućiti ojačavanje legure. Procesi precipitacije mogu se javiti i na sobnoj temperaturi - prirodno starenje. S obzirom na to da se proces prirodnog starenja odvija na sobnoj temperaturi u odnosu na povišenu kod veštačkog starenja, difuzija je znatno sporija, pa je i proces precipitacije isto tako sporiji. Kod legura iz serije 6000 proces prirodnog starenja je veoma izražen i može započeti odmah po dostizanju sobne temperature nakon kaljenja. Prirodno starenje traje veoma dugo, od nekoliko dana do nekoliko meseci [2, 5, 7, 23, 30, 42-45]. Veštačko starenje je jasnije definisano precipitacionim nizom, o kome će biti više reči u narednim poglavljima. Ove termičke obrade obeležene su određenim temper oznakama. Prirodno starena legura obeležava se sa T4 oznakom, dok veštački starena legura označava se T6 oznakom. Veštačko starenje je definisano sa dva primarna parametra, vremenom i temperaturom starenja. Promenom ova dva parametra menja se i precipitacija u leguri, usled čega dolazi do promene osobina legure. Kod ispitivanih aluminijumskih legura prioritet je postavljen na analizi vremena starenja, što je dublje izučavano od strane mnogih autora [1, 3, 7, 12, 14, 24, 30, 44], dok je uticaj temperature starenja samo delimično ispitivan.



Slika 3.1. Hipotetički fazni dijagram za leguru sastava C_0 koja je podložna starenju

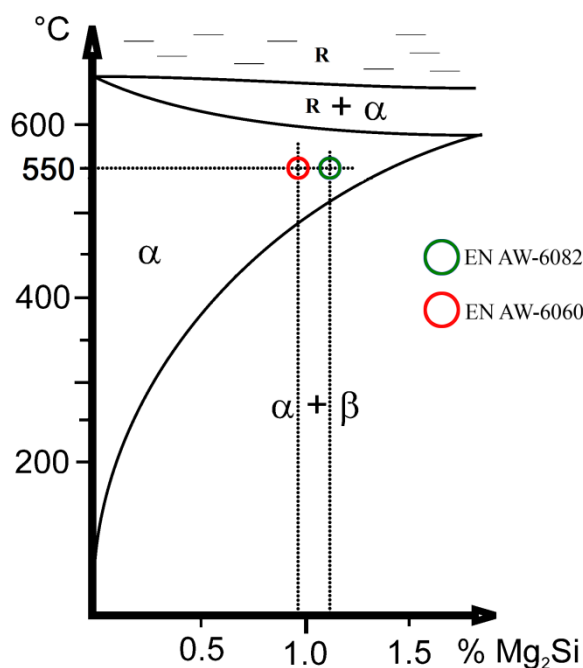


Slika 3.2. Šematski prikaz precipitacionog ojačavanja u tri koraka na dijagramu temperatura - vreme

3.2 Kvazibinarni dijagram stanja Al-Mg₂Si

Kod izučavanja procesa precipitacije važno je započeti analizu sa dijagramom stanja i položajem solvus linije u samom dijagramu. Na slici 3.3 dat je šematski prikaz kvazibinarnog dijagrama stanja Al-Mg₂Si. Na dijagramu je obeležena temperatura rastvornog žarenja (550°C) i sastavi legura EN AW-6060 i EN-AW 6082, koji su proučavani u ovoj doktorskoj disertaciji. Prema Polemearu [46] koji je dao ovaj šematski prikaz, pri ovoj temperaturi rastvornog žarenja,

ravnotežna β faza je potpuno rastvorena u α čvrstom rastvoru, na datoj temperaturi, što govori o uspešno obavljenom prvom koraku precipitacionog ojačavanja.



Slika 3.3. Šematski prikaz kvazibinarnog faznog dijagrama Al-Mg₂Si [46, 47]

3.3 Starenje Al-Mg-Si legura i analiza precipitacionog niza

Kaljenjem legure iz jednofaznog područja, nakon dostizanja temperature rastvornog žarenja, dobija se presićeni čvrsti rastvor (α_{sss}) bogat legirajućim elementima i vakancijama. Nakon pokretanja trećeg koraka, koji uključuje prirodno ili veštačko starenje, dolazi do raspadanja čvrstog rastvora ali ne po ravnotežnom dijagramu stanja, već se obrazuju klasteri i precipitati po određenom precipitacionom nizu.

Veštačko starenje se najpodrobnije može ispitati istraživanjem precipitacionog niza uz pomoć DSC/DTA analize. Veliki broj radova posvećen je ovom problemu. Podrobnim istraživanjima formiran je uopšteno prihvaćen precipitacioni niz (redosled taloženja) koji može biti prikazan na sledeći način: $\alpha_{\text{sss}} \rightarrow \text{Mg:Si klasteri} \rightarrow \text{G.P. zone} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \text{Si}$ (ako je višak silicijuma prisutan u leguri) $\rightarrow \beta$ ravnotežna faza [7, 16, 24, 30, 34, 47-50].

3.3.1 Mg:Si klasteri

U prvim fazama taloženja na temperaturama od 60°C-80°C dolazi do pojave magnezijum i silicijum klastera i ko-klastera koji sadrže oba elementa. Ovi klasteri pojavljuju se i pri prirodnom starenju. Odmah nakon kaljenja, na sobnoj temperaturi ili na blago povišenim temperaturama, dolazi do pojave Mg:Si klastera bogatih vakancijama [5, 7, 24, 30, 42, 45]. Primenom transmisionih elektronskih mikroskopa visoke rezolucije moguće je potvrditi prisustvo ovih precipitata i vršiti dublju analizu istih. Murayama i Edwards sa saradnicima [24, 51] vršili su ispitivanja Mg:Si klastera i ko-klastera i došli do zaljučka da su klasteri veličine 2 nm - 5 nm. Novija istraživanja potvrđuju da broj klastera raste linearno sa vremenom starenja na sobnoj temperaturi [42, 52]. Usled

pojave klastera prilikom prirodnog starenja dolazi do promene osobina na sobnoj temperaturi. Pokazano je da se nakon kaljenja prvo pojavljuju klasteri bogati na silicijumu, a nakon toga se stvaraju klasteri magnezijuma, čije je formiranje ograničeno rastom silicijum klastera [52-56]. Klasteri imaju FCC rešetku i koherentni su sa aluminijumskom osnovom. Uloga ovih klastera je višestruka. Ovi klasteri predstavljaju potencijalna mesta za nukleaciju metastabilnih faza, koje se nalaze iza njih u precipitacionom nizu.

3.3.2 GP zone

Zagrevanjem legure i daljim praćenjem precipitacionog niza dolazi do stvaranja GP zona. GP zone se prema nekim autorima [57] nazivaju pre- β'' faza, a po nekim i GP-I zone [24, 58], zato što ovo taloženje prethodi taloženju β'' faze i pospešuje njenu nukleaciju. Ovi precipitati prema Marioari i ostalima [57] nemaju definisanu kristalnu strukturu ili je ona slična sa strukturom ojačavajuće β'' faze [59], koherentni su sa aluminijumskom matricom i talože se u obliku sferičnih precipitata prečnika 1 nm - 2 nm sa odnosom Si/Mg > 1. GP zone, kao i klasteri, imaju uticaja na mehaničke i druge osobine kod Al-Mg-Si legura, ove zone posle β'' faze najviše doprinose porastu mehaničkih osobina. Takođe, postojanost GP-zona zavisi od hemijskog sastava legure, tako da će one biti postojanije kod legura bogatih silicijumom, dok će kod legura bogatih magnezijumom β'' faza biti dominantnija kod maksimalno ostarenog uzorka legure [59].

3.3.3 β'' faza

β'' faza je najvažnija faza u precipitacionom nizu. Maksimalna ostarenost legure i dostizanje najviših mehaničkih osobina vezuje se za taloženje ove faze [7, 30, 31, 34, 44]. Koherentnost ove faze sa aluminijumskom matricom je manja od koherentnosti klastera i GP zona. Precipitati β'' faze imaju karakterističnu monokliničnu strukturu i javljaju se u obliku iglica duž $\langle 100 \rangle$ pravca aluminijumske matrice, sa parametrima rešetke $a = 1,516$ nm, $b = 0,405$ nm, $c = 0,674$ nm, $\beta = 105,3^\circ$ [57, 59]. Prema Marioari i saradnicima [57, 59] idealan odnos magnezijuma i silicijuma je 5:6 u ovoj fazi. Pored velikog uticaja na mehaničke osobine, taloženje ove faze ima veliki uticaj i na fizičke, toplotne i strukturne osobine Al-Mg-Si legura. Na taloženje ove faze imaju veliki uticaj parametri starenja.

3.3.4 β' faza

Na temperaturama višim od 250°C – 260°C dolazi do transformacije/rastvaranja β'' faze. Nakon transformacije na višim temperaturama dolazi do taloženja β' faze. Ova faza prema Marioari i saradnicima [57, 59] ima heksagonalnu strukturu i taloži se u obliku štapića dužine i do nekoliko mikrometara. Precipitati se najčešće talože u $\langle 100 \rangle$ pravcu [30]. Sastav precipitata je $\text{Mg}_{1,8}\text{Si}$, dok su parametri rešetke $a = b = 0,715$ nm, $c = 0,405$ nm, $\gamma = 120^\circ$ [60-63]. Sa stanovišta mehaničkih osobina ova faza nije ključna, zato što obezbeđuje mali porast tvrdoće i zatezne čvrstoće u odnosu na kaljeni uzorak. Svakako, porast fizičkih i toplotnih osobina je očekivan zbog osiromašenja čvrstog rastvora na legirajućim elementima [64].

3.3.5 β faza

β faza predstavlja ravnotežnu fazu i javlja se pri laganom hlađanju legura iz jednofaznog područja. Ova faza se taloži u obliku pločica ili kockica sa ravnotežnim sastavom Mg_2Si , sa parametrom rešetke $a = 0,639$ nm i veličinom čestice $10 \mu m - 20 \mu m$ [7, 57, 59, 60]. Taloženje ove faze nije značajno u pogledu poboljšanja mehaničkih osobina, jer je ravnotežno stanje ujedno i stanje sa najnižom vrednošću mehaničkih osobina, i često se u literaturi označava kao temper O.

3.4 Termomehanička obrada legura iz serije 6000

U teoriji je opšte poznata činjenica da defekti u strukturi imaju veliki uticaj na mehanizam i kinetiku transformacija. Jedna od metoda stvaranja kristalnih defekata je, svakako, plastična deformacija. S obzirom na to da se termičkom obradom kontrolišu kinetički parametri i mehanizam faznih transformacija, potpuno je svrshodno da se plastična deformacija kombinuje sa termičkom obradom, i na taj način postiže termomehanička obrada.

Termomehanička obrada (TMO) je metalurški proces koji kombinuje mehničku ili plastičnu deformaciju (kovanje, valjanje, izvlačenje) sa termičkom obradom (žarenje, kaljenje, starenje) [65]. Ovaj proces je veoma korišćen u industriji. Upravo se termomehanička obrada najviše koristi za kontrolu i modifikaciju mikrostrukture. Takođe, postoje i druge mogućnosti koje daje termomehanička obrada, posebno ako je moguće dobiti željenu mikrostrukturu bez dodatnog korišćenja legirajućih elemenata (naročito deficitarnih elemenata) [66].

Najveća prednost termomehaničke obrade je mogućnost kontrole veličine zrna. Smanjenjem veličine zrna na oko 100 nm dobijaju se izuzetne mehaničke osobine, posebno tvrdoća i zatezna čvrstoća ali se smanjuje duktilnost. Dobijanje veličina zrna ovih dimenzija postiže se primenom deformacije izuzetno visokog intenziteta pomoću novijih tehnika presovanja ili ekstruzije, gde se visoki intenziteti deformacije mogu postići čak pri jednom provlaku. Nakon deformacije primenjuje se veštačko starenje pri čemu dolazi do oporavljanja i rekristalizacije što blago povećava duktilnost [67-74]. Ovakve metode ojačavanja su idealne za aluminijumske legure jer drugim metodama je veoma teško dobiti veoma sitna zrna usled velike greške u pakovanju i veoma brze rekristalizacije [70].

Tokom termomehaničke obrade odvijaju se dva glavna procesa, koja utiču na finalnu mikrostrukturu. Sa jedne strane je to omekšavanje usled poništavanja dislokacija tokom veštačkog starenja, gde raste duktilnost a opada zatezna čvrstoća i tvrdoća. Sa druge strane je to deformaciono ojačavanje koje se javlja usled pojave većeg broja dislokacija i njihovog blokiranja, kao i nagomilavanja i blokade dislokacija usled prisustva precipitata, obrazovanog tokom starenja. Ovaj proces snižava duktilnost i povećava tvrdoću i zateznu čvrstoću [75].

Plastična deformacija ima veliki uticaj na mikrostrukturu tokom termomehaničke obrade. U zavisnosti od načina primene deformacije i njenog intenziteta mogući su različiti rezultati. Uticaj plastične deformacije pre veštačkog starenja, a odmah nakon kaljenja je da se pospeši raspadanje α_{ssss} . Ovo pospešivanje može se vezati za povećanu pokretljivost vakancija kao i za reakciju dislokacija sa rastvorenim atomima, koji će lakše biti pokrenuti na mesta za precipitaciju. Ovim se postiže heterogenizacija samog procesa precipitacije i može se zaključiti da je ona u direktnoj proporcionalnosti sa intenzitetom deformacije.

Što se tiče uticaja plastične deformacije nakon starenja na mikrostrukturu, ovaj uticaj se može sagledati sa aspekta uticaja gustine i pokretljivosti dislokacija na već formirane čestice metastabilne ojačavajuće faze. Cilj ovog režima je da se ispita kako deformacija utiče na čestice taloga. I to da li dislokacije seku, zaobilaze ili se pak izdvajaju na česticama i na taj način dovode do ojačavanja

legura. Potrebno je sagledati kakav je uticaj deformacije na disperznost već formiranog taloga, da li dolazi do usitnjavanja ili pak ukрупnjavanja čestica.

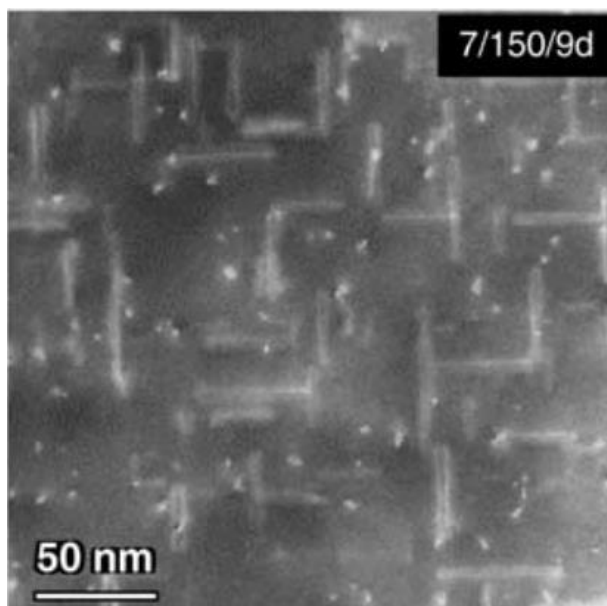
Termomehanička obrada je kod aluminijumskih legura označena određenim temperima. Sa stanovišta ove doktorske disertacije ispitivana su dva različita tempera:

- temper T8 – Termomehanička obrada je uključivala rastvorno žarenje – kaljenje – deformaciju različitim stepenima deformacije – naknadno veštačko starenje
- temper T9 – Termomehanička obrada je uključivala rastvorno žarenje – kaljenje – veštačko starenje – deformaciju različitim stepenima deformacije.

4. PREGLED ISTRAŽIVANJA

Al-Mg-Si legure spadaju u jedan od najistraživanijih sistema aluminijumskih legura. Primena ovih legura je diktirala na koji način su se usmeravala istraživanja u vezi sa ovim sistemom. S obzirom na to da legure EN AW-6060 i EN AW-6082 spadaju u komercijalne, njihova upotreba je veoma raznovrsna, pa sa time i istraživanja u vezi sa njima.

Gotovo svako istraživanje aluminijumskih legura koje su podložne ojačavanju starenjem otpočinje sa DSC analizom. Mnogi autori [16, 24, 30, 47-49, 51, 55] su koristili DSC ili DTA analizu, koja se pokazala kao odličan alat za određivanje precipitacionog niza i za dalje definisanje parametara veštačkog starenja. Jedan od možda najcitiranijih radova je rad Edwards-a i dr. [24] koji su među prvima postavili precipitacioni niz uz pomoć DSC analize i savremenih tehnika mikroskopije i spektroskopije koji glasi: $\alpha_{SSS} \rightarrow \text{Mg:Si klasteri} \rightarrow \text{rastvaranje Mg klastera} \rightarrow \text{Mg/Si koklasteri} \rightarrow \text{mali precipitati nepoznate strukture} \rightarrow \beta'' \rightarrow \text{B}' \text{ i } \beta' \rightarrow \beta$ ravnotežna faza. U novijim istraživanjima se sve veća pažnja posvećivala analizi precipitata, posebno sa razvojem još savremenijih tehnika mikroskopije. U radovima se mogu pronaći različiti precipitacioni nizovi, ali oni ne odstupaju previše od ovog koji je dao Edwards i taj niz je tokom godina dublje analiziran i dopunjen. Marioara i ostali [7, 57, 59, 60] su posvetili mnogo pažnje analizi precipitacionog niza uz pomoć modernih alata kao što su SEM (skenirajuća elektronska mikroskopija), TEM (transmisiona elektronska mikroskopija), APFIM (mikroskopija područja uz pomoć jonizovane atomske sonde), PEELS (paralelna elektronsko energetska spektroskopija). Marioara i dr. su u svom radu [60] pokazali da nakon precipitacije β'' metastabilne faze u precipitacionom nizu ima još dve nove faze U1 i U2 koje pored magnezijuma i silicijuma sadrže i aluminijum i pojavljuju se u strukturi zajedno sa B' i β' fazama.



Slika 4.1 TEM mikrofotografija Al-Mg-Si legure starene na 150°C u trajanju od 9 dana [7]

U ciklusu veštačkog starenja legura prva faza podrazumeva rastvorno žarenje. Mrówka-Nowotnik i dr. istraživali su uticaj temperature rastvornog žarenja, kao i uticaj brzine hlađenja na osobine aluminijumskih legura iz serije 6000. Pokazali su da sa porastom temperature rastvornog žarenja kod legure EN AW-6082 tvrdoća postepeno raste kod ispitivanja kaljenih uzoraka, dok kod legure EN AW-6005 tvrdoća varira sa porastom temperature rastvornog žarenja [76]. Stamenković i ostali [77] istraživali su uticaj temperature rastvornog žarenja na mehaničke i fizičke osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legura nakon kaljenja i starenja. Pokazano je da sa povišenjem temperature rastvornog žarenja dolazi do blagog rasta vrednosti tvrdoće, posebno kod legure EN AW-6082, nakon starenja. Takođe je pokazano da sa porastom temperature rastvornog žarenja opada električna provodnost.

Ispitivanje druge faze u ciklusu procesa starenja legura uključuje ispitivanje kaljenja. Birol [34] je pokazao da kaljenje sa nižih temperatura dovodi do opadanja vrednosti tvrdoće, gde se najviša tvrdoća legure EN AW-6082 (58 HV) dobija pri kaljenju legure direktno sa temperature rastvornog žarenja. Strobel i dr. [45] pokazali su da osetljivost na kaljenje nisko legiranih legura kao što je EN AW-6060 postoji i da se gubi pri nastavku procesa starenja. Shang i dr. [49] su pokazali da brže hlađenje dovodi do veće tvrdoće legure i takođe konstruisali TTP krive za EN AW-6082 leguru. Kritične brzine hlađenja za legure EN AW-6060 i EN AW-6082 odredili su Milkerit i dr. [47] i pokazali da je veća kritična brzina hlađenja kod legure koja je više legirana. Pokazali su i da se vrednosti tvrdoće neće smanjivati ako se prevaziđe kritična brzina hlađenja legure.

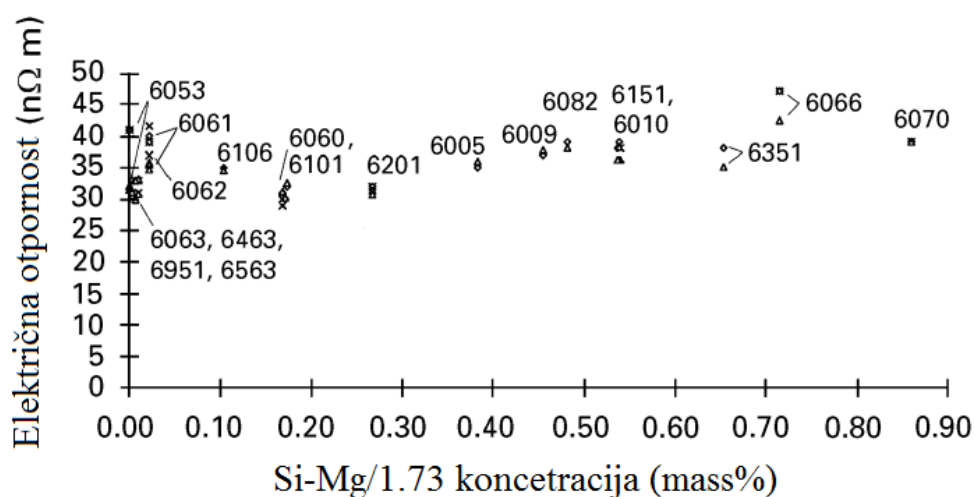
Treća i najglavnija faza kod procesa ojačavanja starenjem je definisanje parametara prirodnog ili veštačkog starenja. Prirodno starenje je proces koji je svojstven gotovo u svakoj pripremi aluminijumskih legura iz serije 6000 gde obično prethodi veštačkom starenju. Stoga je i uticaj prirodnog starenja obično istraživani dvojako. Istraživan je uticaj vremena prirodnog starenja na osobine, kao i uticaj prirodnog starenja na naknadno veštačko starenje. Jin i saradnici [5] su pažnju posvetili uticaju prirodnog starenja na mehaničke osobine dobijajući krive ojačavanja nakon kaljenja i prirodnog starenja sa analizom loma uz pomoć skenirajuće elektronske mikroskopije. Pokazali su da prirodno starenje dovodi do blagog porasta mehaničkih osobina nakon starenja u trajanju od 7 dana. Jin i dr. su pokazali takođe i negativan efekat prirodnog starenja na naknadno veštačko starenje u pogledu nižih vrednosti tvrdoće. Pogatcher i ostali [58] dali su krivu tvrdoće u funkciji vremena prirodnog starenja. Cuniberti i dr. [42] pokazali su takođe ojačavanje kod legure EN AW-6082 nakon prirodnog starenja. Takođe su isti autori pokazali da prirodno starenje ne menja potrebno vreme za postizanje maksimalne tvrdoće pri veštačkom starenju, ali svakako snižava vrednost tvrdoće potpuno starenom uzorku. Sa druge strane Chang i dr. [43] su se takođe bavili ovom tematikom i ukazali su na pozitivan efekat prirodnog starenja na veštačko, dobijajući više vrednosti tvrdoće kod uzoraka koji su prirodno stareni pre veštačkog. Martinsen i dr. [56] su pokazali mogućnost uklanjanja negativnog efekta prirodnog starenja koji se javlja kod visoko legiranih legura.

Veštačko starenje i uticaj istog na osobine aluminijumskih legura je jedna od najistraživanijih oblasti kada se radi o legurama iz serije 6000. Masoud i dr. [1] pokazali su da se sa izotermalnim starenjem mogu podići vrednosti mikrotvrdoće kod 6061 aluminijumske legure i takođe dobiti niske vrednosti žilavosti kod uzoraka sa najvećom mikrotvrdoćom. Mrówka-Nowotnik [31] je pokazao pozitivan uticaj izotermalnog starenja na vrednosti tvrdoće kod 6061, 6063 i 6082 legure, dobijajući maksimalne vrednosti za leguru EN AW-6082 (123 HV) nakon 10 h starenja na temperaturi od 175°C. Porast vrednosti tvrdoće pri izotermalnom starenju je dobio i Abid sa saradnicima [44] kao i Tan i saradnici [20]. Gupta i ostali [30] dobili su maksimalne vrednosti napona tečenja (260 MPa) pri starenju na 180°C u trajanju od 9 h. Marioara i dr. [7] posvetili su se ispitivanju niskotemperaturnog izotermalnog starenja i pokazali da je pri niskim temperaturama (125°C,

150°C) potrebno veoma dugo vreme za postizanje visokih vrednosti tvrdoće, a sa tim u vezi i pojave ojačavajuće β'' faze u strukturi. Maksimalna vrednost tvrdoće (130 HV) je ostvarena pri starenju uzorka 23 dana na temperaturi od 125°C. Chang sa saradnicima [43] je takođe dobio više vrednosti tvrdoće kod AlMgSi legure nakon izotermalnog starenja na temperaturi od 180°C i to potvrdio TEM analizom. Cui i ostali [14] dobili su skok u vrednostima tvrdoće prilikom izotermalnog starenja na temperaturama od 175°C i 195°C. Takođe su dobili i pad vrednosti električne otpornosti pri istovetnoj termičkoj obradi pokazujući pozitivan uticaj izotermalnog starenja, posebno na višim temperaturama starenja, na povišenje električne provodnosti kod Al-Mg-Si legura. Porast električne provodnosti takođe je pokazao i Karabay [12] kod legure AA6201 nakon sprovedenog izotermalnog starenja, dobijajući sve više vrednosti električne provodnosti sa porastom vremena starenja. Zhao sa saradnicima [15] je dobio slične rezultate pri izotermalnom starenju na 175°C.

Razvoj elektronske i računarske industrije dovela je do istraživanja toplotnih osobina kod aluminijumskih legura. Pažnja je poslednjih godina posvećena ispitivanju toplotne difuzivnosti i toplotne provodnosti kod aluminijumskih legura iz serije 6000.

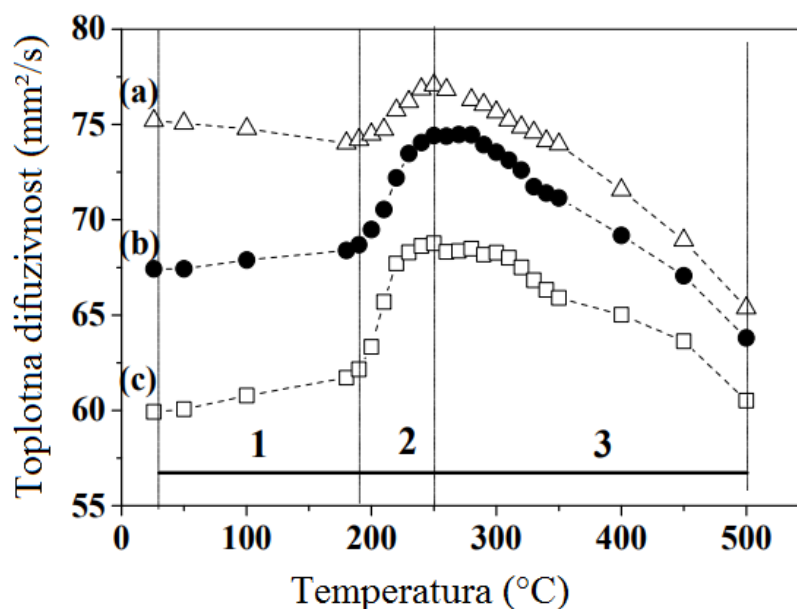
Zhang sa saradnicima [18] je pokazao mogućnost modelovanja toplotne provodnosti uz pomoć CALPHAD pristupa kod legure Al-Cu-Mg-Si korišćenjem Al-Si, Al-Mg, Al-Cu sistema gde je detektovan porast toplotne provodnosti sa kontinualnim zagrevanjem uzoraka. Olafsson sa saradnicima [10] je pokazao da magnezijum i mangan imaju veoma veliki uticaj na električni otpor kod aluminijumskih legura iz serije 6000, kao i da generalno precipitirani elementi dovode do porasta električne otpornosti 6-17 % kod termički obrađivanih komercijalnih aluminijumskih legura. Takođe, autori su pokazali visoke vrednosti toplotne provodnosti kod nisko legiranih Al-Mg legura koje iznose od 205-210 W/m·K i na određeni način rezultatima dobijenim ispitivanjem električnog otpora kod legura Al-Mg-Si (slika 4.2) usmerili dalja istraživanja u pogledu toplotnih osobina.



Slika 4.2 Promena električne otpornosti sa promenom koncentracije silicijuma i magnezijuma u aluminijumskim legurama iz serije 6000 [10]

S obzirom na to da se aluminijumske legure koriste u livenom stanju ispitivanje uticaja različitih stadijuma termičke obrade na toplotne osobine se ne retko radi u cilju definisanja prenosa toplote u livenim poluproizvodima ili gotovim proizvodima. Lumley sa saradnicima [19] dobili su više vrednosti toplotne provodnosti kod livene Al-Si-Cu legure nakon sprovedenog postupka

prestarevanja ili stabilizacije. Kim i dr. [36] pokazali su da precipitacija silicijuma pri termičkoj obradi Al-Si livene legure dovodi do porasta toplotne difuzivnosti. Chen sa saradnicima [37] su pokazali da termička obrada starenjem livene Al-Si-Cu-Fe-Zn legure dovodi do visokog porasta toplotne provodnosti sa 126,8 W/m·K na 147,3-151,6 W/m·K. Vishwakarma i saradnici [6] pokazali su da toplotna provodnost kao i koeficijent toplotnog širenja zavise od uslova termičke obrade. Ispitivanjem legure EN AW-6082 uz pomoć matematičkih modela i eksperimentalnog ispitivanja pokazano je da toplotna provodnost raste usled precipitacije mestastabilnih faza i da najviše uticaja na toplotnu provodnost ima temperatura starenja, pa vreme starenja i na kraju temperatura rastvornog žarenja. Choi i dr. [4] su pokazali da toplotna provodnost i toplotna difuzivnost Al-Si-Mg-Cu-(Ti) legure rastu sa porastom temperature prilikom izohronalnog starenja gde se najviše vrednosti dobijaju pri najvišim temperaturama starenja. Takođe, prilikom kontinualnog zagrevanja kaljenih uzoraka, skok vrednosti toplotnih osobina pojavljuje se u temperaturnom opsegu od 230°C-280°C. Kim sa saradnicima [16] su istraživali uticaj termičke obrade na toplotnu difuzivnost Al-Mg-Si legure sa različitim udelom magnezijuma i silicijuma. Oni su pokazali da se u oblasti temperatura oko 250°C pojavljuje pik na krivama konstruisanim za kontinualno zagrevane zakaljene uzorke, prikazano na slici 4.3.

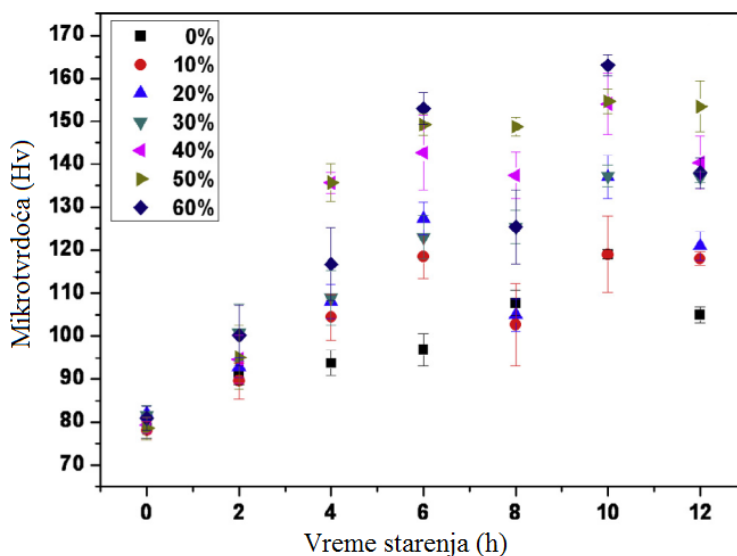


Slika 4.3 Promena toplotne difuzivnosti sa kontinualnim zagrevanjem kaljenih uzoraka; a) Al-1,1Mg₂Si, b) Al-1,9Mg₂Si, c) Al-3,5Mg₂Si [16]

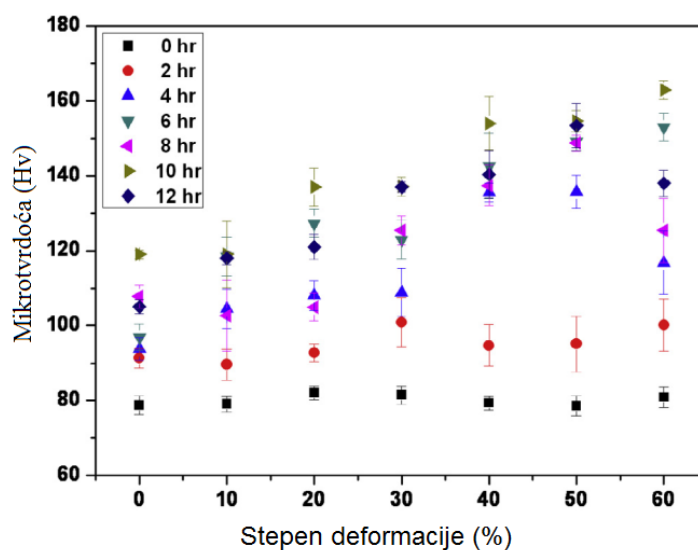
Pik pokazuje da u ovoj oblasti temperatura dolazi do precipitacije zbog koje dolazi do porasta vrednosti toplotne difuzivnosti. Takođe je u ovom radu pokazano da sa porastom količine legirajućih elemenata dolazi do opadanja toplotne difuzivnosti bez obzira na termičku obradu legure.

S obzirom na to da je precipitacija veoma važan aspekt kod termičke obrade aluminijumskih legura iz serije 6000, svaka modifikacija strukture kao i pospešivanje precipitacije ojačavajućih faza smatra se bitnom problematikom za istraživanje. Jedna od tih tematika je i termomehanička obrada Al-Mg-Si legura radi pospešivanja precipitacije, raspadanjem presičenog čvrstog rastvora, kao i dobijanje strukture sa veoma sitnim zrnima. Dobijanje ovakve strukture iziskuje hladnu plastičnu

preradu visokim stepenima deformacije, koja se u poslednje vreme dobija uz pomoć novih metoda deformisanja kao što je presovanje istiskivanjem pod uglom gde se pri jednom provlaku dobijaju visoki stepeni deformacije ili hidrostatička ekstruzija, metode koje su naknadno praćene najčešće usvojenim režimima izotermalnog starenja. Dadbakhsh sa saradnicima [68] je pokazao da se unošenjem deformacije pre veštačkog starenja kod legure EN AW-6082 dobijaju više vrednosti tvrdoće nego samo veštačkim starenjem pri istim parametrima. Takođe je pokazano da je unošenje deformacije pre starenja nešto efektivnije nego nakon starenja. Shamas i dr. [78] su dobili slične rezultate ispitujući Al-Mg-Si leguru sa dodatkom 3 % litijuma, gde su uzorci deformisani sa 30-60 % i naknadno stareni imali više vrednosti mikrotvrdoće od onih koji su samo stareni ili deformisani do 30 %, što se može videti na slikama 4.4 i 4.5.



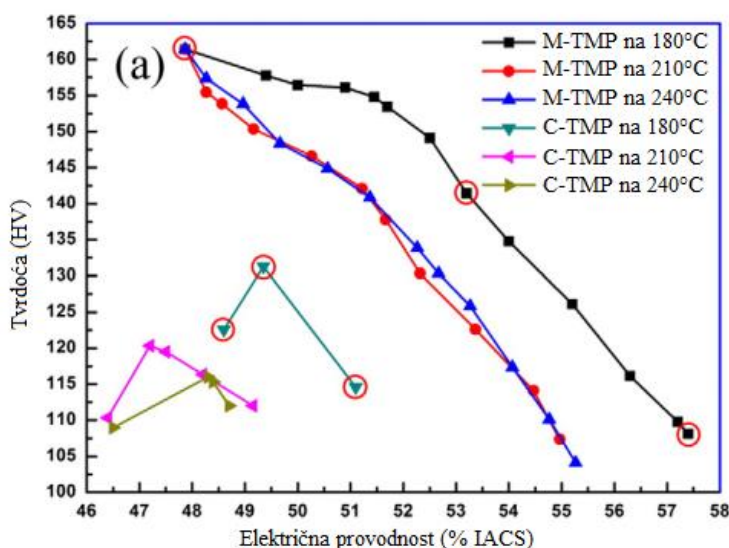
Slika 4.4 Zavisnost mikrotvrdoće od vremena starenja pri različitim stepenima deformacije [78]

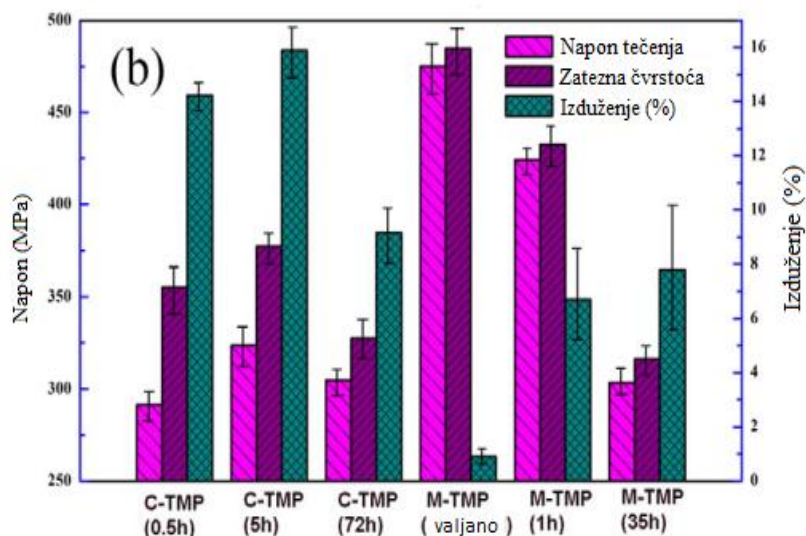


Slika 4.5 Zavisnost mikrotvrdoće od stepena deformacije pri različitim vremenima starenja [78]

Angella i saradnici [70] su dobili slične rezultate prilikom ispitivanja EN AW-6082 legure nakon deformacije i starenja, dobivši vrednosti mikrotvrdoće od oko 115 HV za uzorke koji su deformisani i stareni na temperaturi od 130°C. Terada i dr. [79] dobili su slične rezultate ispitujući 6061 Al leguru gde je deformacija unošena akumulativnim valjanjem limova i naknadno izvršenim starenjem na temperaturi od 170°C. Bobruk i saradnici [80] su dobili više vrednosti zatezne čvrstoće kod uzoraka Al-Mg-Si legure koji su prošli deformaciju pre starenja u poređenju sa onim koji su samo stareni. Serrao sa saradnicima [69] je pokazao da je više vrednosti tvrdoće moguće dobiti i deformacijom na povišenim temperaturama, čak i nakon veštačkog starenja Al-Mg-Si legure. Autori su maksimalnu vrednost tvrdoće dobili nakon ekstruzije na temperaturi od 100°C, kod uzorka koji je bio već staren na temperaturi od 120°C u trajanju od 6h.

Pored mehaničkih osobina pažnja je posvećena i električnoj provodnosti kao veličini čije vrednosti obično opadaju pri unošenju bilo kakve mehaničke energije. Pakiel sa saradnicima [73] je pokazao da vrednosti električne provodnosti mogu ostati relativno nepromenjene kod legura 6201 i 6101, bez obzira na unetu deformaciju. Te vrednosti su iznosile oko 49-50 %IACS (International Annealed Copper Standard) pre i posle ekstruzije. Majchrowicz i dr. [71] su uspeali da dobiju čak i više vrednosti električne provodnosti kod uzoraka koji su deformisani pre veštačkog starenja naspram onih koji su samo veštački stareni. Autori su dobili skok od 5,5 %IACS za uzorak deformisan i staren (58,04 %IACS) u odnosu na uzorak koji je samo veštački staren (52,5 %IACS). Liu sa saradnicima [13] je predložio modifikaciju u konvencionalnoj termomehaničkoj obradi (plastična deformacija → rastvorno žarenje → veštačko starenje) i dao modifikovani režim termomehaničke obrade (rastvorno žarenje → veštačko starenje → plastična deformacija → veštačko starenje) radi dobijanja boljeg odnosa električne provodnosti i parametara mehaničkih osobina. Autori su predložili primarno veštačko starenje i naknadno unošenje deformacije hladnim valjanjem ili sličnim postupkom, pa onda nastavak starenja po već definisanim parametrima. Vrednosti zatezne čvrstoće, napona tečenja kao i električne provodnosti uzoraka dobijenim po modifikovanom režimu su više od onih dobijenih konvencionalnim putem za Al-Mg-Si-Cu leguru, što se može videti na slici 4.6.





Slika 4.6 Uticaj konvencionalne (C-TMP) i modifikovane (M-TMP) termomehaničke obrade; a) na tvrdoću i električnu provodnost; b) na napon tečenja, zateznu čvrstoću i izduženje Al-Mg-Si-Cu legure [13]

Na osnovu pregleda literature u skladu sa raspoloživim informacijama, kao i u skladu sa predmetom i ciljevima istraživanja formulisana je osnovna istraživačka hipoteza doktorske disertacije:

Istraživanje termomehaničkog režima prerade Al-Mg-Si legura koje precipitaciono ojačavaju (legure EN AW-6060 i EN AW-6082 sa različitim udelom Mg, Si, Fe, Mn kao legirajućim elementima), u cilju poboljšanja osobina ovih legura na račun mehanizma ojačavanja starenjem i njihovog međusobnog unapređenja. Zbog specifičnosti i razlike u strukturi polaznog materijala očekuje se pojava efekta ojačavanja starenjem različitog intenziteta na račun kojeg će doći do poboljšanja osobina ispitivanih legura. Utvrdiće se optimalna mikrostruktura ispitivanih legura koja će obezbediti najpovoljnije uslove za pojavu ojačavanja starenjem pri primenjenoj termomehaničkoj obradi.

5. CILJEVI ISTRAŽIVANJA

Osnovni cilj istraživanja u okviru doktorske disertacije je detaljno proučavanje efekta ojačavanja starenjem tokom termičke obrade odnosno termomehaničke obrade kod Al-Mg-Si legura. Primenjeni su različiti režimi termičke obrade odnosno termomehaničke obrade, koji su usloveli pojavu različitih mikrostruktura i uticali na promenu osobina ispitivanih komercijalnih aluminijumskih legura EN AW-6060 i EN AW-6082 iz serije 6000.

Serija 6000, kojoj pripadaju legure ispitivane u ovoj disertaciji, sadrži veoma veliki broj legura u zavisnosti od udela legirajućih elemenata. Uzimajući to u obzir cilj istraživanja je uže gledano bio da se eksperimentalnim putem ispita uticaj različitih stadijuma termomehaničke obrade na poboljšanje osobina, utvrdi optimalni režim termomehaničke obrade i uporede dobijeni rezultati ostvareni kod EN AW-6060 legure u odnosu na EN AW-6082 leguru sa stanovišta analize uticaja hemijskog sastava na strukturna, mehanička, fizička i toplotna svojstva ovih legura.

Nakon terorijskih razmatranja i pregleda dosadašnjih istraživanja, ispitivanja u ovoj doktorskoj disertaciji bila su fokusirana na:

- Dobijanje dodatnih informacija o precipitacionom nizu kod legura EN AW-6060 i EN AW-6082 kontinualnim zagrevanjem uzoraka nakon kaljenja i utvrđivanje karakterističnih temperaturnih pikova koji odgovaraju taloženju metastabilnih faza;
- Dobijanje informacija o uticaju istaloženih metastabilnih faza na karakterističnim temperaturama na toplotnu difuzivnost, toplotnu provodnost i specifičnu toplotu kontinualnim zagrevanjem kaljenih uzoraka;
- Proučavanje efekta ojačavanja starenjem kontrolom parametara kao što su temperatura rastvornog žarenja, dužina prirodnog starenja, temperatura i vreme veštačkog starenja;
- Razmatranje drugih stadijuma ojačavanja – unošenjem hladne plastične deformacije pre i posle veštačkog starenja putem karakterizacije materijala savremenim metodama ispitivanja;
- Dobijanje podataka o mehaničkim, fizičkim, toplotnim i strukturnim promenama nakon sprovedenih postupaka termičke obrade odnosno termomehaničke obrade;

6. EKSPERIMENTALNI DEO

U okviru ove doktorske disertacije eksperimentalno su ispitivane komercijalne aluminijumske legure EN AW-6060 i EN AW-6082 sa različitim udelom legirajućih elemenata (Mg, Si, Fe, Mn) u cilju proučavanja efekta ojačavanja starenjem tokom primenjene termičke ili termomehaničke obrade. Ispitivanje strukturnih, mehaničkih, fizičkih i toplotnih osobina usledilo je nakon svake faze eksperimenata u cilju izučavanja uticaja sprovedenih postupaka termomehaničke obrade na mehanizme ojačavanja i strukturne promene u ispitivanim legurama. Karakterizacija EN AW-6060 i EN AW-6082 legura u toku termičke ili termomehaničke obrade uključivala je primenu većeg broja savremenih, standardizovanih, visoko rezolutivnih metoda i analitičkih tehnika. Mikrostrukturalna analiza obavljena je primenom optičke mikroskopije (LOM) i skenirajuće elektronske mikroskopije sa energetske-disperzivnom spektroskopijom (SEM-EDS). Za analizu mikrostrukture na nano nivou primenjena je transmisiona elektronska mikroskopija (TEM).

Toplotno ponašanje istraživanog sistema praćeno je primenom metoda toplotne analize: diferencijalno-skenirajuće kalorimetrije (DSC) i diferencijalno-termalne analize (DTA). Ispitivanje mehaničkih karakteristika obuhvatilo je merenje tvrdoće i mikrotvrdoće primenom standardizovanih metoda merenja. Fizička svojstva praćena su merenjem električne provodnosti. Toplotne osobine ispitivane su određivanjem toplotne difuzivnosti, toplotne provodnosti i specifične toplote.

6.1 Dobijanje polaznih legura EN AW-6060 i EN AW-6082

Al-Mg-Si legure dobijene su od firme "Al-Cu metali" iz Niša. EN AW-6060 i EN AW-6082 legure dobijene su na ekstruderu uz poštovanje standarda EN755-2 [81] u pogledu mehaničkih karakteristika, kao i EN573-3 [32] u pogledu hemijskog sastava. Za određivanje hemijskog sastava korišćen je portabilni optičko emisioni spektrometar "Belec Compact Port" proizveden od strane Belec Spektrometrie Opto-Elektronik GmbH firme. Tačan hemijski sastav za legure EN AW-6060 i EN AW-6082 dat je u tabeli 6.1.

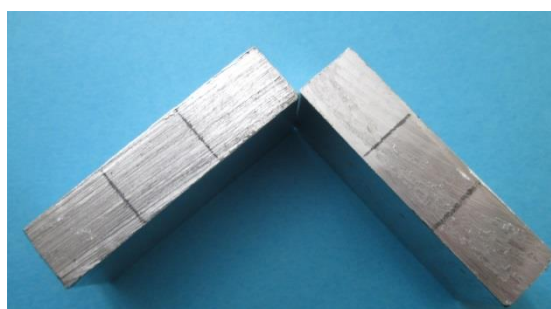
Legure su dostavljene u obliku flaha, pravougaonog poprečnog preseka u starenom stanju (temper T6). Nakon dobijanja legure u obliku flaha, izvršeno je sečenje uzoraka na "Mesotom" uređaju za sečenje uzoraka na dimenzije od 15x20x10 mm i 15x20x12 mm. Svi uzorci su dalje bili podvrgnuti žarenju radi dobijanja polaznog stanja.

Tabela 6.1. *Hemijski sastav legura*

		EN AW-6060	EN AW-6082
Hemijski sastav u masenim procentima	Si	0,49	0,807
	Fe	0,182	0,354
	Cu	0,012	0,042
	Mn	0,06	0,453
	Mg	0,594	0,696
	Cr	<0,03	<0,012
	Ni	0,028	0,012
	Zn	0,01	0,115
	Ti	0,05	0,25
	Pb	<0,003	0,01
	V	0,014	<0,003
	Co	<0,003	0,006
	Sn	<0,003	<0,003
	Zr	<0,003	<0,003
	Al	98,62	97,45

6.2 Žarenje za uklanjanje fabričke strukture

Za polazne uzorke odabrano je ravnotežno stanje pri kome uzorci imaju najmanju vrednost tvrdoće, odžareno stanje (temper O). Takvo stanje dobijeno je žarenjem na 550°C u trajanju od 6 h u „Heraeus K 1150/2“ elektrootpornoj peći i sporim hlađenjem na mirnom vazduhu. Ovim žarenjem je otklonjeno fabričko stanje u kome su dostavljene legure, a ujedno je izvršena i homogenizacija strukture.





Slika 6.1. Postupak dobijanja polaznih uzoraka

6.3 Termomehanička obrada polaznih uzoraka

Nakon dobijanja polaznih uzoraka izvršena je istovetna termička ili termomehanička obrada na legurama EN AW-6060 i EN AW-6082. Primena različitih režima termičke odnosno termomehaničke obrade na legurama EN AW-6060 i EN AW-6082 urađena je u cilju praćenja uticaja različitih parametara obrade na intenzitet ojačavanja starenjem. Nakon svakog stadijuma termičke ili termomehaničke obrade uzeti su reprezentativni uzorci za kasniju karakterizaciju. Svi stadijumi žarenja tokom termomehaničke obrade obavljani su u elektrootpornoj peći „Heraeus K 1150/2“ u atmosferi vazduha. Primenjeni su sledeći stadijumi termičke ili termomehaničke obrade:

- Istraživanje uticaja temperature rastvornog žarenja na intenzitet precipitacionog ojačavanja odmah nakon kaljenja, nakon nepotpunog starenja i nakon potpunog starenja. Rastvorno žarenje je izvršeno u temperaturnom opsegu od 510°C do 590°C i nakon toga uzorci su kaljeni u vodi sa ledom. Nakon toga usledilo je ispitivanje kaljenih uzoraka, dok su ostali uzorci podvrgavani nepotpunom starenju na temperaturi od 180°C u trajanju od 1 h ili potpunom starenju na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082.
- Istraživanje efekta ojačavanja nakon izotermalnog veštačkog starenja. Nakon rastvornog žarenja na temperaturi od 550°C u trajanju od 1 h i kaljenja u vodi sa ledom pristupilo se

veštačkom izotermalnom starenju na dve temperature: 180°C i 200°C u trajanju od 1 h-8 h.

- Istraživanje efekta ojačavanja nakon izohronog veštačkog starenja. Nakon rastvornog žarenja na temperaturi od 550°C u trajanju od 1 h i kaljenja u vodi sa ledom, izvršeno je izohrono starenje na temperaturama iz intervala 160°C do 330°C u trajanju od 30 min i 60 min.
- Istraživanje efekta ojačavanja tokom prirodnog starenja. Kaljeni uzorci sa temperature rastvornog žarenja od 550°C prirodno su stareni na sobnoj temperaturi u neoksidativnoj sredini u periodu od 3 - 70 dana.
- Istraživanje uticaja vremena prirodnog starenja na intenzitet precipitacionog ojačavanja tokom veštačkog starenja. Nakon kaljenja sa temperature rastvornog žarenja od 550°C uzorci su prirodno stareni u trajanju od 3, 10, 40, 70 dana, nakon čega su podvrgnuti i veštačkom starenju na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082.
- Istraživanje efekta ojačavanja starenjem nakon različitih režima termomehaničke obrade. Mehanička obrada u okviru termomehaničke obrade sprovedena je na dva različita načina. Najpre, je nakon kaljenja sa temperature rastvornog žarenja od 550°C izvršena hladna plastična deformacija stepenima deformacije od 20 % do 50 %. Nakon unošenja mehaničke energije deformacijom, uzorci su podvrgnuti izotermalnom veštačkom starenju na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082. Nakon toga, ispitan je i uticaj postdeformacije nakon izvršenog veštačkog starenja, tako što su uzorci koji su već bili izotermalno veštački stareni na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082 bili podvrgnuti hladnoj plastičnoj deformaciji sa različitim stepenima od 20 % do 50 %.

6.4 Karakterizacija uzoraka u toku termomehaničke obrade

Mehaničke, električne, toplotne i strukturne karakteristike određene su posle svake faze termomehaničke obrade. Dobijeni rezultati dali su jasnu sliku o mehanizmima i stepenu ojačavanja starenjem nakon različitih stadijuma termomehaničke obrade za ispitivane EN AW-6060 i EN AW-6082 legure.

Od eksperimentalnih metoda korišćene su sledeće:

- Ispitivanje mehaničkih osobina
 - Ispitivanje tvrdoće
 - Ispitivanje mikrotvrdoće
- Ispitivanje fizičkih osobina
 - Ispitivanje električne provodnosti
- Ispitivanje toplotnih osobina
 - Diferencijalna skenirajuća kalorimetrija (DSC)
 - Diferencijalna termalna analiza (DTA)
 - Merenje toplotne difuzivnosti (α)
 - Merenje toplotne provodnosti (λ)
 - Merenje specifične toplote (C_p)

- Ispitivanje mikrostrukture legura korišćenjem optičke i elektronske (SEM i TEM) mikroskopije
- Ispitivanje hemijskog sastava faza korišćenjem SEM-EDS analize

6.4.1 Ispitivanje mehaničkih osobina

Tvrdoća i mikrotvrdoća materijala predstavljaju jedne od najvažnijih mehaničkih osobina materijala. Merenje tvrdoće i mikrotvrdoće izvršeno je prema ASTM E384 standardu [82].

Za ispitivanje tvrdoće korišćena je Vikersova metoda utiskivanja dijamantskog utiskivača oblika piramide u ispitivane uzorke pri opterećenju od 10 kP u trajanju od 15 sekundi na aparatu za merenje tvrdoće „VEB Leipzig“.

Za merenje mikrotvrdoće, korišćen je uređaj za merenje mikrotvrdoće PMT-3 pri opterećenju od 100 gf u trajanju od 15 sekundi.

6.4.2 Ispitivanje fizičkih osobina

Ispitivanje fizičkih osobina ogledalo se u merenju električne provodnosti ispitivanih legura tokom karakterističnih stanja. Merenja su izvršena uz pomoć uređaja za direktno merenje električne provodnosti „Sigmatest 2.063“.

6.4.3 Ispitivanje toplotnih osobina

Ispitivanje toplotnih osobina uključivalo je:

- Diferencijalnu skenirajuću kalorimetriju (DSC)
- Diferencijalnu termalnu analizu (DTA)
- Merenje toplotne difuzivnosti (α)
- Merenje toplotne provodnosti (λ)
- Merenje specifične toplote (C_p)

Prve dve analize izvedene su na termalnom analizatoru „Q600 SDT“, koji je proizveden od strane TA Instruments. Uzorci legura EN AW-6060 i EN AW-6082 su rastvorno žareni na 550°C pa kaljeni i nakon toga ispitivani u uređaju sa neprekidnim zagrevanjem do temperature od 600°C i nakon toga sporim hlađenjem. Tokom eksperimenta, simultano su dobijene karakteristične DSC, DTA i rezultujuće krive oduzimanjem od referentne krive čistog aluminijuma.

Ostale analize, određivanje toplotne difuzivnosti, toplotne provodnosti i specifične toplote su izvršene na uređaju za merenje toplotne difuzivnosti „DXF-500“ proizveden od strane TA instruments.

Toplotne osobine uzoraka legure EN AW-6060 i EN AW-6082 ispitivane su uz pomoć „Flash“ metode. Ova metoda uključuje apsorbovanje pulsa energije visokog intenziteta sa gornje strane uzorka u obliku diska.

Oba uređaja pokazuju odličan potencijal za otkrivanje prisutnih precipitiranih faza, tako da ovi uređaji predstavljaju odličan alat koji se može itekako iskoristiti u ovoj, kao i u drugim naučnim oblastima.

Toplotna difuzivnost, toplotna provodnost i specifična toplota određivane su na dva načina. U prvom slučaju primenjena je ista metodologija kao kod DSC-DTA analize. Uzorci legura EN AW-6060 i EN AW-6082 su rastvorno žareni na 550°C i kaljeni i onda ispitivani u definisanim temperaturinim opsezima neprekidnim zagrevanjem do zadate temperature od 440°C. U drugom slučaju, uzorci legura EN AW-6060 i EN AW-6082 su ispitivani nakon različitih stadijuma termomehaničke obrade.

6.4.4 Ispitivanje mikrostrukture legura korišćenjem optičke i elektronske (SEM i TEM) mikroskopije

Nakon određene termomehaničke obrade izvršena je mikrostrukturna analiza.

Priprema uzoraka za metalografsku analizu uključivala je mokro brušenje na silicijum-karbid papirima različitih finoća, poliranje na tkanini sa dodatkom suspenzije aluminijum(III)oksida i naknadno nagrizanje Dix-Kellerovim reagensom (95 ml H₂O; 2,5 ml HNO₃; 1,5 ml HCl; 1 ml HF), kako bi došlo do otkrivanja prisutnih faza i granica zrna u mikrostrukтури.

Snimanje dobijenih mikrostruktura izvršeno je pri različitim uvećanjima (200 i 500 puta) uz pomoć digitalnog fotoaparata. Optički mikroskop korišćen za posmatranje mikrostruktura je Carl Zeiss Jena Epytip 2.

Za detaljniju analizu mikrostruktura i hemijskog sastava prisutnih faza korišćen je skenirajući elektroniski mikroskop Tescan Vega 3 LMU sa X-Act Oxford Instruments EDS detektorom.

Za analizu mikrostrukture na nano nivou primenjena je transmisiona elektronska mikroskopija. Za ovu analizu odabrani su reprezentativni uzorci obe legure gde je postignuto stanje maksimalne tvrdoće. U cilju dobijanja elektron transparentnih TEM folija izvršeno je poliranje i tanjenje na uređaju za pripremu „Gatan PIPS 691“. TEM analiza izvedena je na „Jeol JEM 2010F“ transmisionom elektronskom mikroskopu.





Slika 6.2 Prikaz uređaja za karakterizaciju ispitivanih legura

7. REZULTATI I DISKUSIJA

Uzorci dobijeni istiskivanjem u temper T6 stanju dostavljeni od strane „Al-Cu metali“ firme podvrgnuti su žarenju u cilju uklanjanja fabričke strukture. Žarenjem na 550°C u trajanju od 6 h uklonjena je fabrička struktura i dobijeno ravnotežno stanje, koje je u ovoj disertaciji označeno kao polazno stanje (temper O). Nakon toga uzorci su podvrgnuti sečenju na adekvatne dimenzije. Izvršena je i analiza hemijskog sastava obe legure (tabela 6.1.).

Nakon analize i potvrde željenog hemijskog sastava, uzorci su podvrgnuti termičkoj ili termomehaničkoj obradi u cilju analize uticaja različitih parametara na merene osobine. Naime, nakon sprovedene termičke ili TMO vršena su merenja različitih svojstava prema mogućnosti i dostupnosti uređaja koji su predstavljeni u eksperimentalnom delu (poglavlje 6. Eksperimentalni deo).

Rezultati ispitivanja dati su na sledeći način:

- Ispitivanje osobina legura nakon žarenja radi uklanjanja fabričke strukture (temper O)
- Ispitivanje osobina legura u stanju presičenog čvrstog rastvora nakon žarenja na 550°C i brzog hlađenja - kaljenja (temper W)
- Ispitivanje uticaja temperature rastvornog žarenja na osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legura
- Ispitivanje uticaja različitih parametara izohronog i izotermalnog veštačkog starenja na osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legura
- Ispitivanje uticaja vremena prirodnog starenja na poboljšanje osobina, kao i uticaja vremena prirodnog starenja na intenzitet naknadnog veštačkog starenja EN AW-6060 i EN AW-6082 legura
- Ispitivanje uticaja različitih režima termomehaničke obrade na osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legura

7.1 Ispitivanje osobina legura nakon žarenja radi uklanjanja fabričke strukture (temper O)

Rezultati merenja mehaničkih i fizičkih osobina ispitivanih legura u fabričkom stanju (temper T6) dati su u tabeli 7.1. Žarenje uzoraka na 550°C u trajanju od 6 h i sporo hlađenje na mirnom vazduhu obavljeno je radi dobijanja polaznog stanja uzoraka i uklanjanja fabričke strukture. Ovim postupkom je dobijeno polazno ravnotežno stanje (temper O) koje ujedno predstavlja i stanje najmanje tvrdoće. Ispitivanje osobina legura u polaznom stanju uključivalo je merenje tvrdoće, mikrotvrdoće, električne provodnosti, toplotne difuzivnosti, mikrostrukturna ispitivanja optičkim mikroskopom kao i SEM-EDS analizom. Rezultati merenja tvrdoće, mikrotvrdoće, električne provodnosti i toplotne difuzivnosti dati su u tabeli 7.2.

Tabela 7.1. Rezultati merenja različitih osobina ispitivanih legura u fabričkom stanju

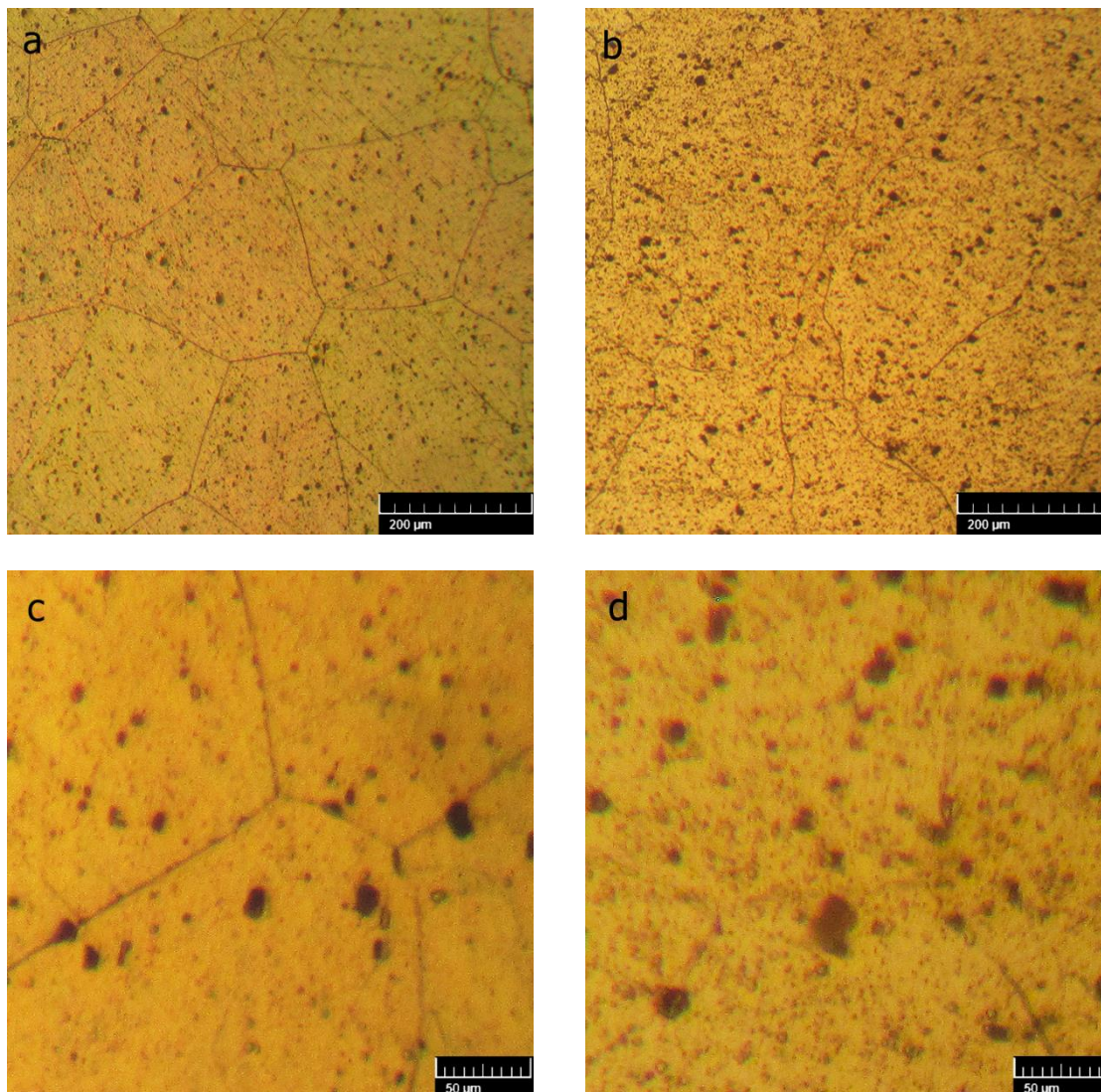
<i>Legura</i>	<i>tvrdoća (HV₁₀)</i>	<i>mikrotvrdoća (HV_{0,1})</i>	<i>električna provodnost (MS/m)</i>
EN AW-6060	90	101	32,5
EN AW-6082	117	133	29,9

Tabela 7.2. Rezultati merenja različitih osobina ispitivanih legura nakon žarenja u cilju uklanjanja fabričke strukture (temper O)

<i>Legura</i>	<i>tvrdoća (HV₁₀)</i>	<i>mikrotvrdoća (HV_{0,1})</i>	<i>električna provodnost (MS/m)</i>	<i>toplotna difuzivnost (cm²/s)</i>
EN AW-6060	47	65	31,4	0,83
EN AW-6082	59	80	29,5	0,74

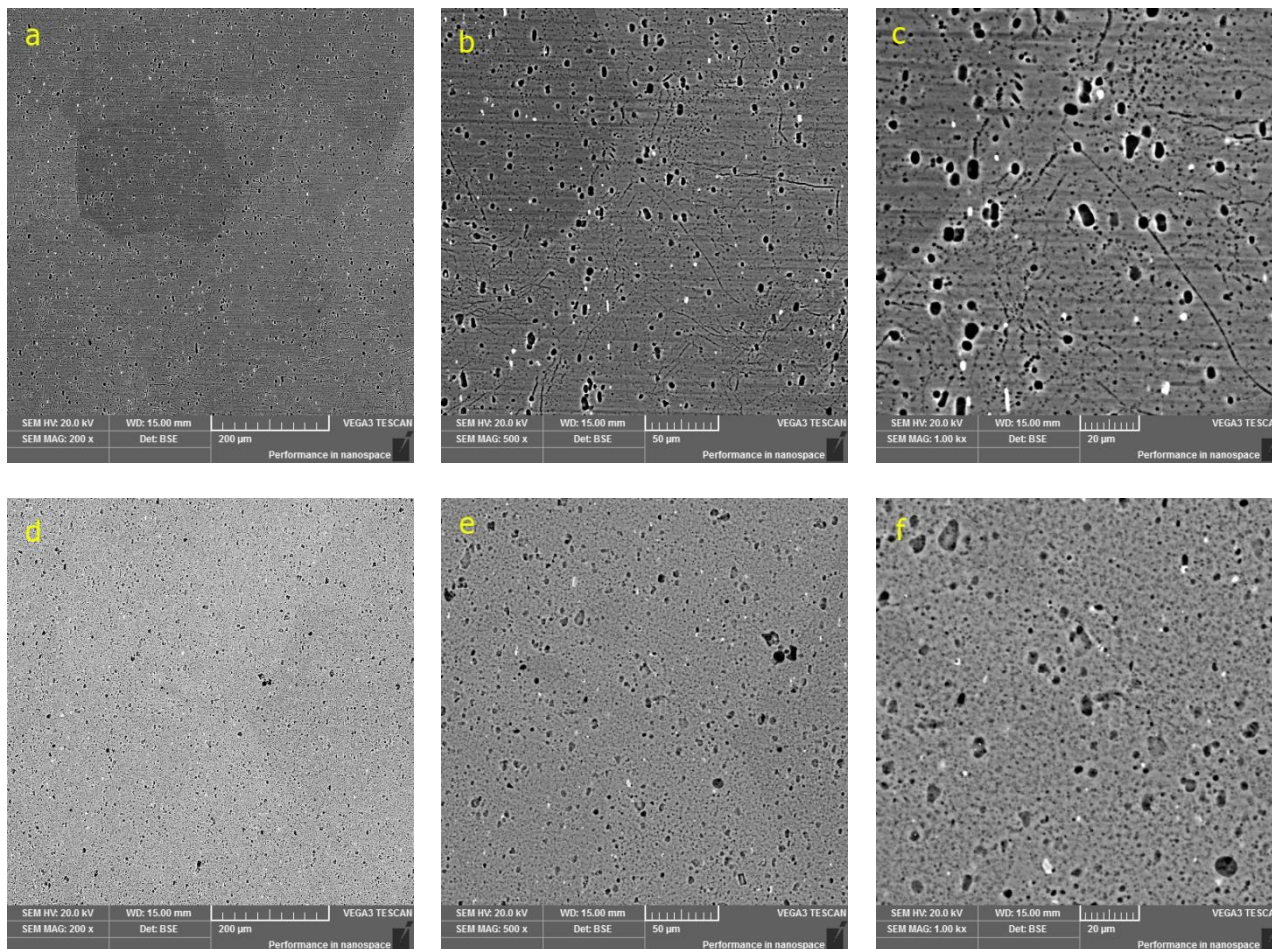
Poređenjem rezultata merenja različitih osobina prikazanih u tabelama 7.1. i 7.2. može se zaključiti da je fabrička struktura uspešno uklonjena. Vrednosti mehaničkih osobina drastično su pale nakon sprovedenog postupka žarenja, dok je uočen i blagi pad fizičkih osobina. Analizom osobina datih u tabeli 7.2 može se zaključiti da legura EN AW-6082 ima više vrednosti mehaničkih osobina (tvrdoću i mikrotvrdoću) u odnosu na leguru EN AW-6060. Ovo se pripisuje većoj količini legirajućih elemenata pri legiranju. Sa porastom količine legirajućih elemenata raste i količina ojačavajućih precipitata i zasićenje aluminijumske matrice, stoga je rast mehaničkih osobina evidentan kao i pad električne provodnosti i toplotne difuzivnosti.

Optička mikroskopija nudi niža uvećanja i zbog toga se donekle može koristiti za analizu promena u mikrostrukturi kod ispitivanih legura. Razlika u hemijskom sastavu dveju legura se jasno može videti na slikama 7.1a-d, na kojima su pokazane mikrostrukture ispitivanih legura nakon žarenja u cilju uklanjanja fabričke strukture i dobijanja polaznog stanja. Analizom prikazanih mikrofotografija može se zaključiti da legura EN AW-6060 ima nešto manju količinu istaloženih precipitata, jasno poligonalna zrna sa ravnim ivicama. Legura EN AW-6082 ima veću količinu precipitata sa pojedinim blago koagulisanim česticama i ne tako jasno izražene blago zakrivljene granice zrna.

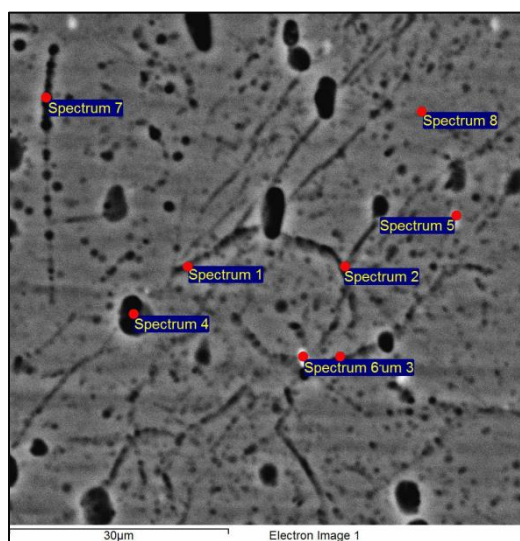


Slika 7.1. Optičke mikrofotografije nakon žarenja u cilju eliminisanja fabričkog stanja i dobijanja ravnotežnog stanja; a) EN AW-6060, 200x; b) EN AW-6082, 200x; c) EN AW-6060, 500x; d) EN AW-6082, 500x

Dalje istraživanje uz pomoć skenirajuće elektronske mikroskopije zajedno sa energetska disperzivnom spektroskopijom pokazalo je tip faza koje su prisutne u mikrostrukтури kao i njihovu morfologiju i distribuciju. Na slici 7.2. mogu se videti SEM mikrofotografije ispitivanih legura nakon žarenja na 550°C u trajanju od 6 h. Mogu se uočiti fino raspoređeni precipitati u aluminijumskoj osnovi. S obzirom na to da se radi o ravnotežnom stanju, u strukturi se na slikama 7.1 i 7.2 može uočiti ravnotežna β faza koja se pojavljuje na dva načina: kao veoma fino dispergovani talog i u obliku nešto krupnijih čestica sferičnog oblika [31]. Pregledom mikrofotografija se zapaža da je razlika u hemijskom sastavu legura uticala na razlike u mikrostrukтури.



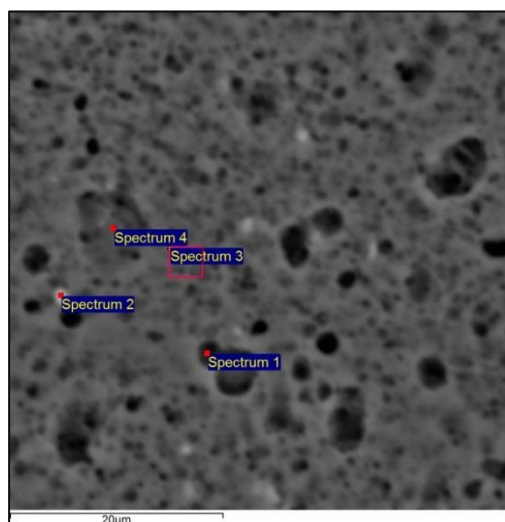
Slika 7.2. SEM mikrografije nakon žarenja u cilju dobijanja ravnotežnog stanja; a) EN AW-6060 200x; b) EN AW-6060 500x; c) EN AW-6060 1000x; d) EN AW-6082 200x; e) EN AW-6082 500x; f) EN AW-6082 1000x



Spektar	Mg	Al	Si	Mn	Fe
Spektar 1	0,54	8,86	0,6		
Spektar 2	0,45	98,93	0,62		
Spektar 3	0,54	99,04	0,43		
Spektar 4	0,47	99,29	0,24		
Spektar 5	0,4	92,69	2,31	0,14	4,47
Spektar 6		91,31	3,21	0,19	5,3
Spektar 7	0,43	99,57			
Spektar 8	0,52	99,21	0,28		

Sve vrednosti date su u at.%

Slika 7.3. SEM-EDS analiza EN AW-6060 legure nakon žarenja u cilju dobijanja ravnotežnog stanja



Spektar	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu
Spektar 1	2,04	96,38	1,58			
Spektar 2		90,04	5,21	1,8	2,95	
Spektar 3	0,53	98,37	0,87	0,23		
Spektar 4	0,51	98,45	0,69	0,12		0,23

Sve vrednosti date su u at.%

Slika 7.4. SEM-EDS analiza EN AW-6082 legure nakon žarenja u cilju dobijanja ravnotežnog stanja

Radi detaljnijeg ispitivanja hemijskog sastava precipitata prisutnih u mikrostrukturi primenjena je SEM-EDS analiza. SEM mikrofotografije sa EDS analizom pojedinih faza prikazane su na slikama 7.3 i 7.4. Analizirajući SEM mikrofotografije na slikama 7.3 i 7.4 može se zaključiti da postoji nekoliko tipova precipitata. Prvenstveno, ravnotežna β faza kod obe ispitivane legure se pojavila u vidu veoma finih istaloženih čestica, čiji hemijski sastav je prikazan spektrom 8 na slici 7.3 kod EN AW-6060 legure i spektrom 3 na slici 7.4 kod EN AW-6082 legure. Takođe, ova faza se pojavljuje i u obliku čestica sferičnog oblika, a njen hemijski sastav je prikazan spektrom 4 na slici 7.3 i spektrom 1 na slici 7.4. Ravnotežna β faza ima hemijsku formulu Mg_2Si , odnos magnezijum i silicijum atoma je veoma teško detektovati zbog EDS metode i opsega skeniranja na površini, pa stoga spektri nemaju egzaktni sastav u skladu sa teorijom. Druge faze bazirane na magnezijumu i silicijumu pojavljuju se u obliku nepravilnih pločica sa odnosom silicijuma i magnezijuma blizu jedinice (spektri 1-3, slika 7.3). Faza koja se na SEM mikrofotografijama pojavljuje u vidu belih čestica u osnovi sadrži atome Al, Fe, Si i Mn. Ova faza se može kategorisati kao $\alpha-Al(FeMn)Si$ faza koja se formira tokom žarenja koje je sprovedeno radi uklanjanja fabričke strukture. Ona je pokazana spektrom 5 na slici 7.3 i spektrom 2 na slici 7.4. Tokom ove vrste žarenja prema Kujipersu i saradnicima [83] $\beta-AlFeSi$ faza se razdvaja na sitnije sferične čestice, koje se takođe pojavljuju u vidu beličastih faza, sa malom količinom Mn, pokazano spektrom 6 na slici 7.3.

7.2. Ispitivanje osobina legura u stanju presićenog čvrstog rastvora nakon rastvornog žarenja na 550°C i brzog hlađenja

Dobijanje presićenog čvrstog rastvora uključivalo je žarenje na temperaturi od 550°C u trajanju od 1 h i naknadno kaljenje u vodi sa ledom. Ovo stanje predstavlja neravnotežno i veoma nestabilno stanje, koje ujedno ima tendenciju da se vrati u stabilno tj. ravnotežno stanje. Žarenjem i kaljenjem iz jednofaznog područja obezbeđeno je rastvaranje svih legrajućih elemenata u osnovu aluminijuma, ali pored toga došlo je i do unošenja grešaka u kristalnu rešetku.

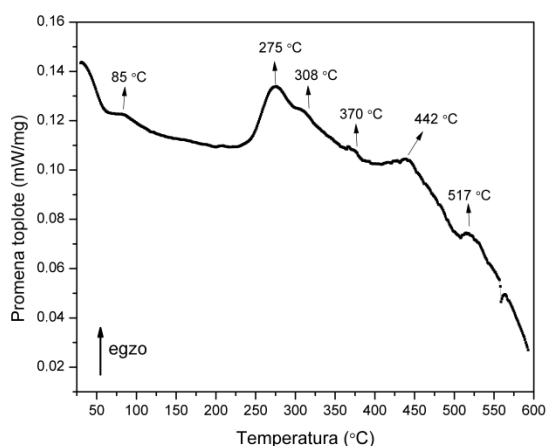
Ispitivanje dobijenog presićenog čvrstog rastvora uključivalo je merenje tvrdoće, mikrotvrdoće, električne provodnosti neposredno nakon izvršenog kaljenja. Na kaljenim uzorcima

je urađena DSC/DTA analiza radi dobijanja i analize precipitacionog niza tokom kontinualnog zagrevanja sve do temperature od 600°C. Takođe je na kaljenim uzorcima sprovedeno i merenje toplotne difuzivnosti, provodnosti i specifične toplote tokom kontinualnog zagrevanja. Mikrostrukturna ispitivanja optičkim i SEM mikroskopom je bilo nemoguće tačno uraditi kod ove grupe uzoraka, jer veoma brzo nakon kaljenja dolazi do prirodnog starenja ovih legura, što je u skladu sa rezultatima mnogih autora koji su do istih zaključaka došli [5, 7, 42-45]. Rezultati merenja tvrdoće, mikrotvrdoće, električne provodnosti, toplotne provodnosti i toplotne difuzivnosti dati su u tabeli 7.3.

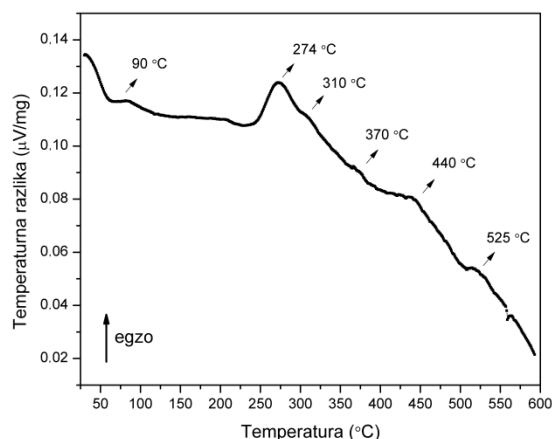
Tabela 7.3. Rezultati merenja različitih osobina ispitivanih legura u stanju presićenog čvrstog rastvora

Legura	tvrdoća (HV_{10})	mikrotvrdoća ($HV_{0,1}$)	električna provodnost (MS/m)	toplotna difuzivnost (cm^2/s)	toplotna provodnost ($W/m\cdot K$)
EN AW-6060	56	77	30,8	0,85	205
EN AW-6082	71	94	28	0,73	181,7

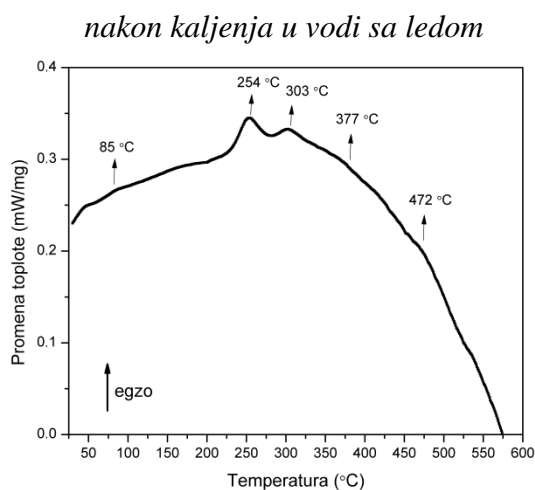
Poređenjem rezultata iz tabele 7.3 datih za kaljene uzorke sa rezultatima iz tabele 7.2 datih za uzorke nakon žarenja, može se doći do zaključka da je došlo do blagog porasta vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće, dok su vrednosti električne provodnosti opale. Ove promene se mogu objasniti procesom kaljenja sa temperature u jednofaznom području zbog kog je došlo i do obrazovanja većeg broja vakancija i rastvorenih atoma. Promene se zapažaju usled okupljanja rastvorenih atoma u posebne konfiguracije koje uzrokuju rasipanje elektrona što dovodi do pada električne provodnosti koje je potvrđeno i od strane drugih autora [14, 24, 84, 85]. Velika brzina difuzije prouzrokuje pojavu obrazovanja velikog broja praznina pri kaljenju, gde je koncentracija istih nekoliko redova veličina veća od one na sobnoj temperaturi [84]. Porast mehaničkih osobina se može pripisati povećanoj koncentraciji vakancija u rešetci.



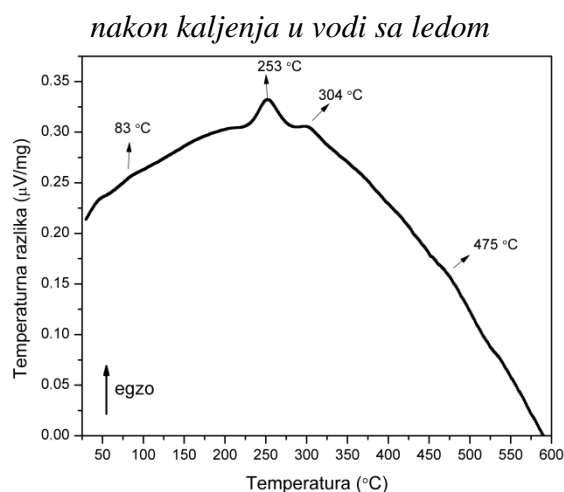
Slika 7.5. DSC kriva za leguru EN AW-6060 pri zagrevanju brzinom od 10°C/min



Slika 7.6. DTA kriva za leguru EN AW-6060 pri zagrevanju brzinom od 10°C/min



Slika 7.7. DSC kriva za leguru EN AW-6082 pri zagrevanju brzinom od 10°C/min nakon kaljenja u vodi sa ledom



Slika 7.8. DTA kriva za leguru EN AW-6082 pri zagrevanju brzinom od 10°C/min nakon kaljenja u vodi sa ledom

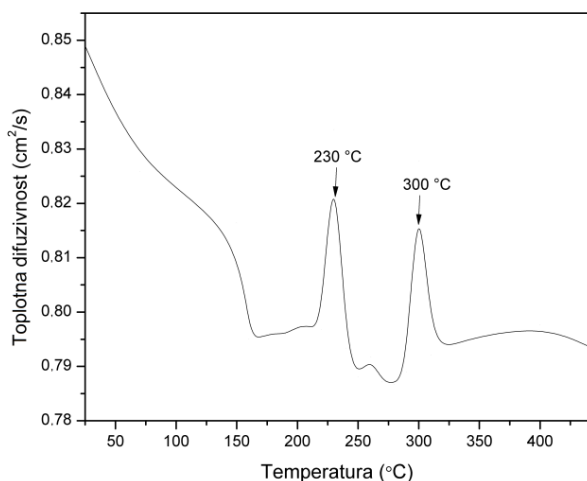
Na kaljenim uzorcima izvršena je DSC i DTA analiza kao savremenim eksperimentalnim metodama u smislu praćenja toplotnog ponašanja i analize precipitacionog niza, koji bi poslužio kao osnova za dalje definisanje parametara veštačkog starenja. Ove analize su izvršene odmah nakon kaljenja pri brzini zagrevanja od 10°C/min.

Pregledom dobijenih DSC krivih na slikama 7.5 i 7.7 može se zaključiti da su se i u ovom slučaju pojavili karakteristični pikovi, koji odgovaraju opšte prihvaćenom precipitacionom nizu u literaturi, a koji se može dati na sledeći način: $\alpha_{ssss} \rightarrow \text{Mg:Si klasteri} \rightarrow \text{G.P. zone} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \text{Si}$ (ako postoji silicijum u višku) $\rightarrow \beta$ [3, 16, 24, 30, 34, 47-50]. Svaki od dobijenih pikova odgovara reakciji precipitacije neke vrste taloga. Pik koji se pojavljuje u oblasti temperatura oko 85°C predstavlja precipitaciju klastera i koklastera na bazi magnezijuma i silicijuma [3, 24, 47, 86]. Precipitacija metastabilne β'' faze prezentovana je egzotermnim pikovima koji se javljaju na temperaturi od 275°C kod legure EN AW-6060 i na nešto nižoj temperaturi od 254°C kod legure EN AW-6082. Pik koji se javlja na temperaturama 308°C za EN AW-6060 i na 303°C za EN AW-6082 predstavlja precipitaciju β' metastabilne faze [3, 4, 16, 24, 30, 34, 44, 48-50]. Na temperaturi od 370°C i 377°C, redom za EN AW-6060 i EN AW-6082 legure dolazi do precipitacije viška silicijuma, koji je svakako prisutan u ovim legurama i uz pomoć formule koju je dao Gupta i dr. [30] može se doći do njegove procentualne vrednosti.

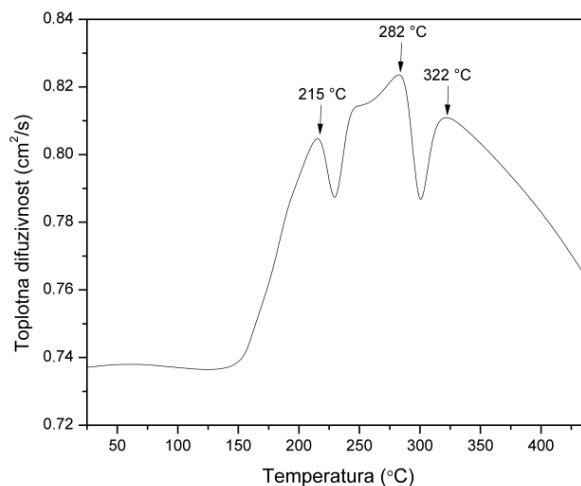
Prema jednačini: višak silicijuma = (mas.% silicijuma u leguri) - [(mas.% magnezijuma u leguri)/1.73 + 0.25 · (mas.% železa u leguri)], za leguru EN AW-6060 višak silicijuma iznosi svega 0,1 mas. %. S obzirom na to da je legura EN AW-6082 više legirana, višak silicijuma za ovu leguru iznosi 0,315 mas. %. Poslednja dva pika na krivoj za leguru EN AW-6060, na temperaturama od 442°C i 517°C, pripisuju se precipitaciji stabilne β faze, dok ta temperatura kod legure EN AW-6082 iznosi 472°C [30, 34]. Neizraženi pikovi se često javljaju kod ovih analiza zbog niskog kalorimetrijskog efekta, koji zavisi između ostalog i od mase uzorka [50]. Pomeranje pikova ka višim temperaturama je dominantno kod DSC analize ovih legura i javlja se primarno zbog izuzetno male mase uzorka, zbog pripreme uzorka i zbog samih uređaja za analizu [16, 30, 34]. Takođe, svi komentari u vezi sa analizom DSC krivih važe ujedno i za DTA krive, prikazane na slikama 7.6 i 7.8. Uticaj hemijskog sastava je takođe evidentan na datim krivama. Naime, veliki uticaj na pojavu karakterističnih pikova ima količina legirajućih elemenata u leguri, a posebno količina

magnezijuma i silicijuma. Kod više legiranih legura, kao što je EN AW-6082, pikovi se pojavljuju na višim vrednostima promene temperature, što je potvrđeno i od strane drugih autora [16, 30, 34].

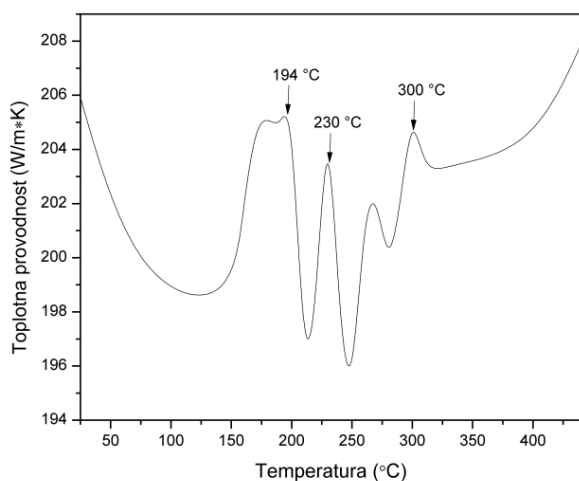
Nakon DSC/DTA analize pristupljeno je ispitivanju toplotnih osobina u oblastima temperatura u kojima su se pojavili karakteristični pikovi. Kaljeni uzorci ispitivanih legura su kontinualno zagrevani u zaštitnoj atmosferi azota pri brzini zagrevanja od $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ i uz pomoć Flash metode dobijeni su rezultati za toplotnu difuzivnost, toplotnu provodnost i specifičnu toplotu.



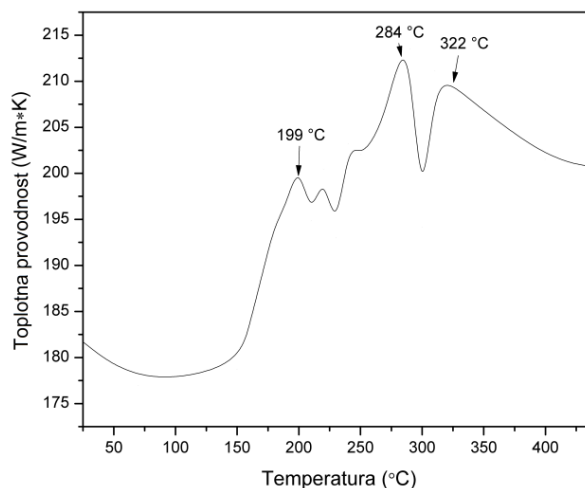
Slika 7.9. Toplotna difuzivnost za leguru EN AW-6060 nakon kaljenja u vodi sa ledom pri zagrevanju brzinom od $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$



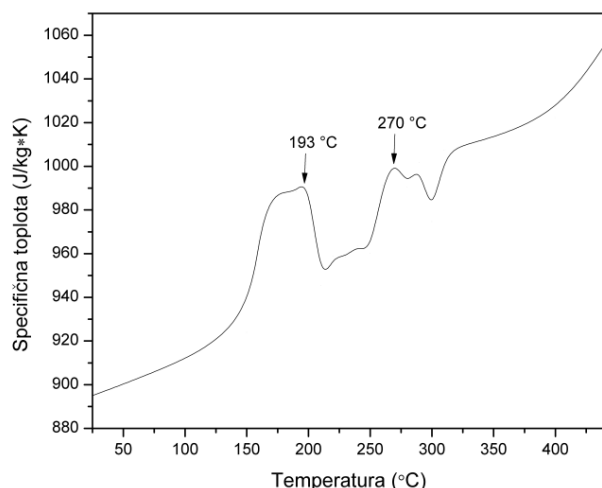
Slika 7.10. Toplotna difuzivnost za leguru EN AW-6082 nakon kaljenja u vodi sa ledom pri zagrevanju brzinom od $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$



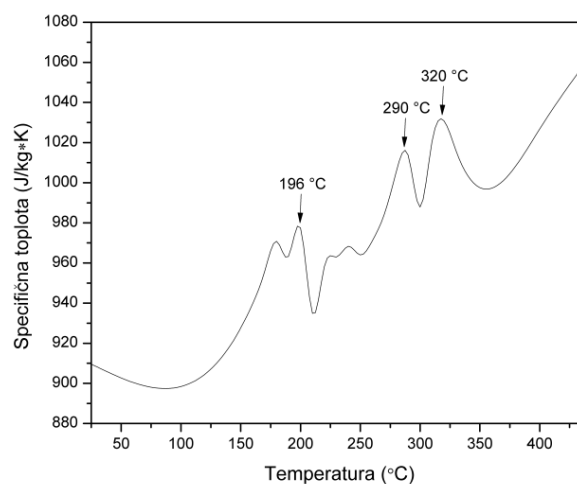
Slika 7.11. Toplotna provodnost za leguru EN AW-6060 nakon kaljenja u vodi sa ledom pri zagrevanju brzinom od $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$



Slika 7.12. Toplotna provodnost za leguru EN AW-6082 nakon kaljenja u vodi sa ledom pri zagrevanju brzinom od $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$



Slika 7.13. *Specifična toplota za leguru EN AW-6060 nakon kaljenja u vodi sa ledom pri zagrevanju brzinom od 10°C/min*



Slika 7.14. *Specifična toplota za leguru EN AW-6082 nakon kaljenja u vodi sa ledom pri zagrevanju brzinom od 10°C/min*

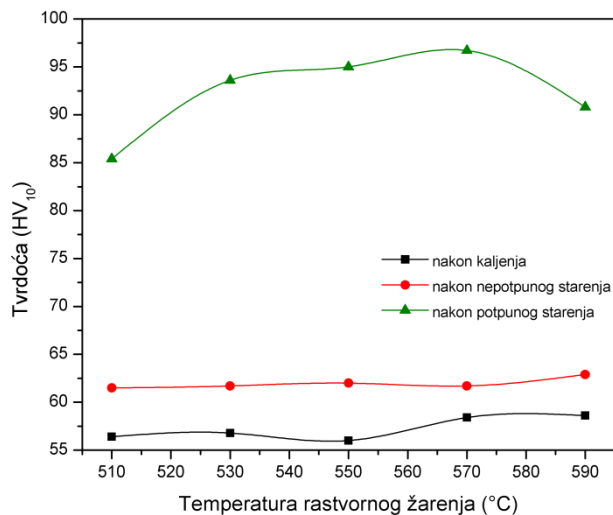
Na slikama 7.9-7.14 dati su rezultati merenja toplotne difuzivnosti, toplotne provodnosti i specifične toplote za legure EN AW-6060 i EN AW-6082 tokom kontinualnog zagrevanja od sobne temperature do 440°C.

Prema teorijskim postavkama sa porastom temperature dolazi do postepenog opadanja toplotne difuzivnosti i provodnosti usled toplotnih vibracija atoma u rešetki i prekida kretanja slobodnih elektrona [87]. Ova pojava se može zapaziti na slikama 7.9-7.12 pri nižim temperaturama zagrevanja. Na temperaturama iznad 150°C dolazi do porasta toplotne difuzivnosti i provodnosti kod obe legure, što se može pripisati precipitaciji G.P. zona i drugih metastabilnih faza, koje se javljaju u oblasti temperatura do oko 200°C. Kod legure EN AW-6060 intenzitet pika je slab, dok se kod legure EN AW-6082 pik na 215°C jasno uočava (slike 7.9 i 7.10). Sa porastom temperature precipitacija se nastavlja i vrednosti toplotne difuzivnosti, provodnosti i specifične toplote rastu. Na slici 7.9 pojavljuju se dva veoma izražena pika na 230°C i 300°C, koji odgovaraju precipitaciji β'' i β' faza, respektivno. Kod legure EN AW-6082 (slika 7.10) su ti pikovi pomereni ka višim temperaturama i pojavljuju se na temperaturama od 282°C i 322°C. Toplotna difuzivnost i toplotna provodnost imaju najviše vrednosti upravo na temperaturama na kojima se pojavljuju ovi pikovi, zbog smanjenja koncentracije legirajućih elemenata u presičenom čvrstom rastvoru, što je uzrokovano precipitacijom [16, 88]. Krive dobijene za toplotnu provodnost (slike 7.11 i 7.12) imaju veoma slične pikove, onima koji se pojavljuju na krivama za toplotnu difuzivnost. Na slikama 7.13 i 7.14 može se videti da specifična toplota gotovo monotono raste sa porastom temperature, a karakteristični pikovi su i dalje prisutni u oblastima temperatura u kojima se javlja precipitacija [4].

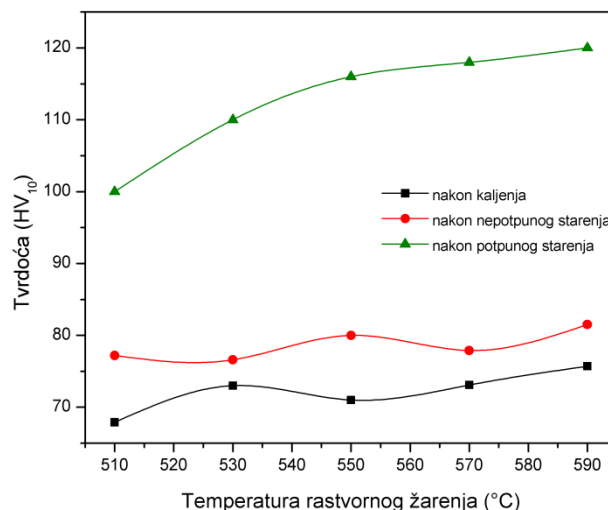
7.3 Ispitivanje uticaja temperature rastvornog žarenja na osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legura

Ispitivano je pet različitih temperatura rastvornog žarenja u intervalu od 510°C do 590°C. Nakon rastvornog žarenja sa pet različitih temperatura uzorci dveju legura su kaljeni, nepotpuno stareni i potpuno stareni. Nepotpuno starenje je izvršeno tako što su uzorci nakon kaljenja podvrgavani veštačkom starenju na temperaturi od 180°C u trajanju od 1 h, dok su potpuno stareni uzorci podvrgavani veštačkom starenju na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN-AW

6060 i 6 h za leguru EN AW-6082. Prema literaturi, viša temperatura rastvornog žarenja može dovesti do boljeg i intenzivnijeg rastvaranja legirajućih elemenata. Na slici 7.15 i 7.16 može se videti uticaj temperature rastvornog žarenja na tvrdoću legura EN AW-6060 i EN AW-6082 nakon različitih stadijuma termičke obrade tj. nakon kaljenja, nepotpunog ili potpunog starenja.



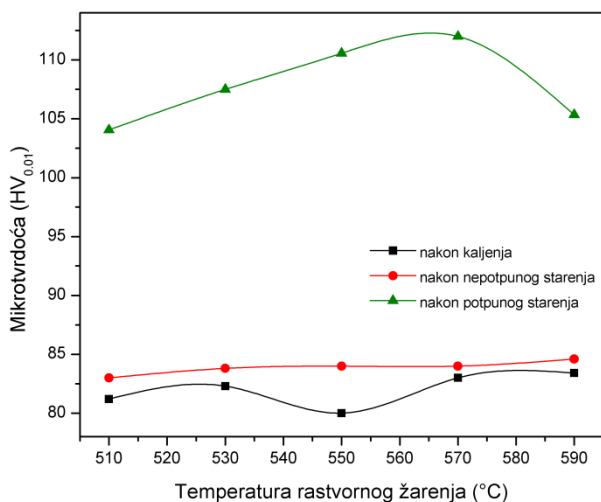
Slika 7.15. Uticaj temperature rastvornog žarenja na tvrdoću legure EN AW-6060 nakon različitih stadijuma termičke obrade



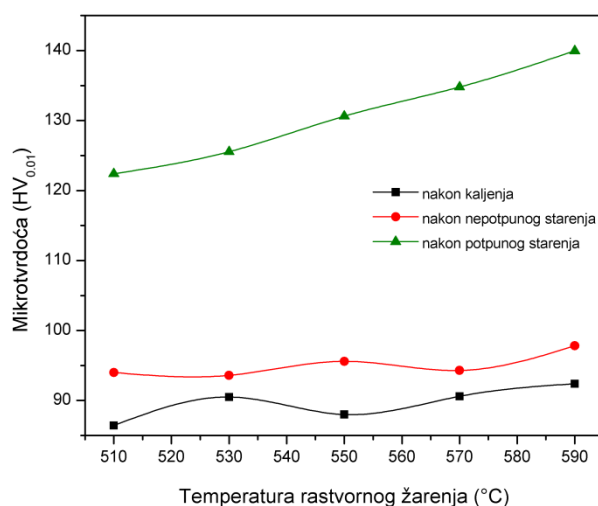
Slika 7.16. Uticaj temperature rastvornog žarenja na tvrdoću legure EN AW-6082 nakon različitih stadijuma termičke obrade

Može se zaključiti da temperatura rastvornog žarenja, kao prvi analizirani parametar termičke obrade, u posmatranom temperaturnom intervalu nema značajnijeg uticaja na mehaničke osobine ispitivanih legura, posebno kod legure EN AW-6060 koja je manje legirana. Analizom prezentovanih grafika na slikama 7.15 i 7.16 može se zaključiti da kod legure EN AW-6060 tvrdoća tokom kaljenja i nepotpunog starenja gotovo ostaje ista, apsolutna promena je 2-3 HV₁₀. Nešto veća promena se može uočiti pri potpunom starenju na temperaturi rastvornog žarenja od 570°C. Tvrdoća je postepeno rasla i dostigla maksimalnu vrednost od 96,7 HV₁₀ na temperaturi rastvornog žarenja od 570°C, nakon čega je usledio pad vrednosti tvrdoće. Analizom dobijenih rezultata tvrdoće za leguru EN AW-6082 može se zapaziti nešto veći uticaj temperature rastvornog žarenja zbog toga što ona sadrži veću količinu legirajućih elemenata, što sa sobom povlači veću količinu čestica metastabilnih faza koje direktno utiču na porast tvrdoće [76, 77]. Taj uticaj je posebno evidentan kod uzoraka koji su potpuno stari gde je tvrdoća dostigla maksimum od 120 HV₁₀ pri najvišoj temperaturi rastvornog žarenja od 590°C u poređenju sa temperaturom od 510°C gde je tvrdoća iznosila svega 100 HV₁₀. Kod ovih uzoraka fazne transformacije su u potpunosti završene prema precipitacionom nizu, pa je i u strukturi prisutniji veći stepen homogenizacije i disperzije. Kod kaljenih uzoraka i nepotpuno starenih tvrdoća je varirala kao i kod EN AW-6060 legure i apsolutne promene su iznosile od 5 do 7 HV₁₀. Takođe, tendencija rasta vrednosti tvrdoće jasnije se može zapaziti na uzorcima koji su prošli potpuno starenje. Gotovo isti zaključci se mogu izvesti i sa slika 7.17 i 7.18 na kojima je data promena vrednosti mikrotvrdoće sa promenom temperature rastvornog žarenja, nakon različitih stadijuma termičke obrade. Mikrotvrdoća kao i u slučaju tvrdoće kod obe legure nakon kaljenja i nepotpunog starenja varira sa promenom temperature rastvornog žarenja. Apsolutne promene kod ovih uzoraka za obe legure kreću se od 2-7 HV_{0,1}. Kod obe legure nakon potpunog starenja mikrotvrdoća postepeno raste dostižući maksimum na temperaturi rastvornog žarenja od 570°C kod legure EN AW-6060 i ta vrednost iznosi 112 HV_{0,1},

dok je kod legure EN AW-6082 maksimum dostignut na temperaturi od 590°C, a vrednost iznosi 140 HV_{0,1}. Mikrotvrdoća uzoraka potpuno starenih na temperaturi od 510°C kod legure EN AW-6060 iznosila je 104 HV_{0,1}, a kod legure EN AW-6082 je iznosila 122 HV_{0,1}. Takođe se i kod mikrotvrdoće primećuje veća izraženost uticaja temperature rastvornog žarenja kod legure koja je više legirana.

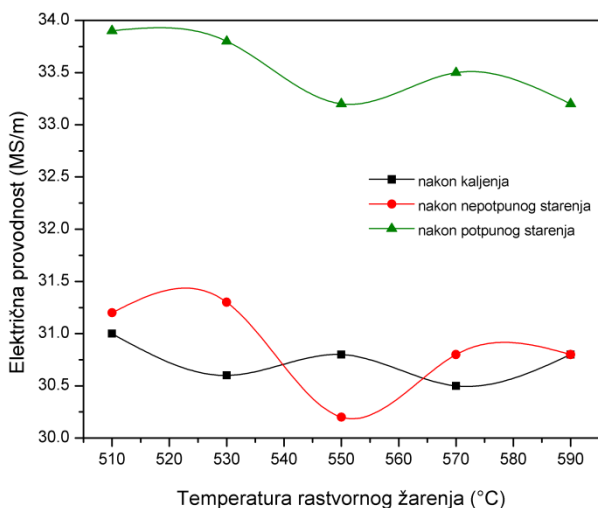


Slika 7.17. Uticaj temperature rastvornog žarenja na mikrotvrdoću legure EN AW-6060 nakon različitih stadijuma termičke obrade

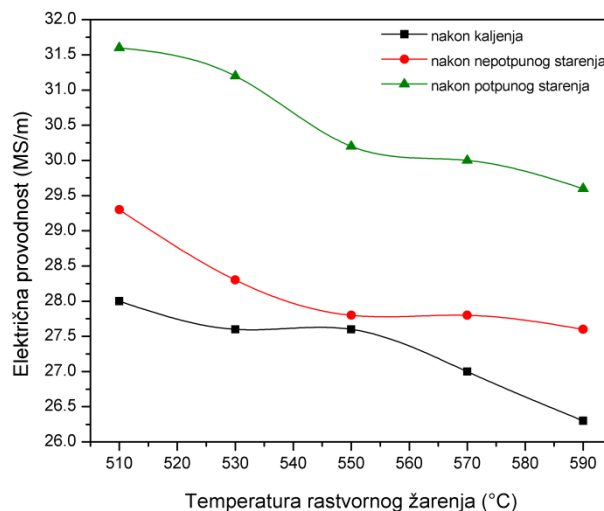


Slika 7.18. Uticaj temperature rastvornog žarenja na mikrotvrdoću legure EN AW-6082 nakon različitih stadijuma termičke obrade

Na slikama 7.19 i 7.20 može se zapaziti uticaj temperature rastvornog žarenja na električnu provodnost ispitivanih legura nakon različitih stadijuma termičke obrade.

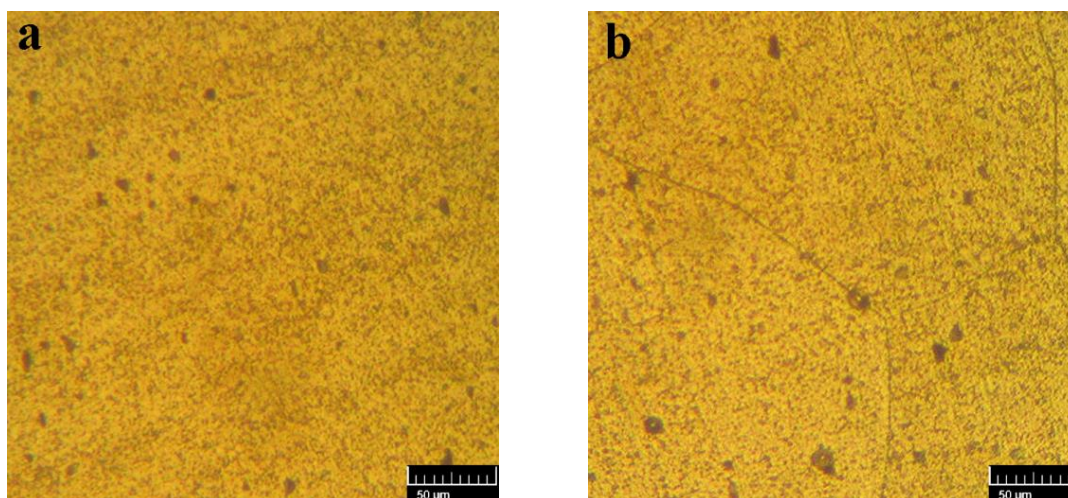


Slika 7.19. Uticaj temperature rastvornog žarenja na električnu provodnost legure EN AW-6060 nakon različitih stadijuma termičke obrade

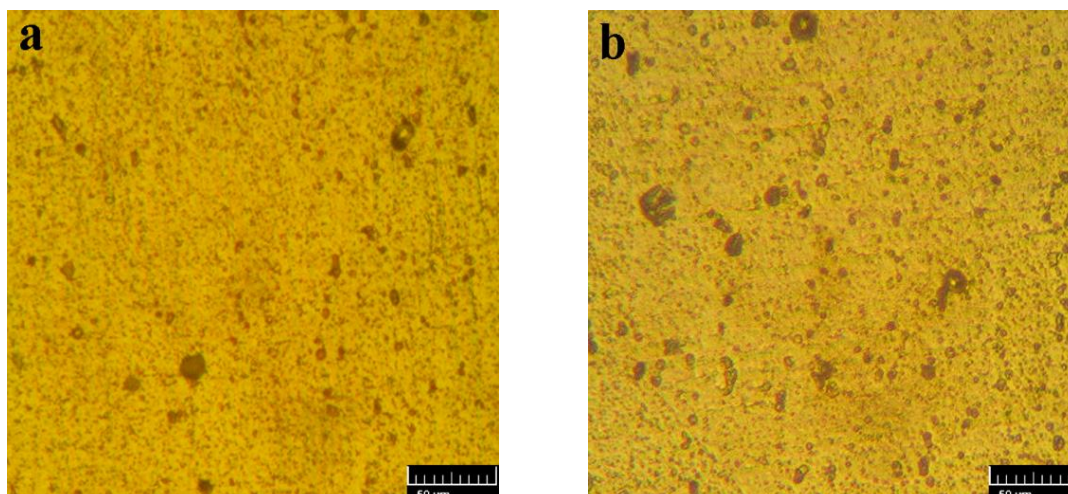


Slika 7.20. Uticaj temperature rastvornog žarenja na električnu provodnost legure EN AW-6082 nakon različitih stadijuma termičke obrade

Posmatrajući prezentovane grafike, opet se dolazi do zaključka da je uticaj temperature rastvornog žarenja daleko evidentniji kod legure EN AW-6082, iz istog razloga kao i kod uticaja na mehaničke osobine. Kod legure EN AW-6060 električna provodnost varira sa porastom temperature rastvornog žarenja kod kaljenih i nepotpuno starenih uzoraka kao i kod mehaničkih osobina, dok je pad električne provodnosti sa porastom temperature rastvornog žarenja kod uzoraka nakon potpunog starenja evidentan na slici 7.19. Minimalna vrednost električne provodnosti kod potpuno starenih uzoraka dobijena je pri rastvornom žarenju na temperaturi od 590°C i iznosila je 33,2 MS/m. Kod legure EN AW-6082 tendencija opadanja električne provodnosti evidentna je kod svih stadijuma termičke obrade. Maksimalna vrednost električne provodnosti ostvarena je kod uzoraka nakon potpunog starenja, pri temperaturi rastvornog žarenja od 510°C i iznosila je 31,6 MS/m. Veća količina rastvorenih faza u osnovi aluminijuma sa porastom temperature rastvornog žarenja je potvrđena smanjenjem električne provodnosti u kaljenim uzorcima sa porastom temperature rastvornog žarenja. Intenzivnije rastvaranje legiranih elemenata pri rastvornom žarenju kasnije utiče na pojavu ojačavajućih metastabilnih faza prilikom starenja. Vrednosti električne provodnosti će porasti samo onda kada dolazi do razlaganja presičenog čvrstog rastvora precipitacijom metastabilnih faza. Starenje je uzrokovalo porast električne provodnosti u odnosu na zakaljene uzorke, ali tendencija opadanja električne provodnosti sa porastom temperature rastvornog žarenja se nastavlja kao rezultat nižih početnih vrednosti električne provodnosti kaljenih uzoraka sa viših temperatura. Sa porastom temperature rastvornog žarenja u matrici je rastvoreno više legiranih elemenata, koji kasnije nisu imali prilike da precipitiraju iz čvrstog rastvora. Ostajući u čvrstom rastvoru, legirajući elementi dovode do rasipanja elektrona, što dovodi do opadanja električne provodnosti [14].



Slika 7.21 Mikrofotografija legure EN AW-6060 nakon rastvornog žarenja na različitim temperaturama, kaljenja i potpunog starenja; a) na temperaturi od 510°C; b) na temperaturi od 570°C, uveličanje x500



Slika 7.22 Mikrofotografija legure EN AW-6082 nakon rastvornog žarenja na različitim temperaturama, kaljenja i potpunog starenja; a) na temperaturi od 510°C; b) na temperaturi od 590°C, uveličanje x500

Na mikrofotografijama 7.21. i 7.22 prikazane su strukture uzoraka dobijene pri različitim temperaturama rastvornog žarenja, a nakon potpunog starenja (treći stadijum ojačavanja). Radi poređenja uzete su temperature rastvornog žarenja pri kojima su dobijene minimalne i maksimalne vrednosti tvrdoće legura. Na slici 7.22b koja prikazuje uticaj više temperature rastvornog žarenja, jasno se uočava prisustvo veće količine rastvorenih faza u osnovi aluminijuma u odnosu na strukturu sa slike 7.22a, koja prikazuje uticaj niže temperature rastvornog žarenja i manju količinu istih.

Temperatura rastvornog žarenja utiče na mehaničke, fizičke osobine kao i na mikrostrukturu. Ali, posebno kada su u pitanju nisko legirane aluminijumske legure, u temperaturnom intervalu od 500°C do 600°C taj uticaj nije toliko intenzivan. Porast vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće govori o pozitivnom uticaju viših temperatura rastvornog žarenja u odnosu na ustaljene temperature u praksi. Električna provodnost opada sa porastom temperature rastvornog žarenja, pa je tu izražen negativan uticaj temperature rastvornog žarenja. Stoga je odlučeno da se u daljem toku eksperimenata ipak zadrži konstantna vrednost temperature rastvornog žarenja kod obe legure i da ona iznosi 550°C, zato što prema literaturi ova temperatura obezbeđuje potpuno rastvaranje svih legirajućih elemenata u α fazi prema kvazi binarnom dijagramu stanja i može se uzeti kao temperatura na kojoj se postižu optimalne mehaničke i fizičke osobine.

7.4 Ispitivanje uticaja različitih parametara izohronog i izotermalnog veštačkog starenja na osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legura

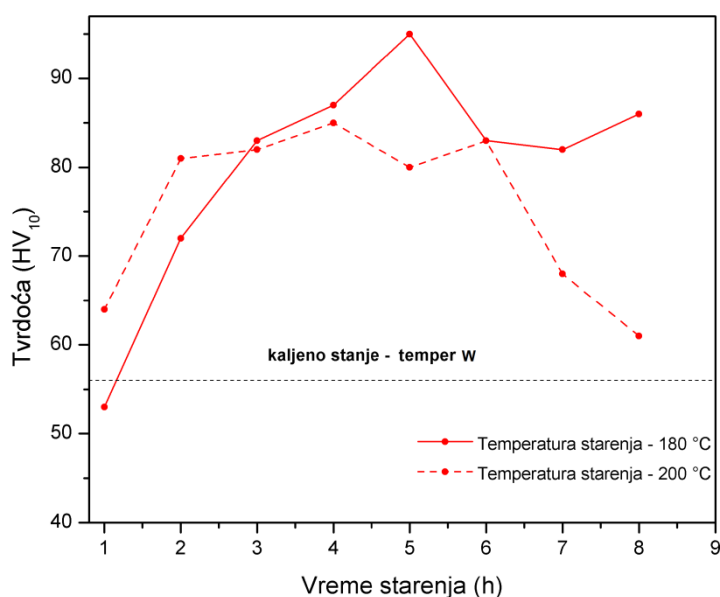
U ovom poglavlju data je detaljna analiza uticaja različitih parametara izohronog i izotermalnog veštačkog starenja na osobine ispitivanih EN AW-6060 i EN AW-6082 legura. Od mehaničkih osobina merene su tvrdoća i mikrotvrdoća, od fizičkih osobina električna provodnost, od toplotnih osobina merene su: toplotna difuzivnost, toplotna provodnost i specifična toplota, a mikrostrukturna ispitivanja su vršena uz pomoć optičke mikroskopije, skenirajuće elektronske mikroskopije i transmisijone elektronske mikroskopije.

Nakon rastvornog žarenja na temperaturi od 550°C, izvršeno je kaljenje u vodi sa ledom nakon čega je izvršeno izotermalno ili izohrono starenje. Izotermalno starenje je vršeno na

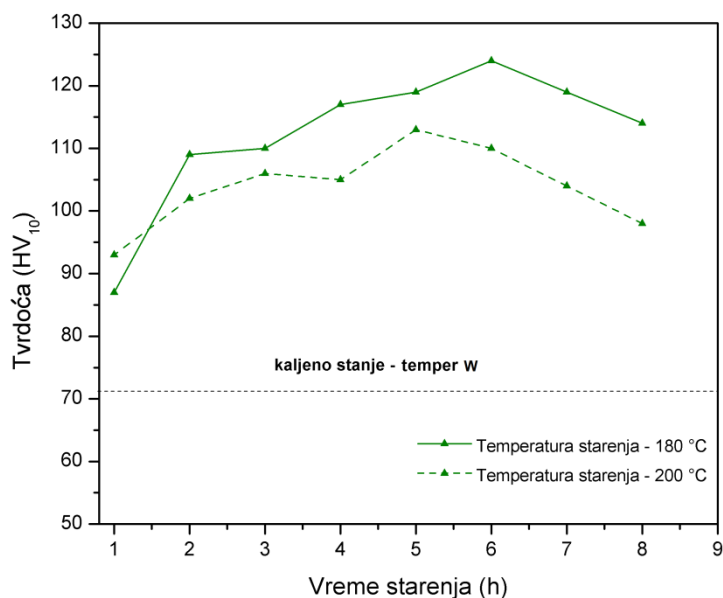
konstantnoj temperaturi. Radi upoređenja izabrane su dve različite temperature izotermalnog starenja od 180°C i 200°C, a žarenje je trajalo od 1-8 h. Izohrono starenje, sa druge strane, vršeno je pri konstantnom vremenu držanja, a u temperaturnom opsegu od 160°C-330°C. Radi upoređivanja uticaja vremena držanja na merene osobine izohrono žarenje je obavljeno u trajanju od 30 minuta i 60 minuta.

7.4.1 Ispitivanje uticaja različitih parametara izotermalnog veštačkog starenja na osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legura

Na slikama 7.23 i 7.24 data je promena vrednosti tvrdoće ispitivanih legura u funkciji vremena tokom izotermalnog starenja EN AW-6060 i EN AW-6082 legura, redom, dok se na slici 7.25 može videti uporedni prikaz promene tvrdoće sa vremenom starenja za obe ispitivane legure.

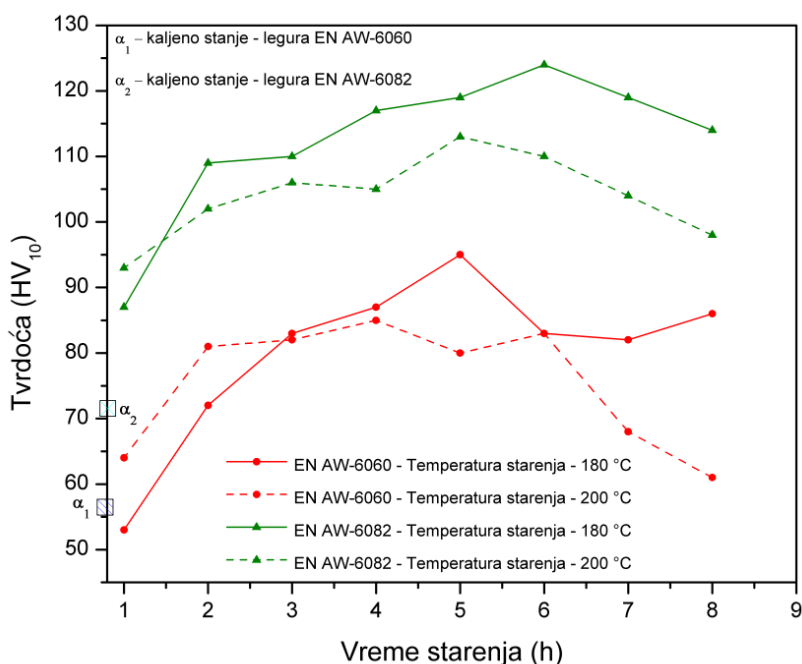


Slika 7.23. Promena tvrdoće legure EN AW-6060 u funkciji vremena prilikom izotermalnog starenja



Slika 7.24. Promena tvrdoće legure EN AW-6082 u funkciji vremena prilikom izotermalnog starenja

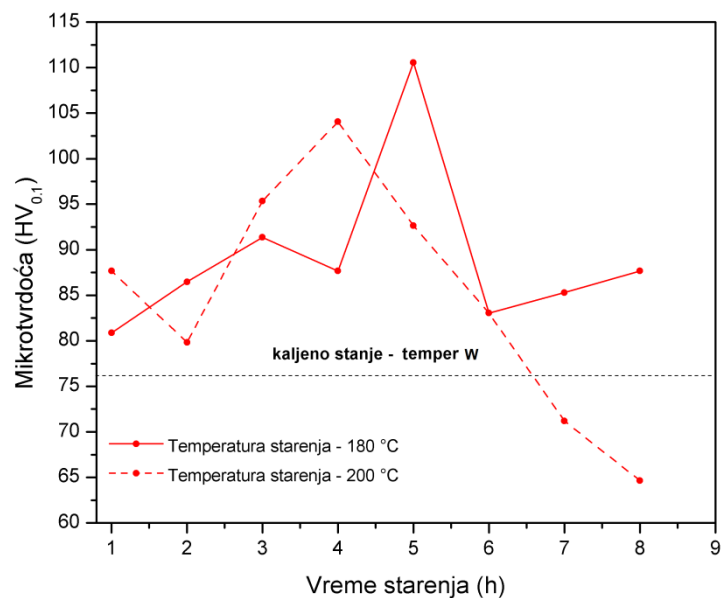
Posmatrajući prikazane grafike sa slika 7.23-7.25 može se zaključiti da vreme starenja ima veliki uticaj na porast vrednosti tvrdoće. Sa porastom vremena starenja rastu i vrednosti tvrdoće za obe ispitivane legure. Tvrdoća starenih uzoraka sa porastom vremena starenja postepeno raste, dostiže svoj maksimum, i nakon toga opada. Naime, u prvih četiri sata starenja dolazi do postepenog rasta tvrdoće, gde se može pretpostaviti da dolazi do izlučivanja metastabilne faze koja prethodi izlučivanju β'' faze. Prilikom kaljenja došlo je do stvaranja i velikog broja vakancija koje pospešuju formiranje pre- β'' faze. U toku starenja Mg i Si atomi difunduju iz čvrstog rastvora i kreću se ka pre- β'' fazi, menjajući mesta sa Al atomima. Kao rezultat javlja se rast precipitata i postepeno gubljenje koherentnosti sa Al rešetkom.



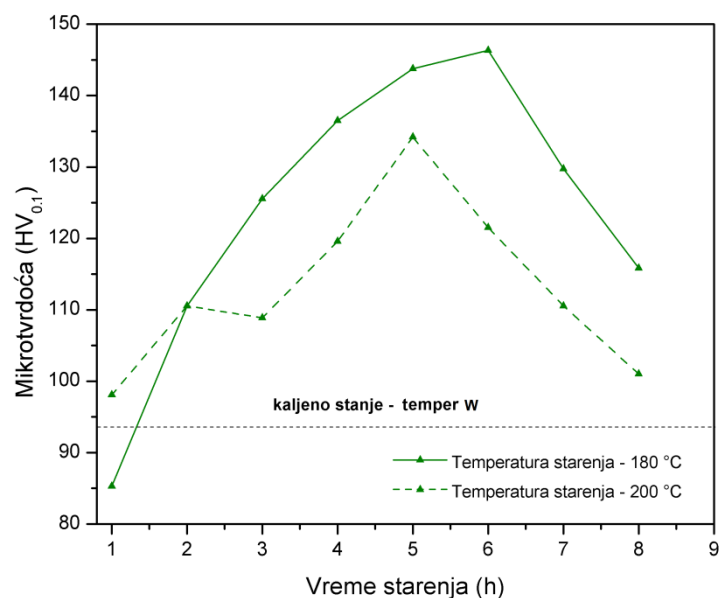
Slika 7.25. Uporedni prikaz promena tvrdoće ispitivanih legura u funkciji vremena prilikom izotermalnog starenja

Gubitak koherentnosti i porast količine naprežanja u rešetci dovode do postepenog rasta vrednosti tvrdoće [7, 57]. Sa porastom vremena starenja, usled razmene atoma legirajućih elemenata sa Al atomima dolazi do nastavka faznih transformacija po precipitacionom nizu. β'' metastabilna faza je ta koja obezbeđuje maksimalni porast vrednosti tvrdoće na krivama prikazanim na slici 7.25. Ovo je potvrđeno od strane mnogih autora [1, 7, 20, 30, 34, 43, 44, 57]. Prema Marioari i dr. [7] iako je gustina čestica prilikom precipitacije β'' faze niža, tvrdoća dostiže maksimum jer se koherentnost sa rešetkom još više narušava. Sa dužim starenjem u periodu od 6-8 h dolazi do rasta precipitata β'' faze što dovodi do opadanja vrednosti tvrdoće. Maksimalne vrednosti tvrdoće postignute su na temperaturi od 180°C nakon starenja u trajanju od 5 h za EN AW-6060 leguru i 6 h za EN AW-6082. Maksimalna vrednost tvrdoće za starenu leguru EN AW-6060 je iznosila 95 HV₁₀, što je za 69,6 % više od vrednosti tvrdoće presičenog čvrstog rastvora (56 HV₁₀). Za starenu leguru EN AW-6082 maksimalna vrednost tvrdoće je iznosila 124 HV₁₀ što je porast od 74,6 % u odnosu na kaljeno stanje, za koje je vrednost tvrdoće iznosila 71 HV₁₀.

Daljom analizom grafika sa slika 7.23-7.25 može se zaključiti da na višoj temperaturi izotermalnog starenja (200°C) dolazi do postizanja maksimalnog ojačavanja pri nižim vremenima starenja. U prvih 2 h starenja kod legure EN AW-6060 i 1 h kod legure EN AW-6082 postignute vrednosti tvrdoće su više pri izotermalnom starenju na 200°C u odnosu na 180°C. Ovo se objašnjava činjenicom da sa porastom temperature starenja dolazi i do porasta brzine difuzije, te se procesi precipitacije pre- β'' faze i gubljenje koherentnosti sa rešetkom brže odvijaju. Maksimalno postignute vrednosti tvrdoće se postižu nakon izotermalnog starenja na nižoj temperaturi, odnosno na 180°C.

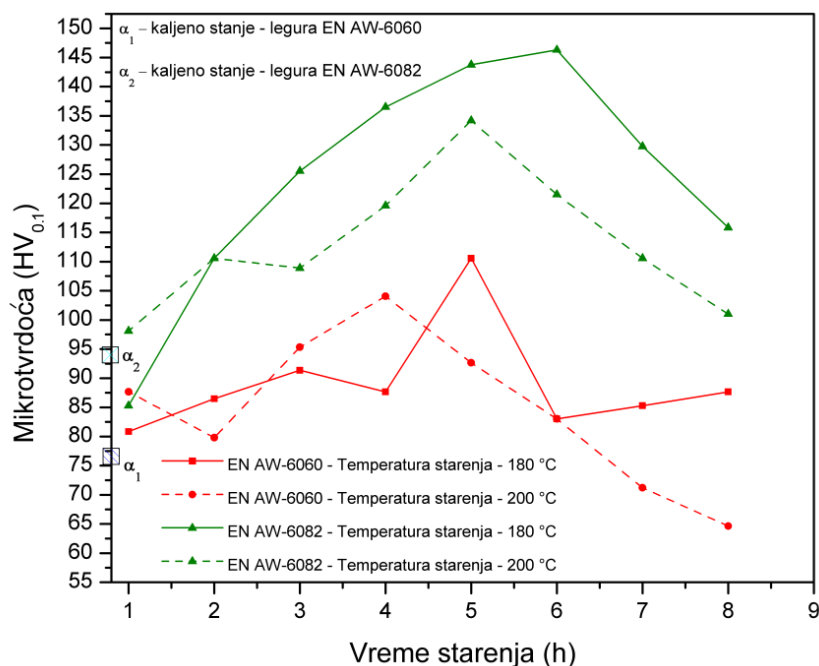


Slika 7.26. Promena mikrotvrdoće legure EN AW-6060 u funkciji vremena prilikom izotermalnog starenja



Slika 7.27. Promena mikrotvrdoće legure EN AW-6082 u funkciji vremena prilikom izotermalnog starenja

Na slikama 7.26-7.28 može se videti promena mikrotvrdoće ispitivanih legura u funkciji vremena prilikom izotermalnog starenja na dve različite temperature starenja. Trend koji je komentarisano prilikom ispitivanja uticaja parametara starenja na vrednosti tvrdoće se takođe pojavljuje i na graficima promene vrednosti mikrotvrdoće.



Slika 7.28. Usporedni prikaz promena mikrotvrdoće ispitivanih legura u funkciji vremena prilikom izotermalnog starenja

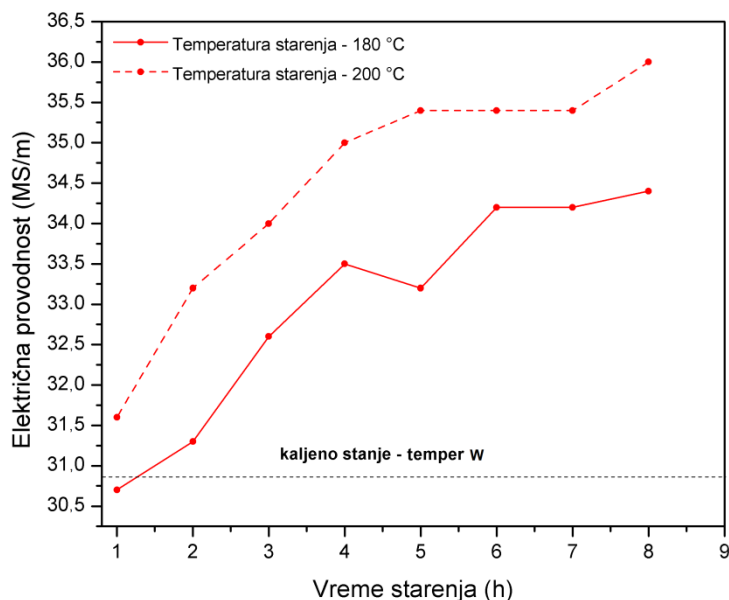
Narušavanje koherentnosti i ogrublјivanje taloga dugotrajnim starenjem na višoj temperaturi veoma se jasno vidi na slici 7.26 gde su vrednosti mikrotvrdoće legure EN AW-6060 nakon starenja na temperaturi od 200°C u trajanju od 7 i 8 h opale ispod vrednosti tvrdoće presićenog čvrstog rastvora, tj. došlo je do prestarevanja legure. Što se tiče mikrotvrdoće, maksimalne vrednosti su postignute pri istim parametrima starenja kao i kod tvrdoće.

Maksimalne vrednosti mikrotvrdoće postignute su takođe na temperaturi od 180°C nakon starenja u trajanju od 5 h za EN AW-6060 leguru i 6 h za EN AW-6082. Maksimalna vrednost mikrotvrdoće za starenu leguru EN AW-6060 je iznosila 110 HV_{0,1}, što je za 42,8 % više od vrednosti mikrotvrdoće presićenog čvrstog rastvora (77 HV_{0,1}). Za starenu leguru EN AW-6082 maksimalna vrednost mikrotvrdoće je iznosila 146 HV_{0,1} što je porast od 55,3 % u odnosu na kaljeno stanje, za koje je vrednost tvrdoće iznosila 94 HV₁₀.

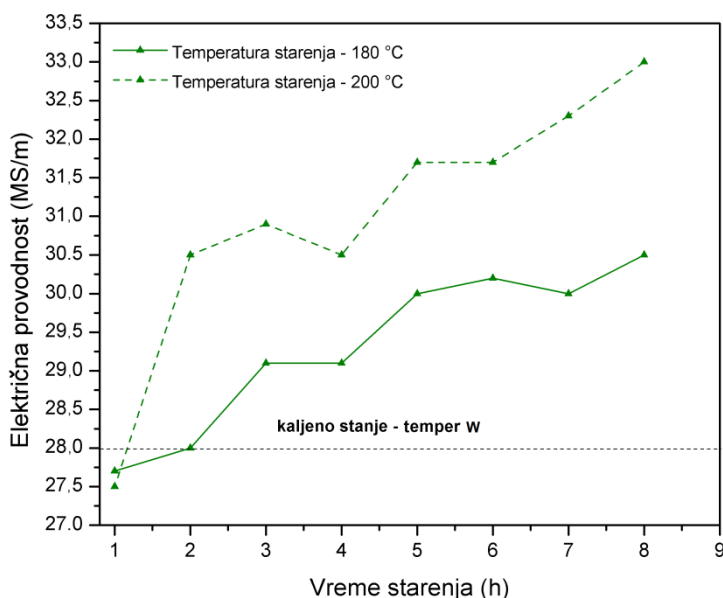
Na slikama 7.29-7.31 može se videti promena električne provodnosti ispitivanih legura u funkciji vremena prilikom izotermalnog starenja na dve različite temperature starenja.

Kod legura koje su podložne starenju postoji jaka veza između električne provodnosti i precipitacije [12]. Posmatranjem grafika pokazanih na slikama 7.29-7.31 može se uočiti da sa porastom vremena starenja električna provodnost postepeno raste dostižući maksimalne vrednosti pri najdužim vremenima starenja. Pri starenju u trajanju od 1 h, vrednosti električne provodnosti su nešto niže od onih dobijenih za presićeni čvrsti rastvor. Pri ovim parametrima starenja dolazi do formiranja pre-β'' faze (GP-zona). Ova vrsta precipitata ima efekat odbijanja elektrona, što dovodi do opadanja vrednosti električne provodnosti [14, 24, 85]. Nakon inicijalnog pada vrednosti, sledi postepeni rast električne provodnosti do dostizanja maksimuma. Sa porastom vremena starenja dolazi do stvaranja sve veće količine taloga, presićeni čvrsti rastvor siromaši na legirajućim elementima i kao rezultat ove pojave električna provodnost raste. Električna provodnost je najveća onda kada je zasićenje čvrstog rastvora najmanje, a u ovom slučaju je to postignuto precipitacijom najpre GP-zona, a kasnije i ojačavajuće β'' faze [12, 14]. Za razliku od mehaničkih osobina, na

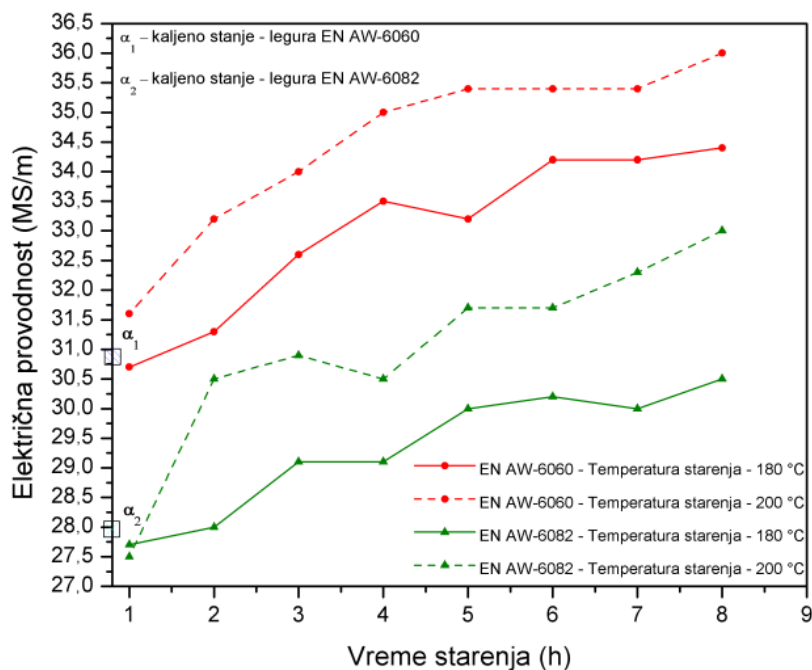
višoj temperaturi izotermalnog starenja (200°C) električna provodnost dostiže više vrednosti. Na višoj temperaturi starenja dolazi do pospešivanja difuzije, te se proces precipitacije intenzivnije odvija, što dovodi do bržeg i intenzivnijeg siromašenja presičenog čvrstog rastvora legirajućim elementima, usled čega električna provodnost raste.



Slika 7.29. Promena električne provodnosti legure EN AW-6060 u funkciji vremena prilikom izotermalnog starenja



Slika 7.30. Promena električne provodnosti legure EN AW-6082 u funkciji vremena prilikom izotermalnog starenja



Slika 7.31. Uporedni prikaz promena električne provodnosti ispitivanih legura u funkciji vremena prilikom izotermalnog starenja

Maksimalne vrednosti električne provodnosti za obe legure u posmatranom intervalu ispitivanja parametara starenja postignute su pri starenju na temperaturi od 200°C u trajanju od 8 h. Za leguru EN AW-6060 relativni porast električne provodnosti u odnosu na kaljeno stanje je iznosio 16,89 %. Naime, električna provodnost je sa 30,8 MS/m u kaljenom stanju porasla na 36 MS/m nakon izotermalnog starenja na 200°C u trajanju od 8 h. Relativni porast električne provodnosti za leguru EN AW-6082 je nešto viši i iznosio je 17,86 %. Naime, legura EN AW-6082 u zakaljenom stanju pokazuje električnu provodnost od 28 MS/m, dok je maksimum postignut na temperaturi izotermalnog starenja od 200°C nakon držanja u trajanju od 8 h, pri čemu je električna provodnost porasla na 33 MS/m.

Dalja istraživanja obuhvatila su merenje toplotne difuzivnosti nakon nepotpunog starenja (na temperaturama od 180°C i 200°C u trajanju od 1 h) i nakon potpunog starenja po parametrima starenja koji su doveli do maksimalno postignute vrednosti tvrdoće (na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h i na temperaturi od 200°C u trajanju od 4 h za EN AW-6060 leguru i na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h i na temperaturi od 200°C u trajanju od 5 h za EN AW-6082 leguru). Merenja su vršena na sobnoj temperaturi, 75°C, 150°C i 250°C kako bi se ispitaio uticaj temperature ponovnog zagrevanja na toplotnu difuzivnost. U tabelama 7.4-7.7 dati su rezultati merenja toplotne difuzivnosti za leguru EN AW-6060, dok su u tabelama 7.8-7.11 dati rezultati merenja iste za leguru EN AW-6082.

Tabela 7.4. *Toplotna difuzivnost legure EN AW-6060 nakon starenja na 180°C u trajanju od 1 h*

Temperatura (°C)	toplotna difuzivnost (cm ² /s)
28	0,7851
75	0,7707
150	0,7688
247	0,785

Tabela 7.5. *Toplotna difuzivnost legure EN AW-6060 nakon starenja na 180°C u trajanju od 5 h*

Temperatura (°C)	toplotna difuzivnost (cm ² /s)
27	0,8738
75	0,8594
150	0,8445
249	0,8325

Tabela 7.6. *Toplotna difuzivnost legure EN AW-6060 nakon starenja na 200°C u trajanju od 1 h*

Temperatura (°C)	toplotna difuzivnost (cm ² /s)
28	0,8175
74	0,8149
150	0,8075
247	0,8101

Tabela 7.7. *Toplotna difuzivnost legure EN AW-6060 nakon starenja na 200°C u trajanju od 4 h*

Temperatura (°C)	toplotna difuzivnost (cm ² /s)
28	0,9653
74	0,9655
150	0,9376
247	0,906

Tabela 7.8. *Toplotna difuzivnost legure EN AW-6082 nakon starenja na 180°C u trajanju od 1 h*

Temperatura (°C)	toplotna difuzivnost (cm ² /s)
27	0,7049
75	0,7084
151	0,7088
250	0,7523

Tabela 7.9. *Toplotna difuzivnost legure EN AW-6082 nakon starenja na 180°C u trajanju od 6 h*

Temperatura (°C)	toplotna difuzivnost (cm ² /s)
27	0,7621
75	0,7617
150	0,7519
249	0,7485

Tabela 7.10. *Toplotna difuzivnost legure EN AW-6082 nakon starenja na 200°C u trajanju od 1 h*

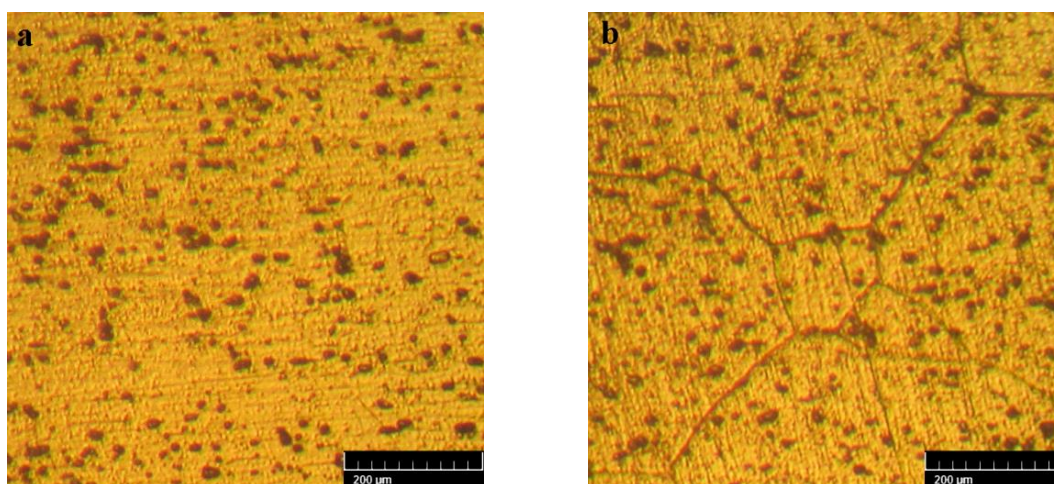
Temperatura (°C)	toplotna difuzivnost (cm ² /s)
28	0,7668
75	0,7585
151	0,7585
250	0,7866

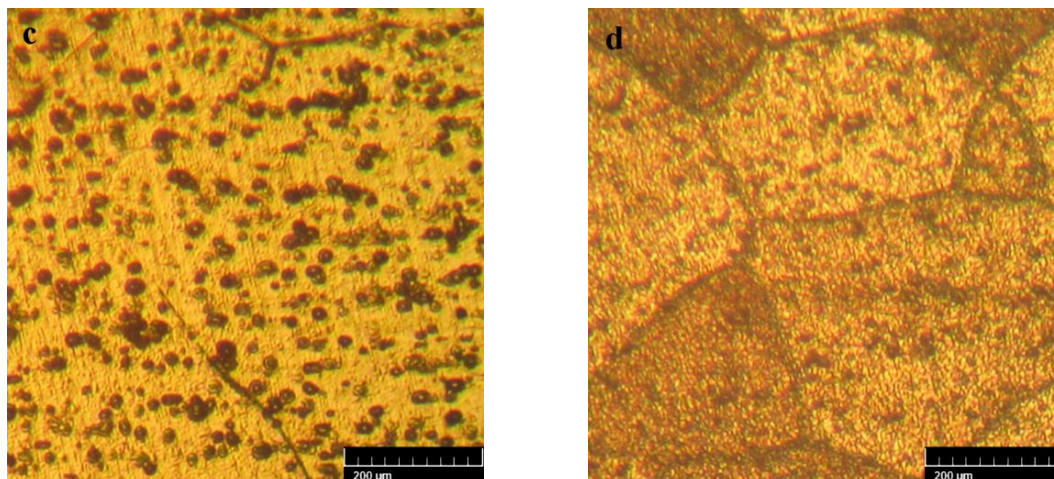
Tabela 7.11. *Toplotna difuzivnost legure EN AW-6082 nakon starenja na 200°C u trajanju od 5 h*

Temperatura (°C)	toplotna difuzivnost (cm ² /s)
27	0,7966
75	0,7846
151	0,7727
251	0,7555

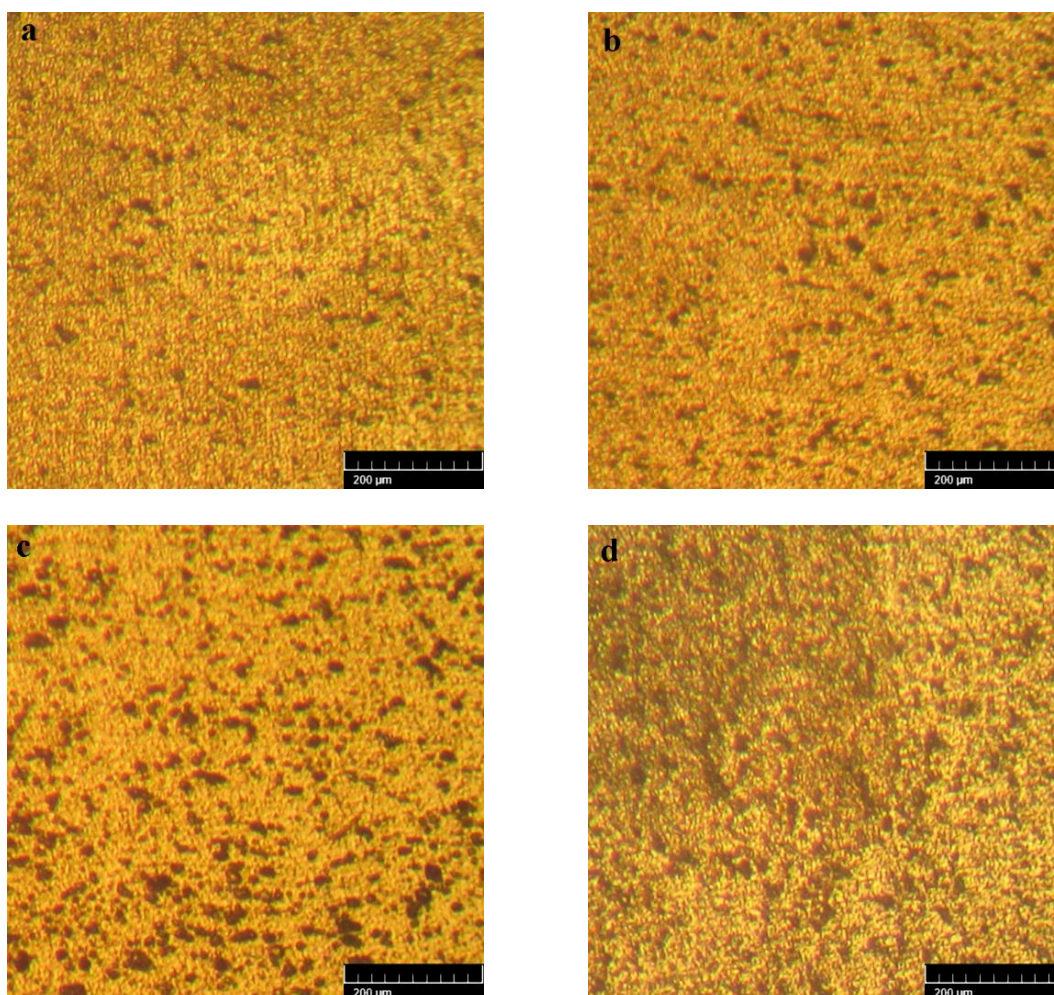
Pregledom rezultata datih u tabelama 7.4-7.11, prvenstveno se može zaključiti da je toplotna difuzivnost starenih uzoraka veća od one koja je dobijena za kaljeno stanje, što znači da je starenje imalo pozitivan uticaj na vrednosti toplotne difuzivnosti. Maksimalna vrednost toplotne difuzivnosti za leguru EN AW-6060 dobijena je nakon starenja na 200°C u trajanju od 4 h i ona je relativno viša za 13,6 % u odnosu na kaljeno stanje. Za leguru EN AW-6082 maksimalna vrednost toplotne difuzivnosti je dobijena nakon starenja na 200°C u trajanju od 5 h i relativno je viša u odnosu na kaljeno stanje za 9,12 %. Poređenje nepotpunog sa potpunim starenjem kod obe legure ukazuje na to da sa porastom intenziteta starenja rastu i vrednosti toplotne difuzivnosti [16, 88]. S obzirom na to da toplotna difuzivnost takođe zavisi od kretanja elektrona, kao i električna provodnost, komentari u vezi sa električnom provodnošću validni su i za toplotnu difuzivnost. Sa porastom vremena starenja dolazi do stvaranja sve veće količine taloga, presićeni čvrsti rastvor siromaši na legirajućim elementima i kao rezultat ove pojave toplotna provodnost raste. Toplotna provodnost je najveća onda kada je zasićenje čvrstog rastvora najmanje. Na višoj temperaturi starenja dolazi do pospešivanja difuzije, te se proces precipitacije intenzivnije odvija, što dovodi do bržeg i intenzivnijeg siromašenja presićenog čvrstog rastvora na legirajućim elementima, usled čega toplotna provodnost raste. Toplotna difuzivnost opada sa porastom temperature usled toplotnih vibracija u rešetci. Teorijski rezultati su potvrđeni kod potpuno starenih uzoraka (tabele 7.5, 7.7, 7.9, 7.11). Kod nepotpuno starenih uzoraka ova tendencija se ne zapaža (tabele 7.4, 7.6, 7.8, 7.10), gde se kod pojedinih uzoraka zapaža nagli skok toplotne difuzivnosti na 250°C. Ovaj skok se može pripisati dostarevanju. S obzirom na to da su ovi uzorci nepotpuno stareni, dostižući ponovo više temperature na kojima se odvija precipitacija, dolazi do dodatnog starenja, pri čemu se izlučuje nova količina metastabilne faze, koja dovodi do siromašenja čvrstog rastvora legirnim elementima čime se omogućava lakši protok elektrona. Takođe je evidentan i uticaj temperature starenja, gde se upoređivanjem vrednosti toplotne difuzivnosti za uzorke starene na temperaturi od 180°C sa onima na temperaturi od 200°C vidi da se pri istom vremenu starenja dobijaju više vrednosti toplotne difuzivnosti. Ovo se može primetiti poređenjem tabela 7.4 sa 7.6 i 7.8 sa 7.10. Generalno, legura EN AW-6060, koja ima manju količinu legirajućih elemenata, ima više vrednosti toplotne difuzivnosti nakon termičke obrade starenjem u odnosu na leguru EN AW-6082.

Radi dublje analize, uzorci koji su nepotpuno i potpuno stareni na 180°C i 200°C su ispitivani na optičkom i skenirajućem elektronskom mikroskopu sa EDS detektorom u cilju analize faza koje su prisutne nakon sprovedenog postupka termičke obrade.





Slika 7.32. Uticaj temperature i vremena starenja na mikrostrukturu EN AW-6060 legure; a) starenje 1 h na 180°C; b) starenje 5 h na 180°C; c) starenje 1 h na 200°C; d) starenje 4 h na 200°C

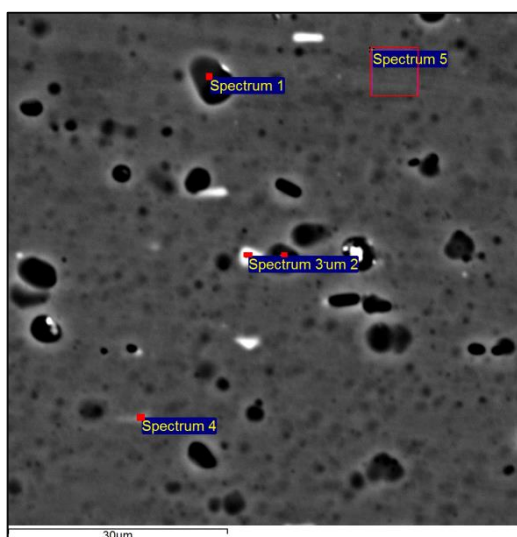


Slika 7.33. Uticaj temperature i vremena starenja na mikrostrukturu EN AW-6082 legure; a) starenje 1 h na 180°C; b) starenje 6 h na 180°C; c) starenje 1 h na 200°C; d) starenje 5 h na 200°C

Na slikama 7.32 i 7.33 mogu se videti optičke mikrofotografije EN AW-6060 i EN AW-6082 legure nakon nepotpunog i potpunog starenja na temperaturama od 180°C i 200°C.

Može se zaključiti da sa dužim starenjem dolazi do precipitacije veće količine ojačavajuće faze, što dalje dovodi do povećanja vrednosti tvrdoće [1, 20, 31]. Upoređivanjem mikrofotografija na slikama 7.32a sa 7.33a i 7.32c sa 7.33c može se uočiti uticaj temperature starenja na mikrostrukturne promene. Na višoj temperaturi starenja dolazi do intenzivnije difuzije i delimične koagulacije taloga.

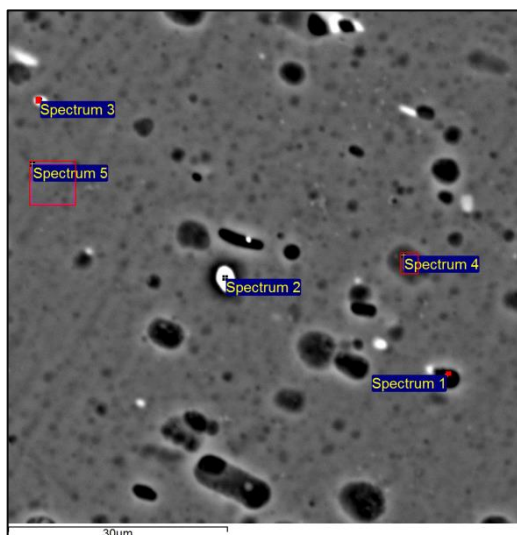
Detaljnija analiza sprovedena je uz pomoć SEM-EDS analize na istoimenim uzorcima.



Spektar	Mg	Al	Si	Fe
Spektar 1	0,4	99,33	0,23	
Spektar 2	0,44	99,08	0,48	
Spektar 3		88,84	3,4	7,76
Spektar 4		93,13	1,59	5,29
Spektar 5		99,57	0,43	

Sve vrednosti date su u at.%

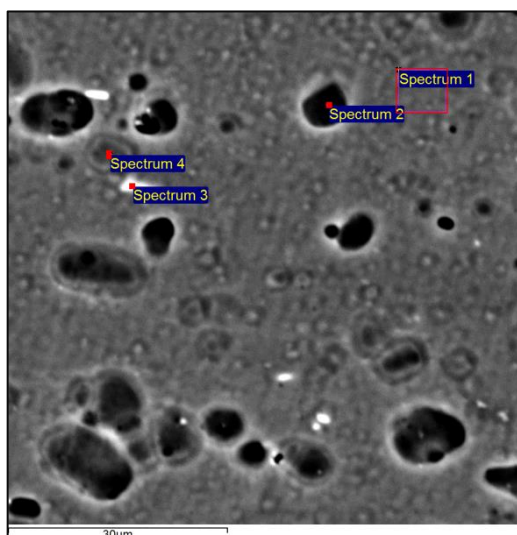
Slika 7.34. SEM-EDS analiza uzorka EN AW-6060 legure nakon starenja na 180°C u trajanju od 1 h



Spektar	Mg	Al	Si	Fe
Spektar 1	0,41	96,98	2,28	0,32
Spektar 3		90,15	4,53	5,32
Spektar 4		98,3	1,7	
Spektar 5	0,47	98,8	0,73	

Sve vrednosti date su u at.%

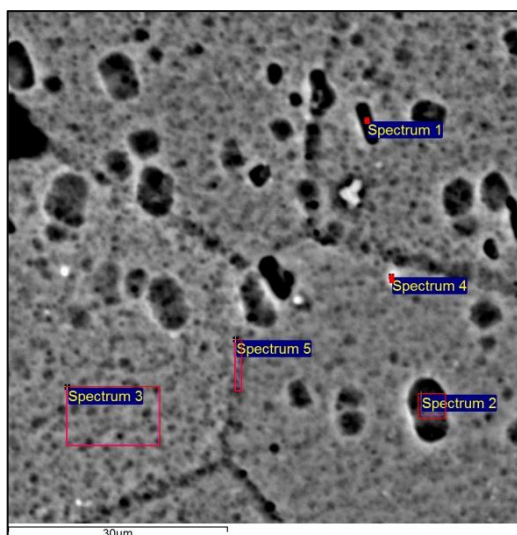
Slika 7.35. SEM-EDS analiza uzorka EN AW-6060 legure nakon starenja na 180°C u trajanju od 5 h



Spektar	Mg	Al	Si	Fe
Spektar 1	0,41	99,13	0,46	
Spektar 2	0,48	99,18	0,34	
Spektar 3		89,18	3,51	7,32
Spektar 4		99,5	0,49	

Sve vrednosti date su u at.%

Slika 7.36. SEM-EDS analiza uzorka EN AW-6060 legure nakon starenja na 200°C u trajanju od 1 h



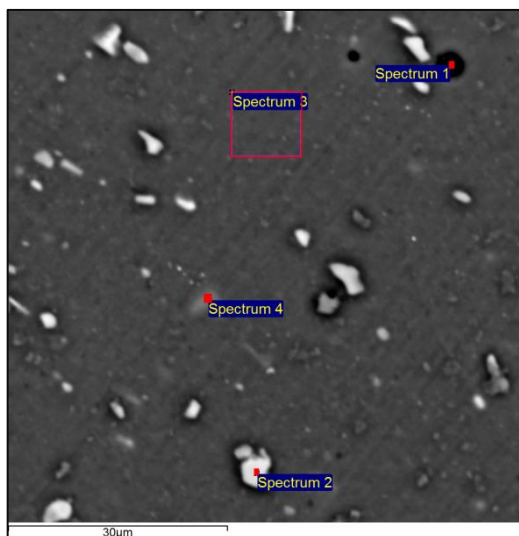
Spektar	Mg	Al	Si	Fe
Spektar 1		99,51	0,49	
Spektar 2		99,4	0,57	
Spektar 3	0,31	98,64	0,83	0,23
Spektar 4		91,97	2,72	5,31
Spektar 5		99,41	0,59	

Sve vrednosti date su u at.%

Slika 7.37. SEM-EDS analiza uzorka EN AW-6060 legure nakon starenja na 200°C u trajanju od 4 h

Na slikama 7.34-7.41 prikazane su SEM mikrofotografije sa EDS analizom na uzorcima EN AW-6060 i EN AW-6082 legura koji su nepotpuno i potpuno stareni. Mikrostruktura uzoraka koji su potpuno stareni prekrivena je fino dispergovanim talogom metastabilne β'' faze što je prikazano spektrom 5 na slici 7.35 i spektrom 3 na slici 7.37 za leguru EN AW-6060, spektrom 3 na slici 7.39 i spektrom 4 na slici 7.41 za leguru EN AW-6082. Prema Marioari i saradnicima [7, 60] idealni odnos atoma Mg:Si je 5:6 u β'' fazi. Takođe, na svim analiziranim uzorcima pojavljuje se faza bele boje. To je ternarna AlFeSi faza kod legure EN AW-6060 (spektar 3 kod slika 7.34, 7.35 i 7.36 i spektar 4 kod slika 7.34 i 7.37). Kod legure EN AW-6082 to je kvaternarna AlMnFeSi faza legirana i manganom (spektar 2 kod slika 7.38 i 7.39, spektar 3 kod slike 7.40 i spektar 1 kod slike 7.41). Pojavljuju se i nešto krupnije čestice, koje sadrže silicijum i magnezijum u različitim odnosima u

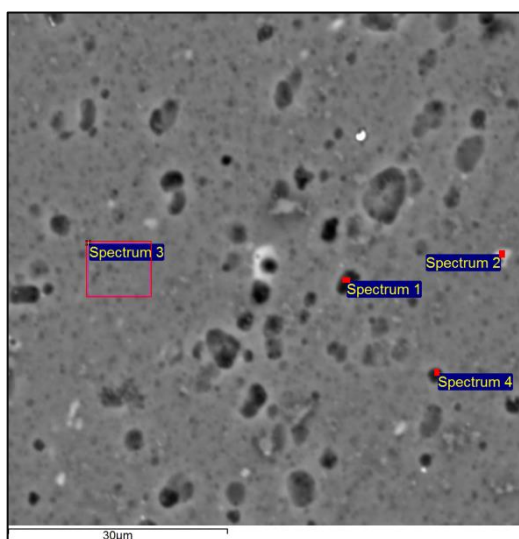
zavisnosti od parametara starenja. Ovi precipitanti su pokazani spektrom 1 na slikama 7.34 i 7.35 za leguru EN AW-6060, spektrom 1 na slici 7.38 i spektrom 3 na slici 7.41 za leguru EN AW-6082.



<i>Spektar</i>	<i>Mg</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
Spektar 1	0,34	99,49	0,17		
Spektar 2		74,63	9,58	3,91	11,88
Spektar 3		99,19	0,81		
Spektar 4		91,32	2,63	1,78	4,26

Sve vrednosti date su u at.%

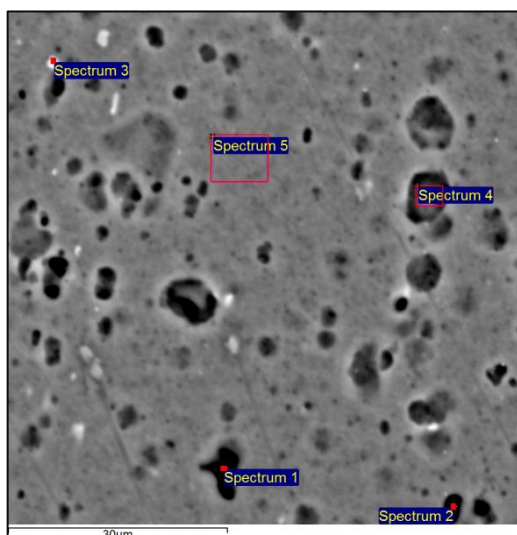
Slika 7.38. SEM-EDS analiza uzorka EN AW-6082 legure nakon starenja na 180°C u trajanju od 1 h



<i>Spektar</i>	<i>Mg</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
Spektar 1	0,35	98,69	0,26	0,33	0,36
Spektar 2		89,67	4,4	1,88	4,05
Spektar 3	0,42	98,68	0,9		
Spektar 4		99,21	0,53	0,26	

Sve vrednosti date su u at.%

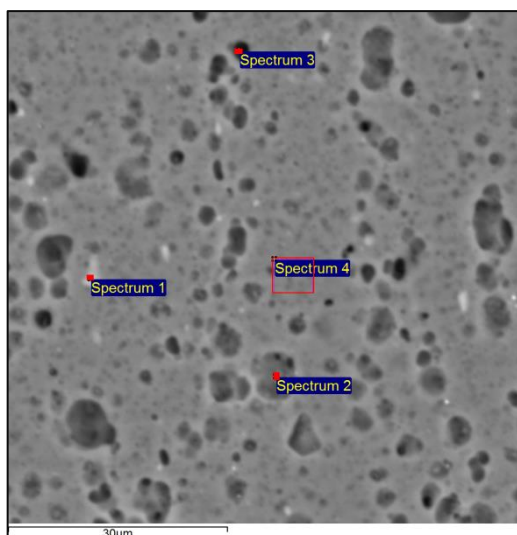
Slika 7.39. SEM-EDS analiza uzorka EN AW-6082 legure nakon starenja na 180°C u trajanju od 6 h



Spektar	Mg	Al	Si	Mn	Fe
Spektar 1		99,64	0,36		
Spektar 2		99,35		0,3	0,35
Spektar 3		90,23	4,41	2,11	3,25
Spektar 4	0,31	98,88	0,33	0,29	0,19
Spektar 5		99,18	0,66	0,16	

Sve vrednosti date su u at.%

Slika 7.40. SEM-EDS analiza uzorka EN AW-6082 legure nakon starenja na 200°C u trajanju od 1 h



Spektar	Mg	Al	Si	Mn	Fe
Spektar 1		87,66	5,53	2,23	4,59
Spektar 2	0,54	97,06	2,24	0,16	
Spektar 3	0,45	98,23	1,31		
Spektar 4	0,76	97	2,11	0,14	

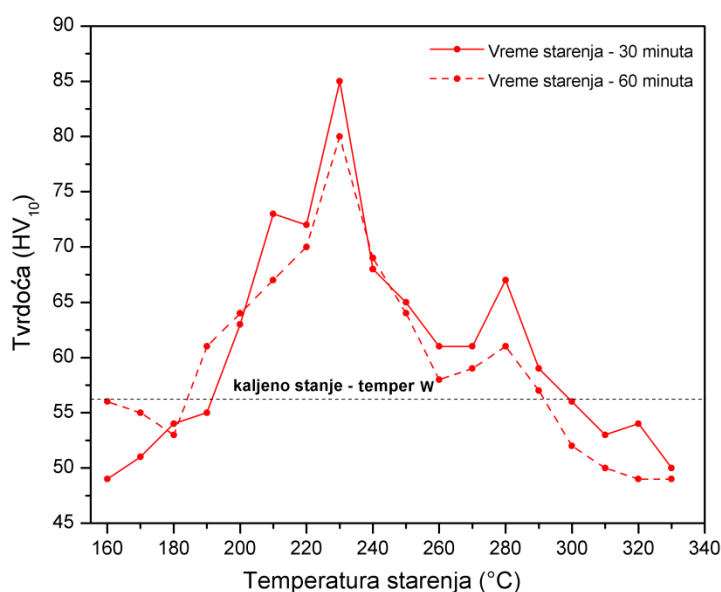
Sve vrednosti date su u at.%

Slika 7.41. SEM-EDS analiza uzorka EN AW-6082 legure nakon starenja na 200°C u trajanju od 5 h

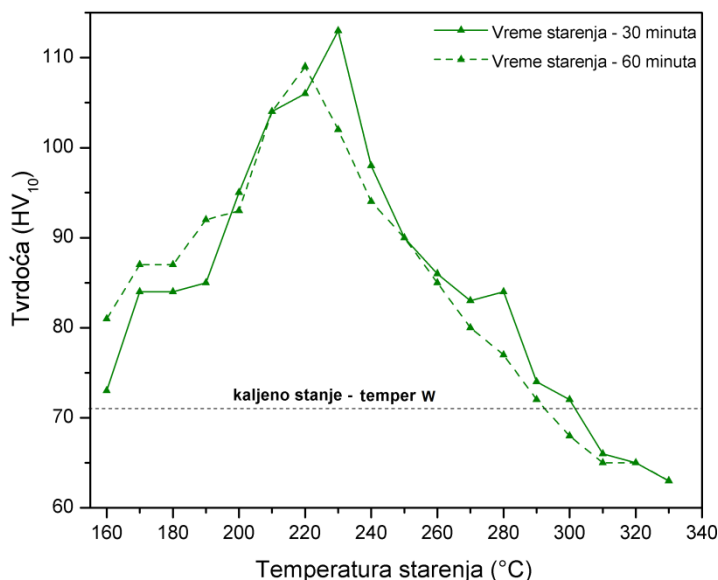
Na slikama 7.38-7.41 se može zapaziti nešto homogenija mikrostruktura legure EN AW-6082 u odnosu na EN AW-6060 leguru sa napredovanjem procesa starenja. Gupta sa saradnicima [30] je pokazao da sa porastom količine metastabilne β'' faze dolazi do homogenizacije mikrostrukture.

7.4.2. Ispitivanje uticaja različitih parametara izohronog veštačkog starenja na osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legure

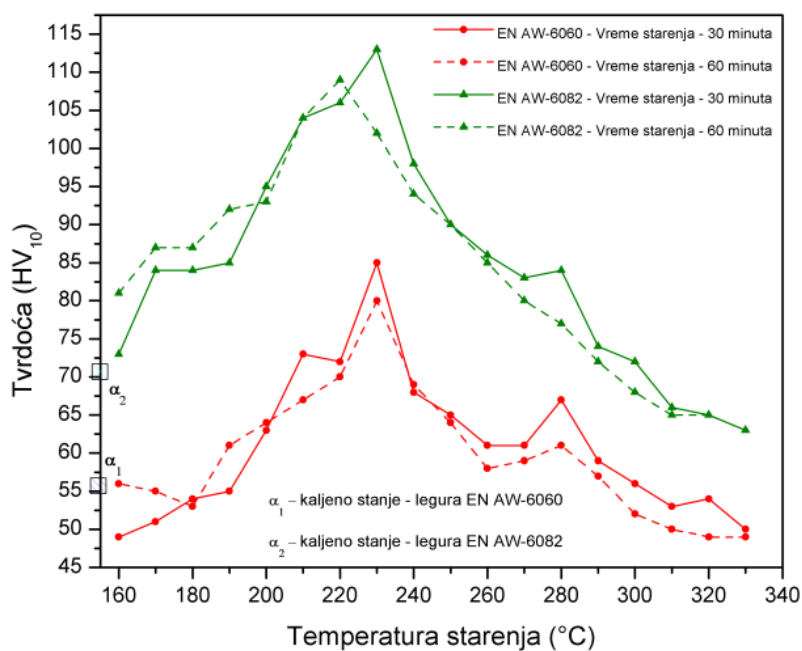
Nakon izotermalnog starenja sprovedeno je izohrono starenje. Izohrono starenje je izvedeno u temperaturnom intervalu 160°C-330°C u trajanju od 30 min i 60 min. Na slikama 7.42 i 7.43 data je promena vrednosti tvrdoće ispitivanih legura u funkciji temperature starenja za dva vremena žarenja od 30 i 60 min, dok se na slici 7.44 može zapaziti zbirni dijagram.



Slika 7.42. Promena tvrdoće legure EN AW-6060 u funkciji temperature prilikom izohronog starenja



Slika 7.43. Promena tvrdoće legure EN AW-6082 u funkciji temperature prilikom izohronog starenja



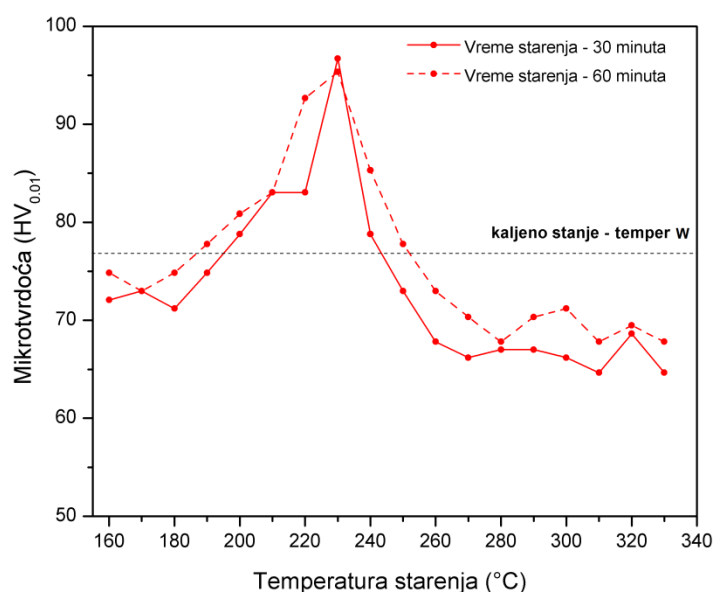
Slika 7.44. Uporedni prikaz promene tvrdoće ispitivanih legura u funkciji temperature prilikom izohronog starenja

Analizom grafika datih na slikama 7.42-7.44 može se zaključiti da izohrono starenje ima veliki uticaj na porast vrednosti tvrdoće. Sa porastom temperature izohronog starenja rastu i vrednosti tvrdoće za obe legure. Temperaturni opseg od 160°C-330°C određen je na osnovu dobijenih pikova pri DSC/DTA analizi (slike 7.5-7.8) uzimajući u obzir činjenicu o pomeranju pikova ka višim temperaturama. Pikovi pri DSC/DTA analizi javljaju se pomereni ka višim temperaturama u odnosu temperature dobijene prilikom merenja tvrdoće, mikrotvrdoće ili električne provodnosti jer su ove osobine merene postepeno nakon izvršene termičke obrade na određenoj temperaturi, dok sa druge strane pri DSC i DTA analizi pikovi su dobijeni kontinualnim zagrevanjem. Kod izohronog starenja jasno su izražena tri stadijuma: nepotpuno ojačavanje, dostizanje maksimalnih vrednosti mehaničkih osobina usled potpunog starenja i nagli pad vrednosti tvrdoće usled prestarevanja legura. Tokom izohronog starenja na nižim temperaturama kod legure EN AW-6060 vrednosti tvrdoće delimično opadaju u odnosu na vrednosti tvrdoće dobijene za kaljeni uzorak. S obzirom na nisku temperaturu žarenja i veoma kratko vreme za odvijanje difuzionih procesa pre-β“ faza nije formirana u odgovarajućoj količini radi efektivnog ometanja dislokacionog kretanja. Može se pretpostaviti da su praznine pri kaljenju poslužile kao ponori za poništavanje dislokacija i obezbeđivale njihovo lakše kretanje, dok usled niskog stepena legiranja kod ove legure i nešto sporije difuzije, rastvoreni atomi nisu zauzeli odgovarajuća mesta kako bi kočili dislokacije, stoga je prisutan pad tvrdoće u ovom niskotemperaturnom opsegu. Nakon toga, vrednosti tvrdoće postepeno rastu dostižući maksimum pri izohronom starenju na temperaturi od 230°C za vreme od 30 min i 60 min za leguru EN AW-6060, dok su maksimalne vrednosti za leguru EN AW-6082 dobijene pri izohronom starenju na temperaturi od 230°C za vreme od 30 min i pri izohronom starenju na temperaturi od 220°C za vreme od 60 min. Ojačavanje je prouzrokovano precipitacijom metastabilne β” faze, koja je i najodgovornija za ojačavanje u ovim legurama [1, 7, 20, 30, 34, 43, 44, 57]. Maksimalna vrednost tvrdoće za leguru EN AW-6060 dobijena je pri starenju na temperaturi od 230°C u trajanju od 30 minuta i iznosila je 85 HV₁₀ što je za 51,8 % više od vrednosti tvrdoće presičenog čvrstog rastvora čija je vrednost iznosila 56 HV₁₀.

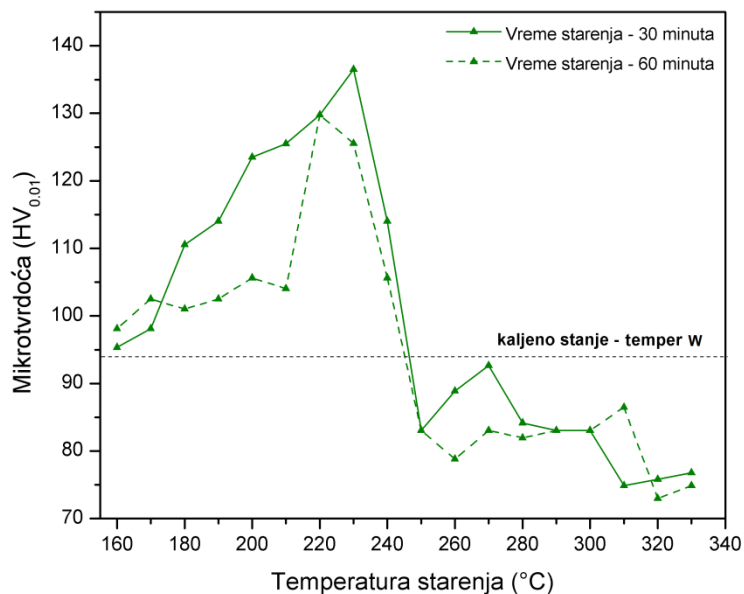
Za leguru EN AW-6082 maksimalna vrednost tvrdoće je iznosila 113 HV₁₀ što je porast od 59,1 % u odnosu na kaljeno stanje za koje je vrednost tvrdoće iznosila 71 HV₁₀. Daljim povećanjem temperature izohronog starenja dolazi do nastavka faznih transformacija. Na graficima je evidentan pad vrednosti tvrdoće usled koagulacije precipitata β'' faze i dalje precipitacije prema precipitacionom nizu. Pri starenju na temperaturi od 280°C u trajanju od 30 minuta kod obe legure pojavljuje se nešto manji skok vrednosti tvrdoće usled precipitacije β' faze. Ova faza obezbeđuje samo nepotpuno ojačavanje u ovom visokom temperaturnom opsegu. Nakon blagog skoka vrednosti tvrdoće zapaža se treći stadijum starenja, gde dolazi do prestarevanja i do pada vrednosti tvrdoće, čak i ispod vrednosti dobijene za uzorke u kaljenom stanju.

Dužim izohronim starenjem (u trajanju od 60 min) u prvom temperaturnom opsegu, odnosno do dostizanja maksimalnih vrednosti tvrdoće, dobijaju se nešto veće vrednosti tvrdoće u odnosu na vrednosti postignute pri kraćem izohronom starenju (30 min). Dužim izohronim starenjem obezbeđeno je bolje odvijanje difuzionih procesa, stoga je u ovom nižem temperaturnom intervalu obezbeđena intenzivnija precipitacija. Kod legure EN AW-6082 pri dužem vremenu starenja maksimalna vrednost tvrdoće dobijena je na nižoj temperaturi (220°C). U trećem stadijumu starenja vrednosti tvrdoće za uzorke starene 60 minuta su niže od onih starenih 30 minuta pri istim temperaturama starenja jer je kod duže starenih uzoraka došlo i do intenzivnijeg prestarevanja.

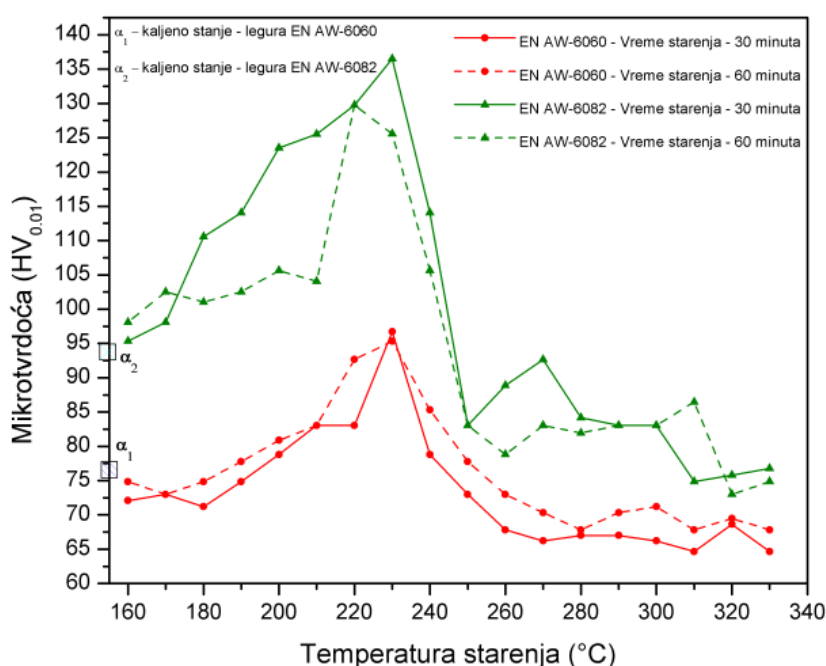
Na slikama 7.45-7.47 može se zapaziti promena vrednosti mikrotvrdoće ispitivanih legura u funkciji temperature izohronog starenja.



Slika 7.45. Promena mikrotvrdoće legure EN AW-6060 u funkciji temperature prilikom izohronog starenja



Slika 7.46. Promena mikrotvrdoće legure EN AW-6082 u funkciji temperature prilikom izohronog starenja

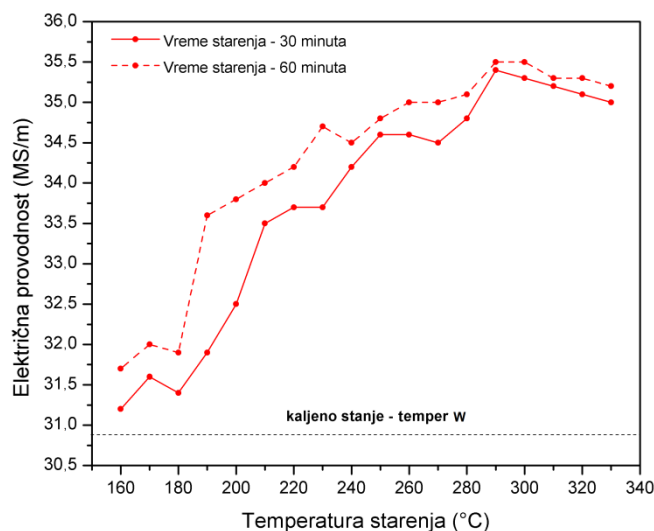


Slika 7.47. Uporedni prikaz promene mikrotvrdoće ispitivanih legura u funkciji temperature prilikom izohronog starenja

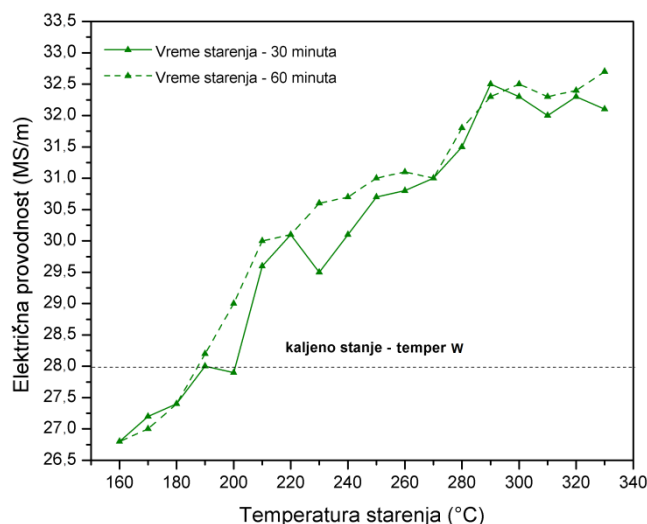
Posledice ogrubljenja taloga starenjem na visokim temperaturama veoma se jasno vide na grafičkom prikazu na slici 7.47, gde su vrednosti mikrotvrdoće za obe legure nakon izohronog starenja na temperaturama većim od 250°C u trajanju od 30 min i 60 min, opale ispod vrednosti mikrotvrdoće presičenog čvrstog rastvora, tj. došlo je do prestarevanja legura. Što se tiče mikrotvrdoće, maksimalne vrednosti su postignute pri istim parametrima starenja kao i kod tvrdoće.

Maksimalne vrednosti mikrotvrdoće za obe legure dobijene su pri starenju na temperaturi od 230°C u trajanju od 30 minuta. Za leguru EN AW-6060 maksimalna vrednost iznosila je 96,7 HV_{0,1}, što je za 25,6 % više od vrednosti mikrotvrdoće presićenog čvrstog rastvora, čija je vrednost iznosila 77 HV_{0,1}. Za leguru EN AW-6082 maksimalna vrednost mikrotvrdoće je iznosila 136,5 HV_{0,1}, što je porast od 45,2 % u odnosu na kaljeno stanje, za koje je vrednost mikrotvrdoće iznosila 94 HV_{0,1}.

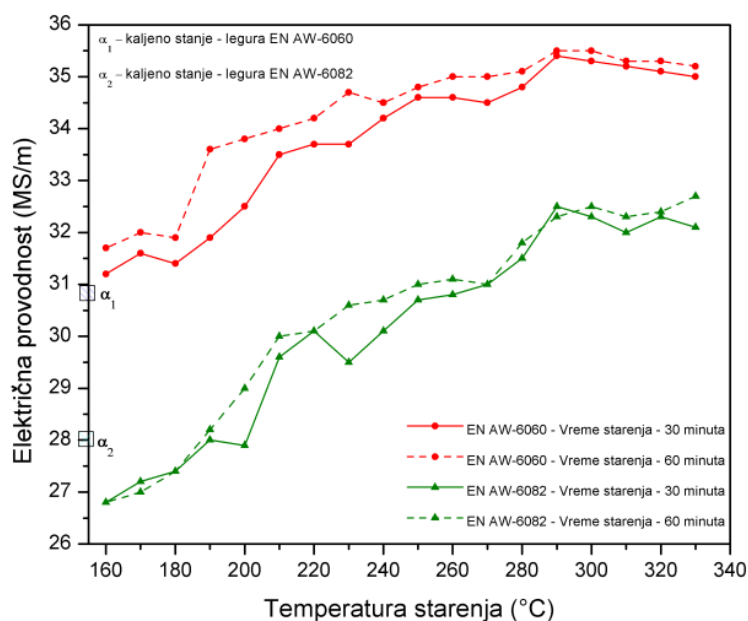
Nastavak ispitivanja parametara izohronog starenja ogledao se u merenju vrednosti električne provodnosti nakon sprovedenog postupka starenja. Analizom grafika pokazanim na slikama 7.48-7.50 može se uočiti da sa porastom temperature izohronog starenja električna provodnost postepeno raste dostižući maksimalne vrednosti pri starenju na temperaturi od 290°C u trajanju od 30 i 60 min za leguru EN AW-6060 i pri starenju na temperaturi od 290°C u trajanju od 30 min za leguru EN AW-6082 i na temperaturi od 330°C u trajanju od 60 min. Za leguru EN AW-6060 apsolutno povećanje vrednosti električne provodnosti u odnosu na kaljeno stanje iznosi 4,6 MS/m pri starenju u trajanju od 30 min i 4,7 MS/m pri starenju u trajanju od 60 min na temperaturi od 290°C. Apsolutno povećanje vrednosti električne provodnosti za leguru EN AW-6082 iznosi 4,5 MS/m, pri starenju na temperaturi od 290°C u trajanju od 30 min, i 4,7 MS/m pri starenju na temperaturi od 330°C u trajanju od 60 min.



Slika 7.48. Promena električne provodnosti legure EN AW-6060 u funkciji temperature prilikom izohronog starenja



Slika 7.49. Promena električne provodnosti legure EN AW-6082 u funkciji temperature prilikom izohronog starenja



Slika 7.50. Uporedni prikaz promene električne provodnosti ispitivanih legura u funkciji temperature prilikom izohronog starenja

U početnom stadijumu starenja vrednosti električne provodnosti su nešto niže od onih dobijenih za presičeni čvrsti rastvor za leguru EN AW-6082. Pri ovim parametrima izohronog starenja dolazi do formiranja pre- β'' faze (GP-zona), koje dovode do efekta rasipanja elektrona, i do opadanja vrednosti električne provodnosti [14, 24, 85]. Nakon inicijalnog pada vrednosti, sledi postepeni rast električne provodnosti do dostizanja maksimuma. Sa porastom temperature starenja dolazi do stvaranja sve veće količine taloga, siromašnije čvrstog rastvora na atomima rastvorenih elemenata je sve intenzivnije i kao rezultat toga električna provodnost raste. Vrednosti električne provodnosti su najveće onda kada je došlo do precipitacije β' faze u temperaturnom opsegu od 280°C-330°C. Povišenjem temperature izohronog starenja vrednosti električne provodnosti dostižu

više vrednosti tako da na ovu osobinu prestarevanje nema negativan efekat kao što je to pokazano kod mehaničkih osobina. Na višim temperaturama izohronog starenja proces precipitacije intenzivnije se odvija, što dovodi usled pospešivanja difuzije do bržeg i intenzivnijeg osiromašenja presičenog čvrstog rastvora na atomima legirajućih elemenata, što ima za posledicu porast električne provodnosti.

Nastavak istraživanja ogledao se u merenju toplotne difuzivnosti, toplotne provodnosti i specifične toplote na sobnoj temperaturi nakon sprovedenog postupka starenja na karakterističnim temperaturama, nakon nepotpunog starenja (na 160°C u trajanju od 30 min i 60 min), nakon potpunog starenja (na 230°C u trajanju od 30 min i 60 min), nakon prestarevanja (na 330°C u trajanju od 30 min i 60 min). U tabeli 7.12 dati su rezultati merenja toplotne difuzivnosti, toplotne provodnosti i specifične toplote za leguru EN AW-6060, dok su u tabeli 7.13 dati rezultati merenja za leguru EN AW-6082.

Tabela 7.12. *Toplotna difuzivnost, toplotna provodnost i specifična toplota uzoraka legure EN AW-6060 nakon sprovedenih postupaka starenja*

Temperatura starenja (°C)	Toplotna difuzivnost (cm ² /s)		Toplotna provodnost (W/m·K)		Specifična toplota (J/kg·K)	
	30 min	60 min	30 min	60 min	30 min	60 min
160	0,7055	0,7847	187,8757	197,2347	982,7121	927,4365
230	0,9027	0,9185	215,371	237,0943	880,3809	952,5244
330	0,8741	0,8616	220,2858	218,4587	929,9651	935,6307

Tabela 7.13. *Toplotna difuzivnost, toplotna provodnost i specifična toplota uzoraka legure EN AW-6082 nakon sprovedenih postupaka starenja*

Temperatura starenja (°C)	Toplotna difuzivnost (cm ² /s)		Toplotna provodnost (W/m·K)		Specifična toplota (J/kg·K)	
	30 minuta	60 minuta	30 minuta	60 minuta	30 minuta	60 minuta
160	0,7149	0,7038	178,0085	178,2900	918,7969	934,7519
230	0,8871	0,7692	213,4697	188,3365	888,0269	903,5567
330	0,7580	0,7763	192,5126	198,6759	937,2966	944,5026

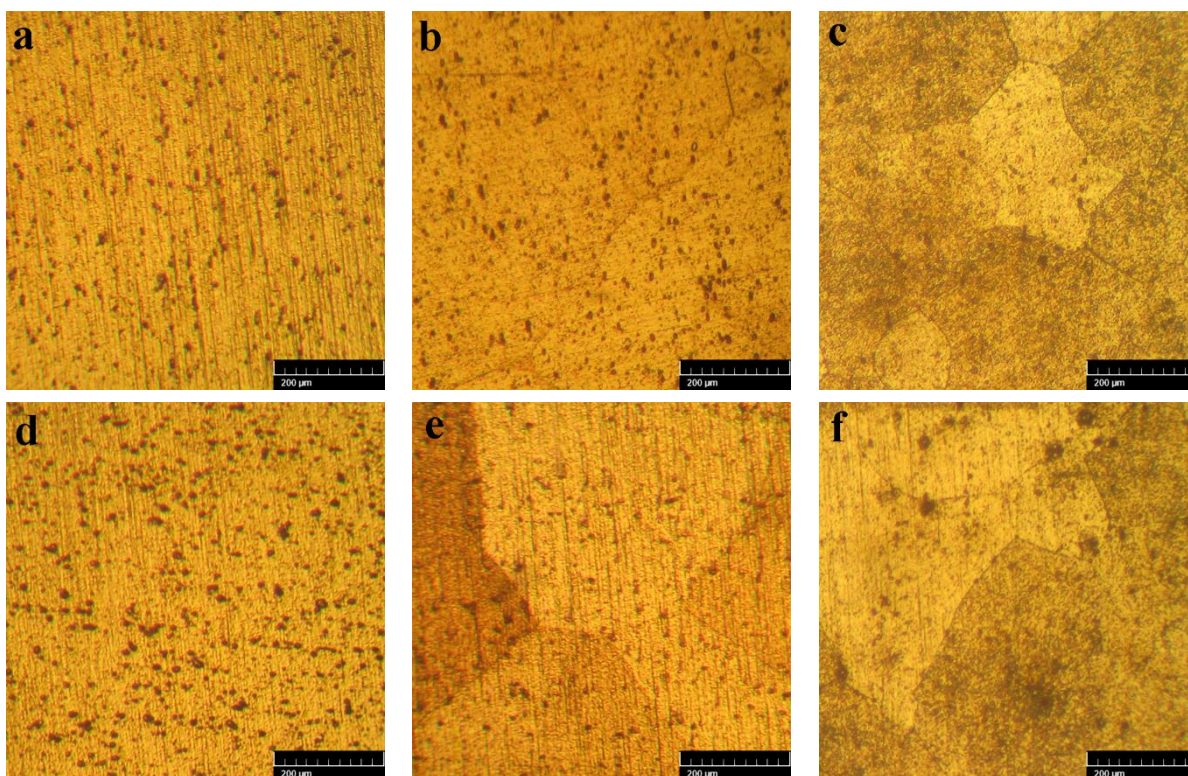
Ovako dobijene vrednosti toplotnih osobina upoređivane su sa vrednostima dobijenim kod kaljenih uzoraka. Pregledom rezultata zaključeno je da je kod obe legure postojao jak uticaj parametara starenja na vrednosti toplotnih osobina. Nepotpuno starenje na temperaturi od 160°C u toku 30 i 60 min dovelo je do sniženja vrednosti toplotne difuzivnosti i toplotne provodnosti i do porasta specifične toplote u odnosu na kaljene uzorake obe legure. Pad toplotne difuzivnosti i provodnosti pri ovoj temperaturi starenja usledio je zbog formiranja gusto pakovanih GP-zona, koje je u svom radu pomenuo i Zhang sa saradnicima [89]. Kod legure EN AW-6060 toplotna difuzivnost dostiže svoj maksimum pri starenju na temperaturi od 230°C u trajanju od 60 min i

iznosi $0,9185 \text{ cm}^2/\text{s}$, što je za 8 % više u odnosu na kaljeno stanje, za koje je vrednost toplotne difuzivnosti iznosila $0,85 \text{ cm}^2/\text{s}$. Kod legure EN AW-6082 gde je maksimum postignut pri starenju na temperaturi od 330°C u trajanju od 60 minuta i iznosi $0,7763 \text{ cm}^2/\text{s}$, povećanje u odnosu na kaljeno stanje iznosi 6,34 %, za koje je vrednost toplotne difuzivnosti iznosila $0,73 \text{ cm}^2/\text{s}$. Maksimalne vrednosti toplotne difuzivnosti su dobijene usled taloženja β'' faze, koja je dovela do osiromašenja presičenog čvrstog rastvora na legirajućim elementima. Starenjem na višim temperaturama toplotna difuzivnost opada zbog rastvaranja β'' faze i taloženja delimično koherentne β' faze.

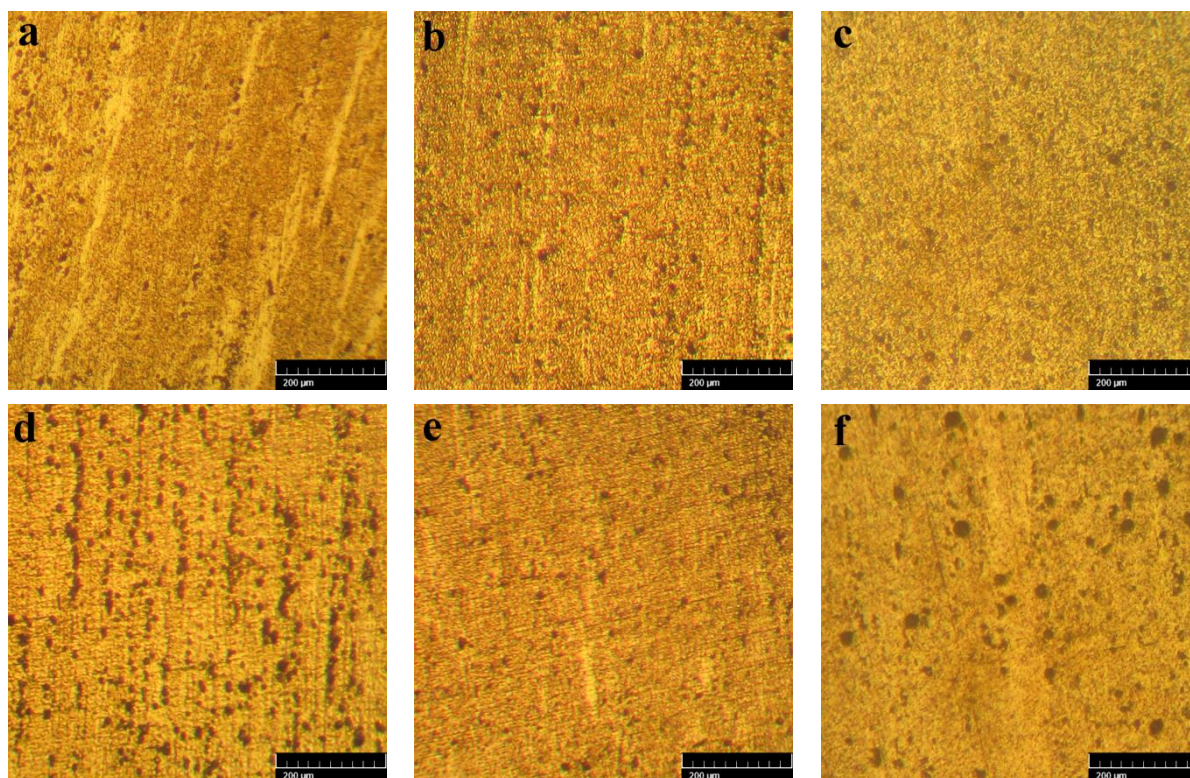
Toplotna provodnost postepeno raste sa porastom temperature starenja za obe legure, gde je nakon precipitacije β'' faze za leguru EN AW-6060 maksimalna vrednost, dobijena pri starenju na temperaturi od 230°C u trajanju od 60 min, iznosila $237,09 \text{ W/m}\cdot\text{K}$ i veća je za 15,64 % u odnosu na kaljeno stanje, gde je vrednost toplotne provodnosti iznosila $205 \text{ W/m}\cdot\text{K}$. Kod legure EN AW-6082 maksimalna vrednost je dobijena na istoj temperaturi od 230°C , ali pri starenju u trajanju od 30 min i iznosila je $213,47 \text{ W/m}\cdot\text{K}$, što je za 17,5 % više u odnosu na kaljeni uzorak, za koga je dobijena vrednost toplotne provodnosti iznosila $181,7 \text{ W/m}\cdot\text{K}$.

Analiza mikrostrukture obavljena je primenom optičke i skenirajuće elektronske mikroskopije u kombinaciji sa EDS analizom faza. Analize su vršene na starenim uzorcima podvrgnutim različitim parametrima starenja: nakon nepotpunog starenja, potpunog starenja kao i nakon prestarevanja.

Na slikama 7.51 i 7.52 mogu se videti optičke mikrofotografije uzoraka EN AW-6060 i EN AW-6082 legure nakon nepotpunog starenja (na 160°C u trajanju od 30 min i 60 min) i potpunog starenja (na 230°C u trajanju od 30 min i 60 min), kao i prestarevanja (na 330°C u trajanju od 30 min i 60 min).

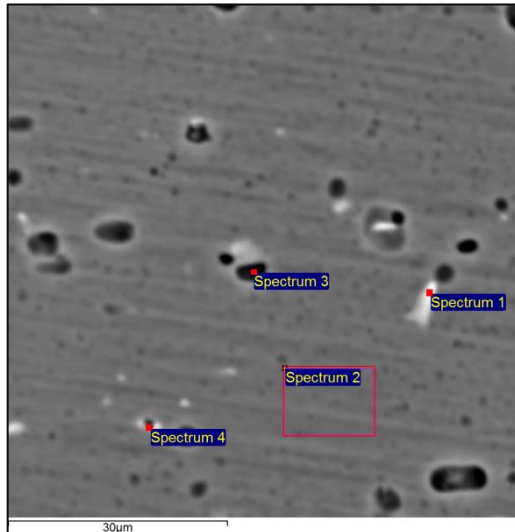


Slika 7.51. Uticaj različitih parametara starenja na mikrostrukturu EN AW-6060 legure; a) starenje 30 min na 160°C ; b) starenje 30 min na 230°C ; c) starenje 30 min na 330°C ; d) starenje 60 min na 160°C ; e) starenje 60 min na 230°C ; f) starenje 60 min na 330°C



Slika 7.52. Uticaj različitih parametara starenja na mikrostrukturu EN AW-6082 legure; a) starenje 30 min na 160°C; b) starenje 30 min na 230°C; c) starenje 30 min na 330°C; d) starenje 60 min na 160°C; e) starenje 60 min na 230°C; f) starenje 60 min na 330°C

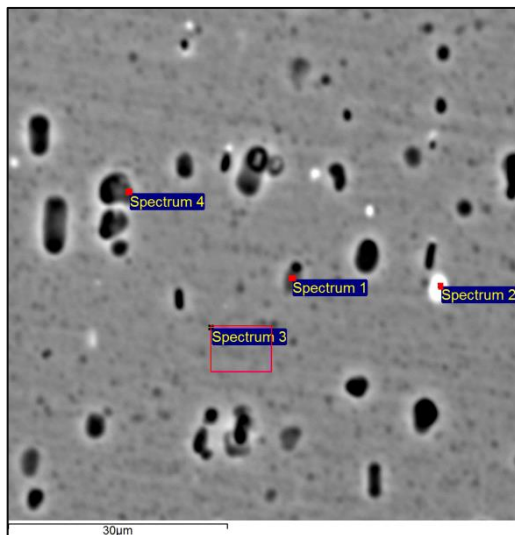
Posmatranjem prikazanih mikrofotografija može se zaključiti da količina precipitiranih faza raste sa porastom temperature starenja [1, 20, 31]. Nakon dostizanja temperature prestarenja na slikama 7.51c, 7.51f, 7.52c i 7.52f može se zapaziti ogrubljanje taloga. Evidentan je i uticaj hemijskog sastava na mikrostrukturu obrađenih uzoraka koji se može videti poređenjem mikrofotografija datim na slikama 7.51a-f sa onim datim na slikama 7.52a-f. Poligonalna zrna sa ravnim ivicama se uočavaju kod legure EN AW-6060 pri starenju na temperaturi 230°C i 330°C, takođe je prisutna manja količinu istaloženih precipitata u saglasnosti sa hemijskim sastavom legure. Legura EN AW-6082 ima veću količinu precipitata sa veoma fino istaloženim česticama ojačavajuće faze po celoj površini uzorka u vidu prevlake (slika 7.52b).



<i>Spektar</i>	<i>Mg</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
Spektar 1		87,7	4,69	0,12	7,49
Spektar 2	0,47	99,08	0,45		
Spektar 3	0,45	98,87	0,27		0,41
Spektar 4		88,9	4,03	0,11	6,96

Sve vrednosti date su u at.%

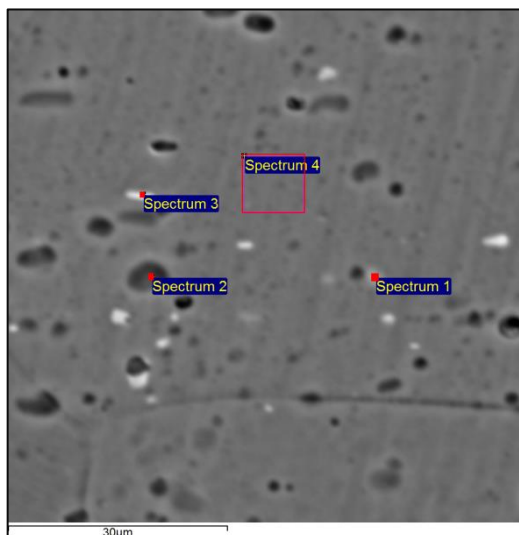
Slika 7.53. SEM-EDS analiza EN AW-6060 legure nakon starenja na temperaturi od 160°C u trajanju od 30 min



<i>Spektar</i>	<i>Mg</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>
Spektar 1	0,58	98,36	1,06	
Spektar 2	0,51	95,55	1,48	2,46
Spektar 3	0,50	98,93	0,57	
Spektar 4	0,48	98,4	1,12	

Sve vrednosti date su u at%

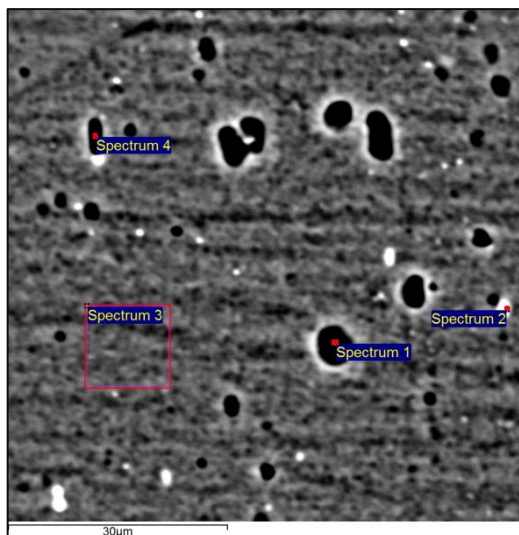
Slika 7.54. SEM-EDS analiza EN AW-6060 legure nakon starenja na temperaturi od 230°C u trajanju od 30 min



<i>Spektar</i>	<i>Mg</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>
Spektar 1		93,07	1,4		3,96	1,57
Spektar 2	0,38	99,2	0,42			
Spektar 3		90,99	3,53	0,1	5,25	0,13
Spektar 4	0,36	99,16	0,48			

Sve vrednosti date su u at.%

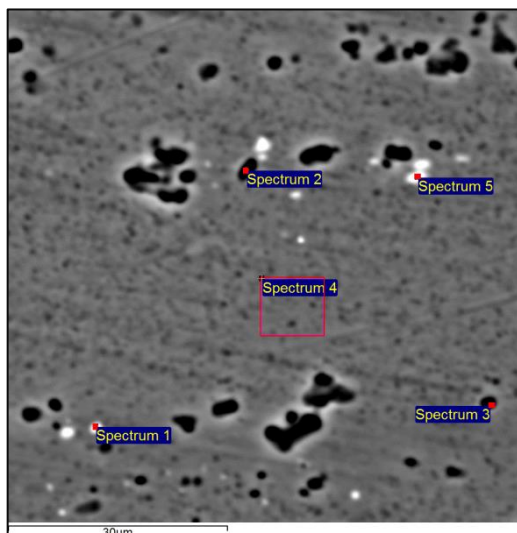
Slika 7.55. SEM-EDS analiza EN AW-6060 legure nakon starenja na temperaturi od 160°C u trajanju od 60 min



<i>Spektar</i>	<i>Mg</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>
Spektar 1	0,39	98,3	1,31		
Spektar 2		91,59	2,62	3,81	1,98
Spektar 3	0,48	98,05	1,47		
Spektar 4	0,46	97,65	1,76	0,13	

Sve vrednosti date su u at.%

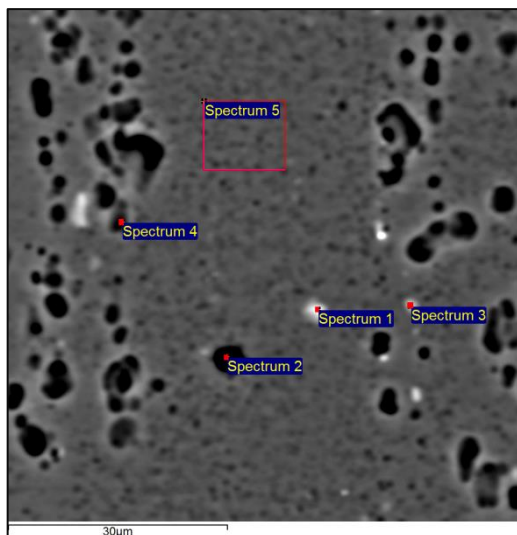
Slika 7.56. SEM-EDS analiza EN AW-6060 legure nakon starenja na temperaturi od 230°C u trajanju od 60 min



Spektar	Mg	Al	Si	Mn	Fe
Spektar 1	0,5	90,65	4,03	2,21	2,61
Spektar 2	0,56	98,94	0,39	0,11	
Spektar 3	0,56	98,72	0,6	0,12	
Spektar 4	0,61	98,56	0,68	0,16	
Spektar 5	0,5	92,61	2,62	1,6	2,66

Sve vrednosti date su u at.%

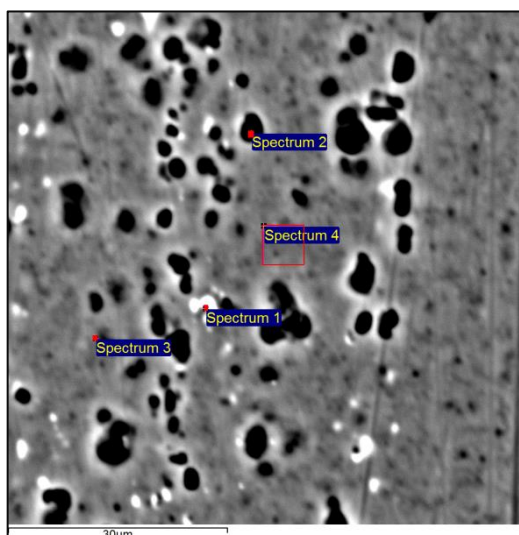
Slika 7.57. SEM-EDS analiza EN AW-6082 legure nakon starenja na temperaturi od 160°C u trajanju od 30 min



Spektar	Mg	Al	Si	Fe	Ni
Spektar 1		83	6,33	3,19	7,51
Spektar 2	0,42	99,2	0,23	0,19	
Spektar 3	0,5	92	3,25	1,51	2,71
Spektar 4	0,58	98,2	1,09	0,13	
Spektar 5	0,61	98,2	1,02	0,14	

Sve vrednosti date su u at%

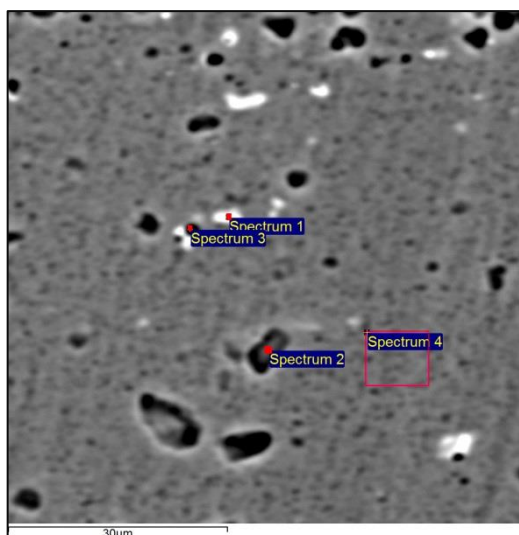
Slika 7.58. SEM-EDS analiza EN AW-6082 legure nakon starenja na temperaturi od 230°C u trajanju od 30 min



Spektar	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu
Spektar 1	2,25	96,26	1,12	0,2	0,17	
Spektar 2	0,54	98,76	0,47	0,1		0,13
Spektar 3	0,53	98,56	0,73	0,17		
Spektar 4	0,55	98,57	0,75	0,13		

Sve vrednosti date su u at.%

Slika 7.59. SEM-EDS analiza EN AW-6082 legure nakon starenja na temperaturi od 160°C u trajanju od 60 min



Spektar	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Cu
Spektar 1		86,59	5,12	2,83	5,46	
Spektar 2	0,57	98,07	1,08	0,13		0,15
Spektar 3	0,47	97,85	1,19	0,22	0,27	
Spektar 4	0,56	98,38	0,89	0,18		

Sve vrednosti date su u at%

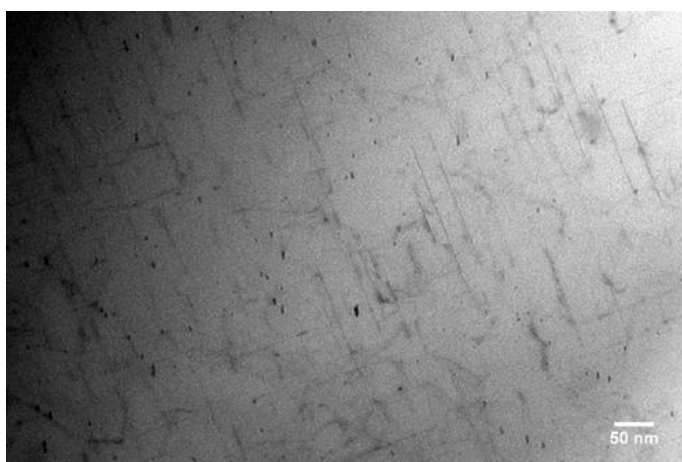
Slika 7.60. SEM-EDS analiza EN AW-6082 legure nakon starenja na temperaturi od 220°C u trajanju od 60 min

Na slikama 7.53-7.60 prikazane su SEM mikrofotografije sa EDS analizom na uzorcima koji su podvrgnuti veštačkom starenju pri različitim parametrima ovog procesa. Fino dispergovani talog metastabilne β'' faze prekriva strukturu uzoraka koji su potpuno stareni (na 230°C u trajanju od 30 min i 60 min) što je prikazano spektrima koji definišu analizirane površine provougaonika na slikama 7.54, 7.56 za leguru EN AW-6060 i 7.58, 7.60 za leguru EN AW-6082. Ovi spektri pokazuju da odnos magnezijuma i silicijuma nije uvek idealan Mg_5Si_6 , ali se to može pripisati višku silicijuma u legurama, kao i prisustvu mangana kod legure EN AW-6082 koji se često pojavljuje pri snimanju definisanog područja.

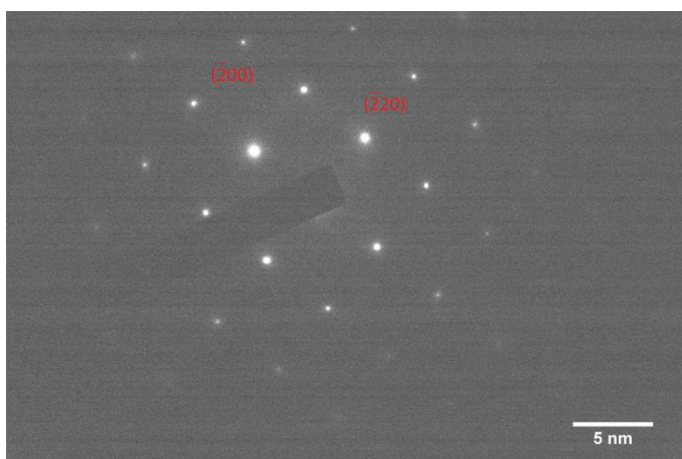
Takođe, na svim analiziranim uzorcima pojavljuje se faza bele boje. Faze bele boje koje se ovde javljaju ne retko sadrže i magnezijum pa imaju hemijsku formulu $AlMgSiFe$ kod legure EN AW-6060 (spektar 2, slika 7.54) ili kod legure EN AW-6082 $AlMgSiMnFe$ (spektar 1 i 5, slika 7.57 i spektar 1, slika 7.59). Kada je faza bele boje a ne sadrži magnezijum ona se javlja u oblicima kao i

kod izotermalnog starenja AlFeSiMn (spektar 1 slika 7.53) i AlFeSiNi (spektar 2 slika 7.56) kod legure EN AW-6060. Kod legure EN AW-6082 ova faza se javlja u obliku AlFeSiNi (spektar 1 slika 7.58) i AlFeSiMn (spektar 1 slika 7.60). Pri izohronom starenju pojavljuju se i nešto krupnije čestice koje sadrže silicijum i magnezijum u različitim odnosima u zavisnosti od parametara starenja, a ponekad se u pri analizi ovih precipitata pojavljuje i mangan kao i nikl (spektar 1 slike 7.54, 7.56; spektar 2 slike 7.55, 7.57, 7.58, 7.59, 7.60; spektar 3 slike 7.57, 7.59; spektar 4 slike 7.54, 7.56, 7.58).

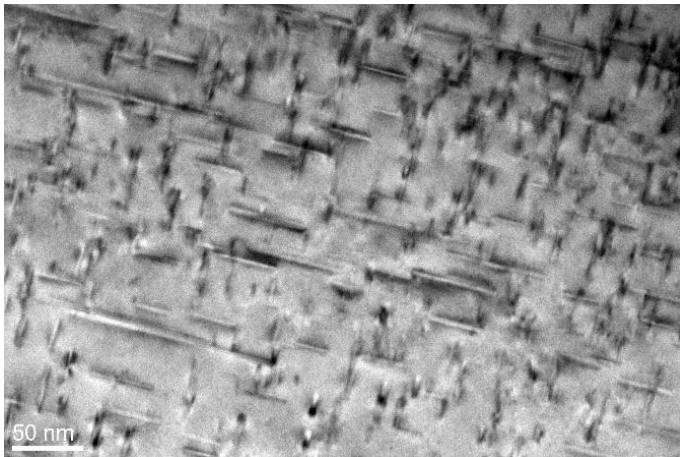
Izotermalno stareni uzorci bili su podvrgnuti analizi na transmisionom elektronskom mikroskopu. Kao reprezentativni uzorci za TEM analizu izabrani su oni stareni uzorci koji su dostigli maksimalne vrednosti mehaničkih osobina na račun mehanizma ojačavanja starenjem. TEM analiza data je preko TEM mikrografija (slika 7.61 za leguru EN AW-6060 i 7.63 za leguru EN AW-6082), i SAED (označena oblast difrakcije) difrakcionih slika (slika 7.62 za leguru EN AW-6060 i 7.64 za leguru EN AW-6082) koje pokazuju orijentaciju precipitata u kristalnoj rešetci. Zonska osa snimanja za uzorak EN AW-6060 je bila α_{Al} je [001], dok je za leguru EN AW-6082 α_{Al} [011].



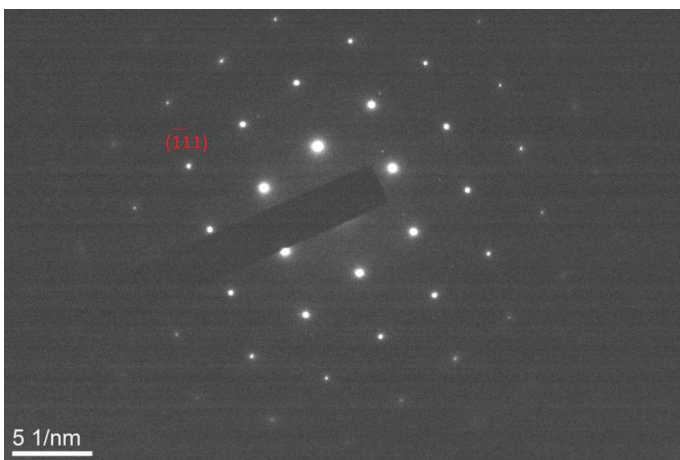
Slika 7.61. TEM mikrostruktura EN AW-6060 legure nakon starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h



Slika 7.62. SAED difraktogram EN AW-6082 legure nakon starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h



Slika 7.63. TEM mikrostruktura EN AW-6082 legure nakon starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h



Slika 7.64. SAED difraktogram EN AW-6082 legure nakon starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h

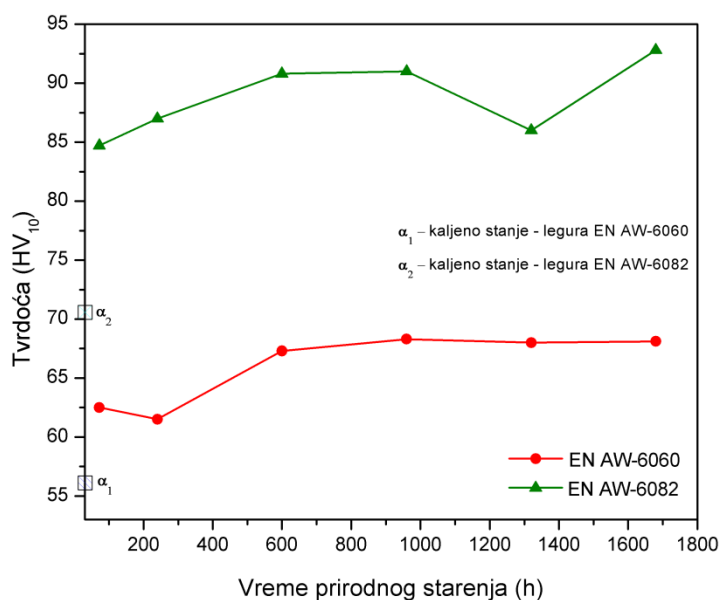
Posmatrajući prezentovane TEM mikrostrukture kao i SAED difraktograme može se zaključiti da su vidljivi precipitati veličine nekoliko desetina nanometara. Precipitati koji se pojavljuju kod obe legure su u istim ravnima. Gustina precipitata je velika i isti su raspoređeni prilično ravnomerno po celom uzorku. Kako je kod legure EN AW-6082 TEM snimak napravljen paralelno zonskoj osi [011], precipitati se međusobno postavljaju pod uglom od 90°, što znači da se precipitati javljaju po ravnima (110), što je potvrđeno i u literaturi [7, 24, 30, 42, 57, 60, 70, 74].

7.5 Ispitivanje uticaja vremena prirodnog starenja na poboljšanje osobina, kao i uticaja vremena prirodnog starenja na intenzitet naknadnog veštačkog starenja EN AW-6060 i EN AW-6082 legure

Najpre je ispitivan uticaj vremena prirodnog starenja na poboljšanje mehaničkih i fizičkih osobina legura, a nakon toga i uticaj vremena prirodnog starenja na intenzitet naknadnog veštačkog starenja EN AW-6060 i EN AW-6082 legura. Uzorci su najpre rastvorno žareni na temperaturi od 550°C, pa kaljeni u vodi sa ledom i nakon toga su prirodno stareni na sobnoj temperaturi različito vreme: 3, 10, 25, 40, 55 i 70 dana. Posle tako definisanih vremena prirodnog starenja, uzorci su podvrgnuti veštačkom starenju na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082.

7.5.1 Ispitivanje uticaja vremena prirodnog starenja na poboljšanje osobina EN AW-6060 i EN AW-6082 legura

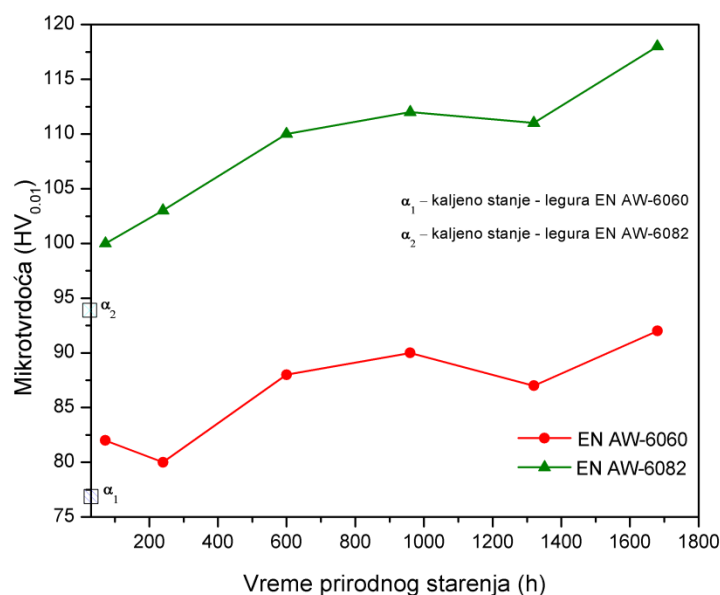
Uticaj vremena prirodnog starenja na mehaničke osobine ispitivanih legura može se zapaziti na slikama 7.65 i 7.66, gde su date dobijene vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće nakon sprovedenog postupka prirodnog starenja. Može se zaključiti da vrednosti mehaničkih osobina rastu nakon sprovedenog prirodnog starenja kod obe ispitivane legure. Sa porastom vremena prirodnog starenja dolazi do postepenog rasta vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće. U poređenju sa kaljenim stanjem, vrednosti mehaničkih osobina naglo rastu već posle 3 dana prirodnog starenja, dostižu maksimalne vrednosti posle oko 40 dana prirodnog starenja, nakon čega se relativno održavaju na postignutom nivou.



Slika 7.65. Uticaj vremena prirodnog starenja na vrednosti tvrdoće ispitivanih legura

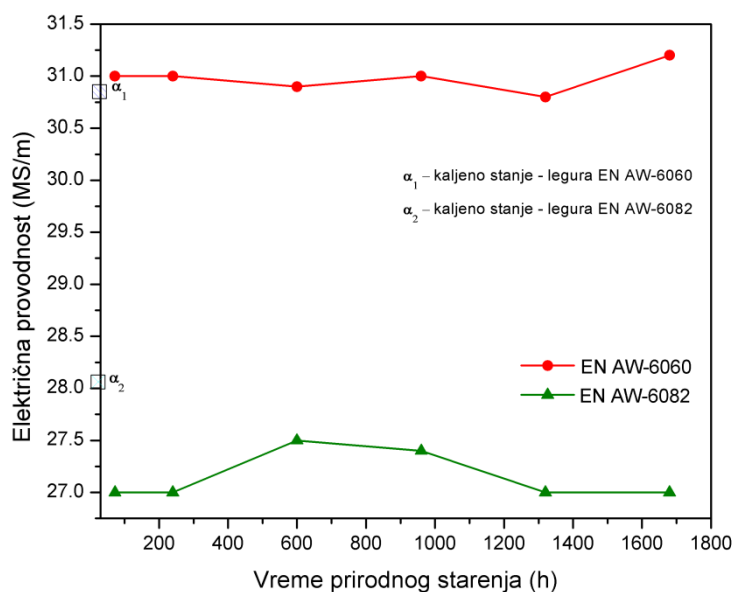
Za leguru EN AW-6060 maksimalna vrednost tvrdoće iznosila je 68,3 HV₁₀ i dobijena je nakon prirodnog starenja u trajanju od 40 dana, naspram vrednosti tvrdoće presičenog čvrstog rastvora koja je iznosila 56 HV₁₀. Za leguru EN AW-6082 maksimalna vrednost tvrdoće je iznosila 92,8 HV₁₀ i postignuta je nakon prirodnog starenja u trajanju od 70 dana, naspram vrednosti tvrdoće

presićenog čvrstog rastvora legure koja je iznosila 71 HV₁₀. Relativni porast tvrdoće prirodno starenih uzoraka je iznosio oko 22 % u odnosu na kaljeno stanje za leguru EN AW-6060, a za leguru EN AW-6082 taj porast je iznosio oko 31 %.



Slika 7.66. Uticaj vremena prirodnog starenja na vrednosti mikrotvrdoće ispitivanih legura

Mikrotvrdoća je pokazala slične rezultate. Maksimalne vrednosti mikrotvrdoće za obe legure postignute su nakon prirodnog starenja u trajanju od 70 dana. Mikrotvrdoća za leguru EN AW-6060 nakon ovakve termičke obrade iznosila je 92 HV_{0,1}, naspram kaljenog uzorka čija je mikrotvrdoća 77 HV_{0,1}. Za leguru EN AW-6082 vrednost mikrotvrdoće iznosila je 118 HV_{0,1}, u odnosu na kaljeni uzorak koji je imao mikrotvrdoću u vrednosti od 94 HV_{0,1}. Relativni porast mikrotvrdoće prirodno starenih uzoraka EN AW-6060 legure u odnosu na kaljeno stanje je iznosio oko 19 %, a za leguru EN AW-6082 oko 25 %. Ovaj porast mehaničkih osobina objašnjava se činjenicom da atomi magnezijuma i silicijuma koji su pri rastvornom žarenju bili rastvoreni u aluminijumskoj matrici, sada nakon kaljenja spontano precipitiraju tokom prirodnog starenja iz presićenog čvrstog rastvora u vidu klastera i ko-klastera. Precipitacija klastera i ko-klastera otežava kretanje dislokacija i sa time podiže vrednosti mehaničkih osobina ispitivanih legura [3, 5, 42, 58, 91]. Naime, prvenstveno se formiraju klasteri magnezijuma, zatim klasteri silicijuma i onda zajednički ko-klasteri magnezijuma i silicijuma. Dislokaciona linija krećući se kroz rešetku aluminijuma nailazi na pomenute klasterne i zbog njihove postojanosti, posebno kod legure EN AW-6082, ona se povija i dolazi do njenog kočenja. Nakon njihovog višestrukog kočenja dolazi do formiranja spletova dislokacija, što dodatno otežava njihovo dalje kretanje, i time dovodi do povećanja vrednosti mehaničkih osobina. Posmatrajući dobijene grafike na slikama 7.65 i 7.66 može se primetiti nagli rast vrednosti mehaničkih osobina već posle 72 h (3 dana) prirodnog starenja. Ovo se objašnjava veoma brzim grupisanjem magnezijum i silicijum atoma, koje se odvija već nakon nekoliko sati starenja [92].



Slika 7.67. Uticaj vremena prirodnog starenja na vrednosti električne provodnosti ispitivanih legura

Na slici 7.67 može se zapaziti uticaj vremena prirodnog starenja na vrednosti električne provodnosti za obe ispitivane legure. Kod legure EN AW-6060 sa prirodnim starenjem došlo je do blagog porasta vrednosti električne provodnosti u odnosu na kaljeno stanje, dok su kod legure EN AW-6082 dobijene niže vrednosti električne provodnosti. Prilikom precipitacije klastera i ko-klastera magnezijuma i silicijuma u strukturi se paralelno odvijaju dva procesa, koja su obrnuto proporcionalna. Usled prirodnog starenja presićeni čvrsti rastvor siromaši na legirajućim elementima i na taj način intenzivira kretanje elektrona, što dovodi do porasta električne provodnosti. Sa druge strane klasteri i ko-klasteri magnezijuma i silicijuma imaju veoma jak efekat rasipanja elektrona, koji dovodi do smanjenja vrednosti električne provodnosti [14, 24, 85]. Kod legure EN AW-6060 do izražaja je došao prvi proces, pa je došlo do blagog porasta električne provodnosti, dok je kod legure EN AW-6082 dominantniji drugi proces.

7.5.2 Analiza uticaja vremena prirodnog starenja na intenzitet naknadnog veštačkog starenja kod EN AW-6060 i EN AW-6082 legura

Nastavak istraživanja ogledao se u ispitivanju uticaja vremena prirodnog starenja na intenzitet naknadnog veštačkog starenja. U tabelama 7.14 i 7.15 prikazan je uticaj vremena prethodnog prirodnog starenja na intenzitet veštačkog starenja. Uticaj vremena prirodnog starenja je ispitivan tako što su uzorci koji su prirodno starili u trajanju od 3, 10, 40 i 70 dana podvrgnuti naknadnom veštačkom starenju na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082. U tabelama prirodno starenje označeno je kao PS, a veštačko kao VS.

Tabela 7.14 *Uticaj vremena prirodnog starenja na intenzitet naknadnog veštačkog starenja za leguru EN AW-6060*

<i>Sprovedena termička obrada</i>	<i>tvrdoća (HV₁₀)</i>	<i>mikrotvrdoća (HV_{0.01})</i>	<i>električna provodnost (MS/m)</i>	<i>toplotna difuzivnost (cm²/s)</i>
Direktno stareno na maksimalnu tvrdoću	95	110	33,2	0,8736
PS 3 dana + VS	92	105	34,3	0,9002
PS 10 dana + VS	93	107	33,6	0,9197
PS 40 dana + VS	108	119	33,6	0,841
PS 70 dana + VS	105	125	34,1	0,8695

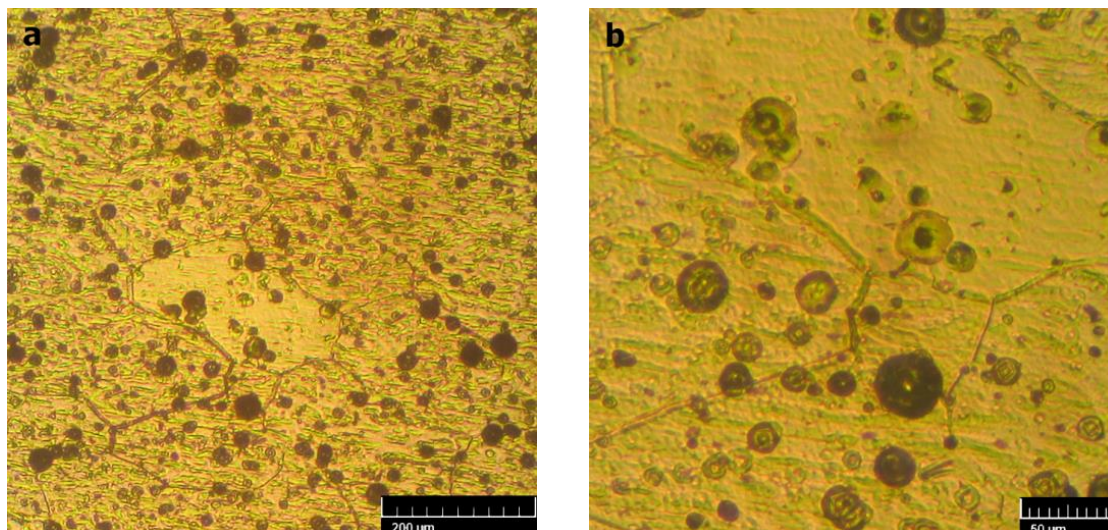
Može se zaključiti da postoji blagi uticaj prethodnog prirodnog starenja na intenzitet naknadnog veštačkog starenja kod obe ispitivane legure. Naime, kod legure EN AW-6060 zaključujemo da je prethodno prirodno starenje pre veštačkog imalo uglavnom pozitivan uticaj u pogledu postignutih vrednosti mehaničkih, fizičkih i toplotnih osobina u odnosu na samo veštački stareni uzorak. Kako bi se dobile maksimalne vrednosti mehaničkih osobina, uzorak mora biti potpuno staren sa strukturom u kojoj je dominantna metastabilna β'' faza. Bilo kakvo pospešivanje precipitacije ove ojačavajuće faze dovodi do porasta mehaničkih osobina. U slučaju legure EN AW-6060, koja spada u nisko legirane aluminijumske legure, precipitacija klastera i ko-klastera tokom prirodnog starenja pospešila je nukleaciju metastabilne β'' faze, koja je naknadno intenzivnije precipitirala tokom veštačkog starenja [43, 93]. Vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće na uzorcima EN AW-6060 legure koji su prethodno prirodno stareni 40 dana i 70 dana pre veštačkog starenja su nešto više u poređenju sa samo veštački starenim uzorkom pri istim uslovima. Kod ovih uzoraka tokom prirodnog starenja je bilo dovoljno vremena za pojavu i stabilizaciju klastera i ko-klastera magnezijuma i silicijuma, koji su doveli do intenzivnije nukleacije metastabilne β'' faze i porasta vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće [3, 5, 30, 42, 43, 93]. Vrednosti električne provodnosti za uzorke legure EN AW-6060 koji su podvrgavani prethodnom prirodnom starenju pre veštačkog starenja su takođe nešto više u odnosu na samo veštački starene uzorke usled intenzivnije precipitacije metastabilne β'' faze i osiromašenja presičenog čvrstog rastvora rastvorenim atomima. Toplotna difuzivnost je porasla samo kod uzoraka koji su prethodno prirodno stareni 3 dana i 10 dana, dok je kod uzoraka koji su prethodno prirodno stareni duže vreme došlo do opadanja vrednosti u odnosu na samo stareni uzorak.

Tabela 7.15 Uticaj vremena prirodnog starenja na intenzitet naknadnog veštačkog starenja za leguru EN AW-6082

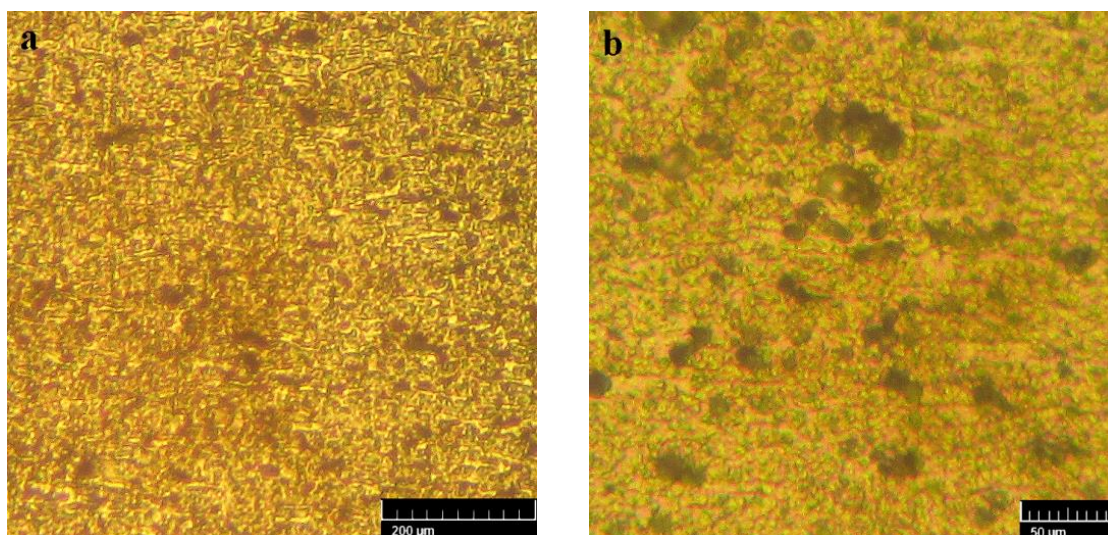
Sprovedena termička obrada	tvrdće (HV_{10})	mikrotvrdće ($HV_{0.01}$)	električne provodnosti (MS/m)	toplotne difuzivnosti (cm^2/s)
Direktno stareno na maksimalnu tvrdoću	124	146	30,02	0,7621
PS 3 dana + VS	116	134	30,1	0,892
PS 10 dana + VS	120	143	29,5	0,7513
PS 40 dana + VS	125	146	29,5	0,7674
PS 70 dana + VS	116	141	29,7	0,7757

Nešto drugačije rezultate u pogledu merenih osobina je pokazalo ispitivanje legure EN AW-6082, koja spada među legure koje su visoko legirane. Gotovo svi uzorci na kojima je vršeno prirodno starenje pre veštačkog starenja pokazuju ili iste ili niže vrednosti mehaničkih i fizičkih osobina. Postignute vrednosti tvrdoće zavise od precipitacije metastabilne β'' faze. Bilo kakvo ometanje precipitacije ove faze dovešće do smanjenja ispitivanih osobina. Visoko legirane legure iz ove serije, među kojima je i EN AW-6082, spadaju u kategoriju onih legure kod kojih je prisutan negativan efekat prirodnog starenja na intenzitet veštačkog starenja [3, 5, 30, 42]. Negativan efekat se javlja usled precipitacije klastera i ko-klastera magnezijuma i silicijuma, koji su zbog povećane količine legirajućih elemenata daleko stabilniji nego kod legure EN AW-6060. S obzirom na to da metastabilna β'' faza ne može da precipitira sve dok ne dođe do rastvaranja (transformacije) ovih klastera, nukleacija ove najvažnije faze je inhibirana, što dovodi do opadanja vrednosti tvrdoće, mikrotvrdoće i električne provodnosti tokom veštačkog starenja prethodno prirodnog starenih uzoraka [3, 42]. Što se tiče toplotne difuzivnosti ona neznatno varira u zavisnosti od primenjenog vremena prirodnog starenja pre veštačkog starenja.

Dalje je izvršena metalografska analiza uzoraka legura koji su pre veštačkog starenja najpre prirodno staren različitom vremenom. Za leguru EN AW-6060 izabran je uzorak koji je prirodno staren 40 dana, pa onda veštački staren (na $180^\circ C$ u trajanju od 5 h) radi dobijanja maksimalne tvrdoće, dok je za leguru EN AW-6082 izabran uzorak koji je prirodno staren 10 dana, pa onda veštački staren (na $180^\circ C$ u trajanju od 6 h) za dobijanje maksimalne tvrdoće. Mikrofotografije opisanih uzoraka prikazane su na slikama 7.68 i 7.69.



Slika 7.68. Mikrofotografija legure EN AW-6060 nakon veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h kome je prethodilo prirodno starenje u trajanju od 40 dana; a) x200; b) x500



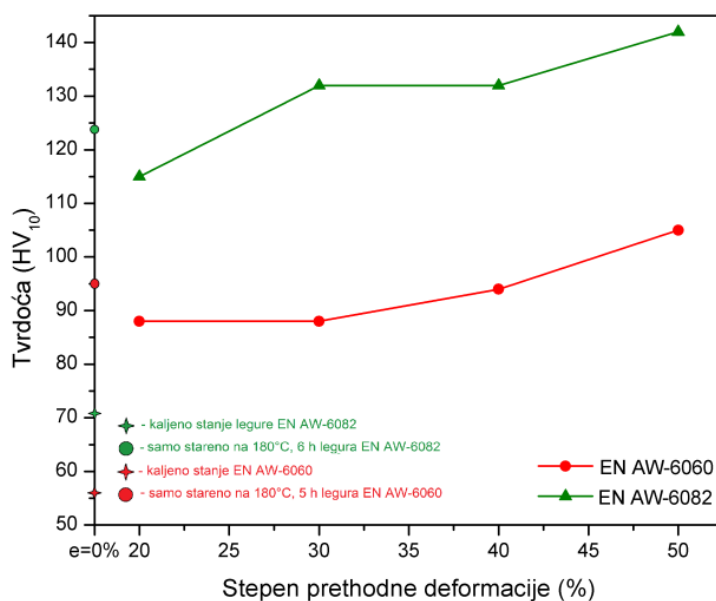
Slika 7.69. Mikrofotografija legure EN AW-6082 nakon veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h kome je prethodilo prirodno starenje u trajanju od 40 dana; a) x200; b) x500

Poređenjem mikrofotografija prikazanim na slikama 7.68 sa onim prikazanim na slici 7.32b za samo veštački starene uzorke može se zaključiti da je u slučaju legure EN AW-6060 došlo do veće homogenizacije i do bolje nukleacije metastabilne β'' faze tako da je struktura finija a metastabilna β'' faza nešto disperznija u poređenju sa direktno veštačko starenim uzorkom. Upoređivanjem mikrofotografije legure EN AW-6082 date na slici 7.33b za uzorak koji je direktno staren bez prethodnog prirodnog starenja vidi se da je struktura u slučaju uzorka koji je prirodno staren pre veštačkog starenja nešto grublja (slika 7.69), a pri uveličanju od 500 puta se može videti i delimična koagulacija β'' faze što je i dovelo do opadanja vrednosti tvrdoće.

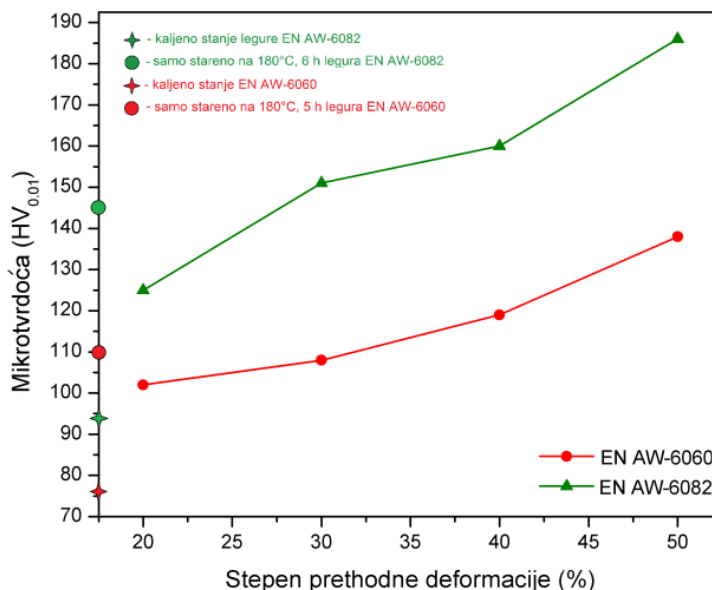
7.6 Ispitivanje uticaja različitih režima termomehaničke obrade na osobine EN AW-6060 i EN AW-6082 legura

Nastavak istraživanja odnosio se na ispitivanje uticaja unete deformacije na mehaničke, fizičke i strukturne osobine ispitivanih legura tokom njihove termomehaničke obrade. Ispitivan je uticaj stepena unete deformacije kako pre, tako i posle veštačkog starenja, u cilju analize uticaja deformacije na merene osobine legura. Naime, svi uzorci su rastvorno žareni na temperaturi od 550°C, nakon čega su kaljeni u vodi sa ledom. Jedna grupa kaljenih uzoraka je hladno valjana različitim stepenima deformacije od 20 %, 30 %, 40 % i 50 % i onda su veštački stareni prema parametrima određenim za izotermalno starenje kada su dobijene maksimalne vrednosti tvrdoće, a to je starenje na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082. Druga grupa uzoraka je odmah posle kaljenja veštački starena, pa je nakon starenja podvrgnuta hladnom valjanju stepenima deformacije od 20 %, 30 %, 40 % i 50 %. Nakon, na ovako opisani način, sprovedenih postupaka termomehaničke obrade vršena su merenja tvrdoće, mikrotvrdoće i električne provodnosti kao i analiza mikrostrukture.

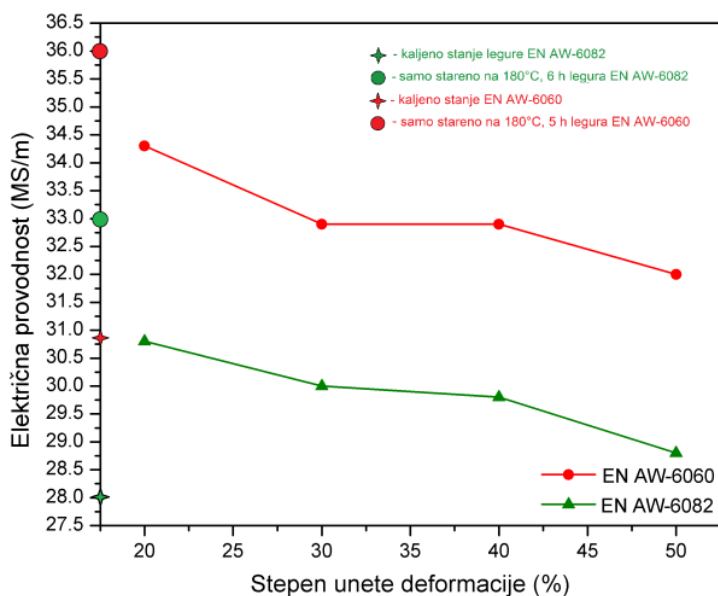
Na slikama 7.70-7.72 prikazan je uticaj unete deformacije pre veštačkog starenja na tvrdoću, mikrotvrdoću i električnu provodnost, respektivno.



Slika 7.70. Uticaj stepena prethodne plastične deformacije na vrednosti tvrdoće tokom veštačkog starenja na 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082



Slika 7.71. Uticaj stepena prethodne plastične deformacije na vrednosti mikrotvrdoće tokom veštačkog starenja na 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082



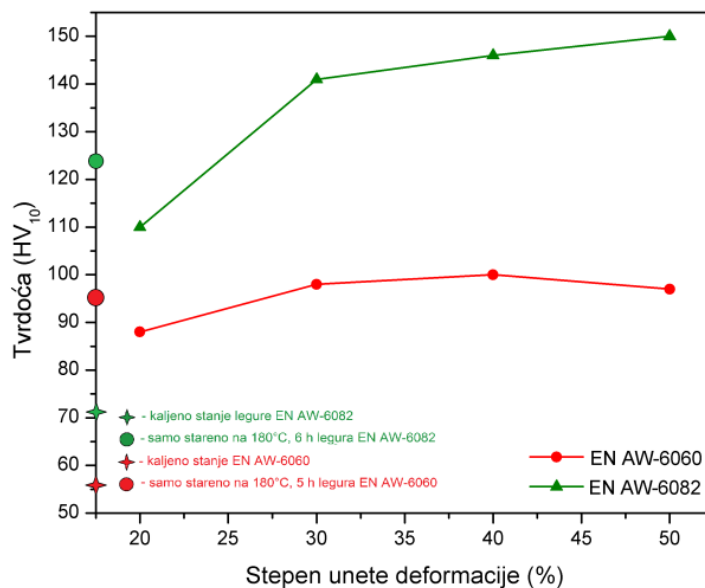
Slika 7.72. Uticaj stepena prethodne plastične deformacije na vrednosti električne provodnosti tokom veštačkog starenja na 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082

Sa prikazanih grafika može se zaključiti da vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće veštački starenih uzoraka legure EN AW-6060 i EN AW-6082 postepeno rastu sa porastom stepena prethodne deformacije, dok električna provodnost postepeno opada. Rast vrednosti tvrdoće je bio postepen sa porastom stepena prethodne deformacije dostižući maksimume pri najvećoj primenjenoj deformaciji od 50 % za obe legure. Relativni porast vrednosti tvrdoće za leguru EN AW-6060 koja je pre veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h prethodno deformisana stepenom deformacije od 50 % iznosio je 10,5 % u odnosu na samo staren uzorak pri

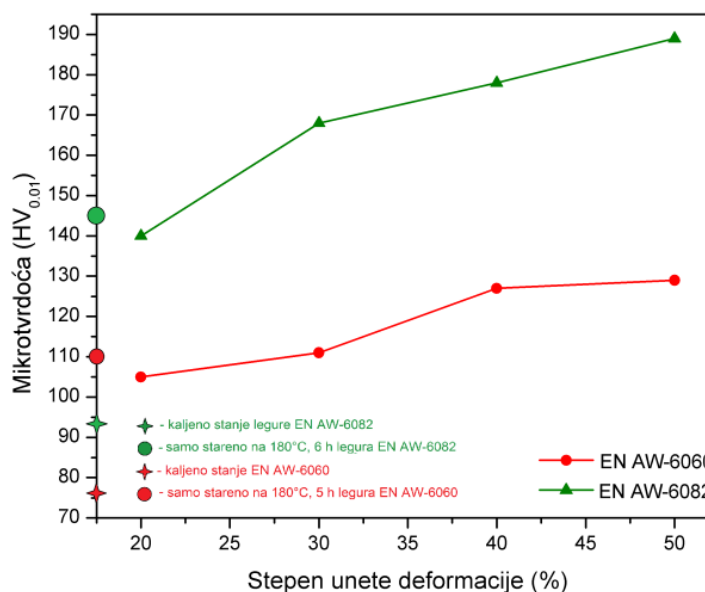
istim temperaturama i vremenima, dok je za leguru EN AW-6082, koja je pre veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h prethodno deformisana stepenom deformacije od 50 %, taj porast bio nešto veći i iznosio je 14,5 %. Maksimalne vrednosti mikrotvrdoće za obe legure dobijene su pri deformaciji od 50 %. Porast u odnosu na samo starene uzorke pri istim temperaturama i vremenima za leguru EN AW-6060 iznosio je 25,4 %, a za leguru EN AW-6082 taj porast je iznosio 27,4 %. Nakon prethodnog valjanja stepenom deformacije od 20 % pre veštačkog starenja dobijene su nešto više vrednosti električne provodnosti u odnosu na samo starenim uzorak kod kojeg nije primenjena prethodna deformacija. Međutim, sa povećanjem stepena unete deformacije pre starenja električna provodnost tako deformisanih uzoraka u toku veštačkog starenja pokazuje sve niže vrednosti. Ako se uporede minimalno dobijene vrednosti električne provodnosti nakon starenja uzorka prethodno deformisanog sa 50 %, sa onim dobijenim pri direktnom starenju bez primenjene deformacije, zaključuje se da je relativno smanjenje vrednosti električne provodnosti za leguru EN AW-6060 iznosilo oko 3,75 %, dok je za leguru EN AW-6082 to smanjenje bilo oko 4,23 %. Pregledom ovih rezultata može se zaključiti da je porast mehaničkih osobina, ali i pad električne provodnosti bio nešto veći kod više legirane EN AW-6082 legure.

Porast vrednosti mehaničkih osobina, kao i pad vrednosti fizičkih osobina uzoraka koji su pre starenja deformisani većim stepenima deformacije, u odnosu na samo starene uzorke, može se pripisati ojačavanju nakon unošenja mehaničke energije deformacijom pri termomehaničkom režimu prerade. Deformisanje uzoraka nakon kaljenja, a pre veštačkog starenja, dovelo je do promene u kinetici taloženja metastabilnih faza. Naime, unošenjem deformacije došlo je do aktiviranja primarnih sistema klizanja, sa tim u vezi došlo je i do reakcija dislokacija sa precipitiranim česticama prisutnim u strukturi nakon kaljenja, kao i nakon veštačkog starenja. Sa porastom stepena deformacije raste gustina dislokacija, kao i intenzitet klizanja, a sa time dolazi do promene mehanizma stabilizacije i rastvaranja čestica koje prethode taloženju metastabilne β'' faze [70]. Prilikom ovakve termomehaničke obrade javljaju se dva uporedna procesa. Prvi je proces ojačavanja usled povećanja broja dislokacija i njihovih reakcija sa česticama taloga prisutnih u strukturi legure, a drugi je proces omekšavanja usled naknadnog zagrevanja pri veštačkom starenju, kojim se poništavaju dislokacije unete prethodnom plastičnom deformacijom. Nataložene čestice bivaju pomerene usled kretanja i akumulacije dislokacija na granicama precipitata. Ovi precipitati pomažu proces deformacionog ojačavanja time što izazivaju nagomilavanje dislokacija te time vrše blokadu ili usporavaju kretanje dislokacija zato što dislokacije kako bi nastavile kretanje presecaju čestice taloga ili ih zaobilaze [11, 68, 94]. Pri primenjenom režimu termomehaničke obrade zapaža se da je prevagnuo proces ojačavanja, jer su vrednosti mehaničkih osobina porasle sa unetom deformacijom. S obzirom na to da su stepeni deformacije manji nego pri uobičajenoj praksi pri termomehaničkoj obradi ovih legura, sklonost legura oporavljanju nakon deformacije je smanjena, a i temperatura od 180°C nije bila dovoljno visoka za potpuno anuliranje deformaciono ojačane strukture. Superponiranje dva procesa, deformacionog ojačavanja i procesa taložnog ojačavanja, dovelo je do porasta mehaničkih i opadanja fizičkih osobina [69, 71, 75, 95]. Takođe, prilikom termomehaničke obrade javljaju se još nekoliko procesa, koji mogu uticati na kinetiku precipitacije ojačavajućih faza i poboljšanje ispitivanih osobina. To je svakako, dobijanje finije i sitnozrnije strukture, kao i dobra homogenizacija strukture, bez obzira na to što porast broja dislokacija i njihovo nagomilavanje dovode do pojave većeg broja heterogenih mesta za nukleaciju metastabilnih faza [68, 80]. Takođe, bitno je osvrnuti se i na odnos pada fizičkih osobina naspram porasta mehaničkih osobina. Relativno smanjenje vrednosti električne provodnosti značajno je manje u odnosu na relativni porast tvrdoće i mikrotvrdoće.

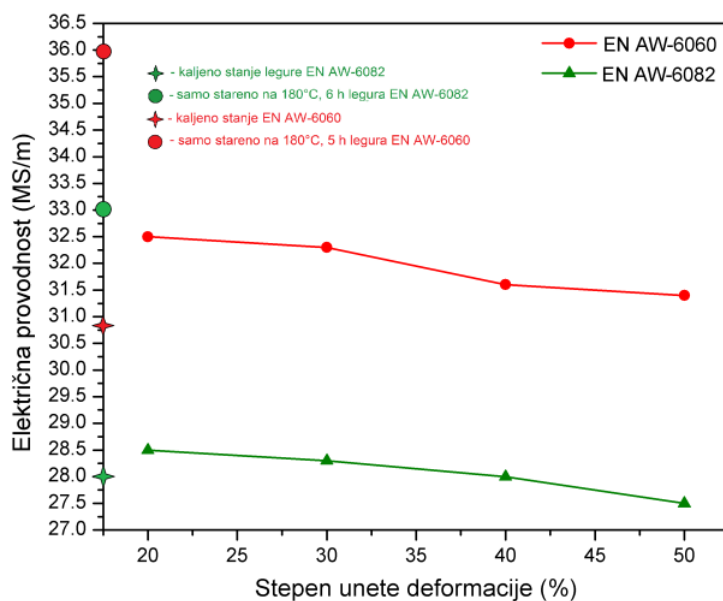
Kako bi se što detaljnije ispitaio uticaj termomehaničke obrade na svojstva ispitivanih legura na slikama 7.73-7.75 prikazani su uticaji stepena deformacije unete posle veštačkog starenja na vrednosti tvrdoće, mikrotvrdoće i električne provodnosti, respektivno.



Slika 7.73. Uticaj stepena deformacije unete posle veštačkog starenja na 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082 na vrednosti tvrdoće



Slika 7.74. Uticaj stepena deformacije unete posle veštačkog starenja na 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082 na vrednosti mikrotvrdoće

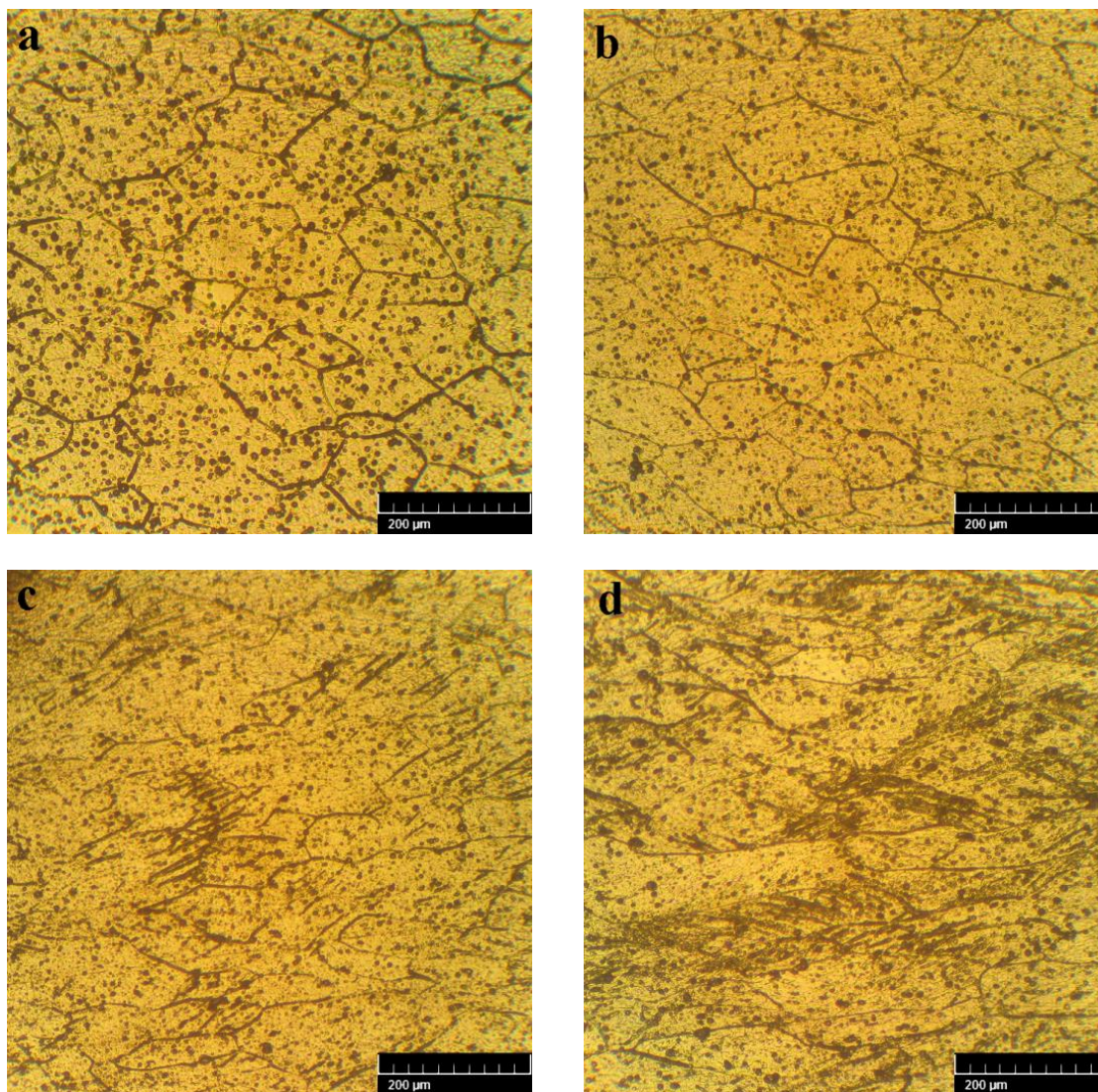


Slika 7.75. Uticaj stepena deformacije unete posle veštačkog starenja na 180°C u trajanju od 5 h za leguru EN AW-6060 i 6 h za leguru EN AW-6082 na vrednosti električne provodnosti

Sa prikazanih grafika izvodi se zaključak da tvrdoća i mikrotvrdoća postepeno rastu sa porastom stepena postdeformacije, za razliku od električne provodnosti, koja postepeno opada. Uzorci sa unetom postdeformacijom većom od 30 % pokazuju više vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće u odnosu na samo starene uzorke kod obe legure. Maksimalne vrednosti tvrdoće ostvarene su nakon postdeformacije od 40 % i 50 % za EN AW-6060 i EN AW-6082 legure, respektivno. Relativni porast vrednosti tvrdoće za leguru EN AW-6060 pri postdeformaciji od 40 % nakon veštačkog starenja iznosio je 5,26 % u odnosu na samo starenog uzorak. Relativni porast vrednosti tvrdoće za leguru EN AW-6082 pri postdeformaciji od 50 % nakon veštačkog starenja bio je značajnije veći i iznosio je 21 % u odnosu na samo starenog uzorak. Maksimalna vrednost mikrotvrdoće za obe ispitivane legure ostvarena je nakon postdeformacije od 50 %. Relativni porast vrednosti mikrotvrdoće za leguru EN AW-6060 iznosio je oko 17,3 %, dok je za leguru EN AW-6082 taj porast je iznosio oko 29,4 % u odnosu na samo starenog uzorak pri istim parametrima. Vrednosti električne provodnosti značajno opadaju već sa unetom postdeformacijom od 20 % i sa porastom stepena deformacije nastavljaju da opadaju dostižući najniže vrednosti pri postdeformaciji od 50 %. Relativno smanjenje vrednosti električne provodnosti za leguru EN AW-6060 koja je nakon starenja deformisana stepenom deformacije od 50 % iznosilo je 5,73 %, u odnosu na referentne vrednosti starenog uzorka. Za leguru EN AW-6082 postdeformisanu stepenom deformacije od 50 % relativno smanjenje vrednosti električne provodnosti iznosilo je 9,16 %, pri poređenju sa onim dobijenim pri direktnom starenju.

Deformisanje uzoraka hladnom plastičnom deformacijom nakon veštačkog starenja dovelo je do reakcija novounetih dislokacija sa precipitiranim česticama prisutnim u strukturi nakon veštačkog starenja. Prema Dadbakhsh-u i saradnicima metastabilna β'' faza je veoma efektivna u blokiranju kao i umnožavanju broja dislokacija [68]. Stoga je normalan porast mehaničkih osobina pri unošenju deformacije nakon veštačkog starenja. Pored toga, nakon deformacije nema dovoljnog porasta temperature da bi se u uzorcima javilo omekšavanje anuliranjem dislokacija, pa je deformaciono ojačavanje potpuno dominantno. Deformacijom dolazi do distorzije kristalne rešetke

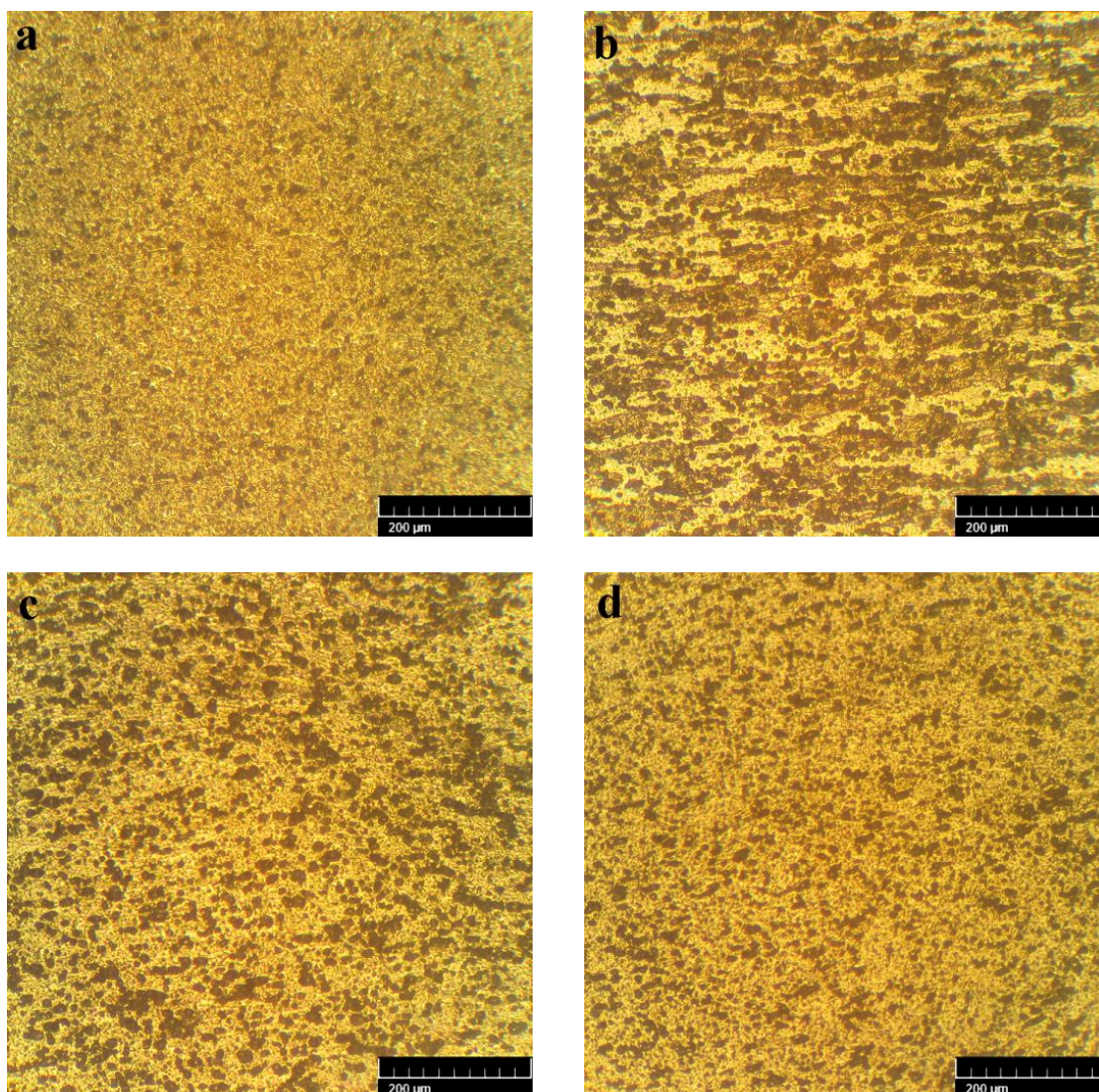
jer usled klizanja ravni javlja se promena relativne orijentacije i pozicije atoma u kristalnoj rešetki što utiče na promenu električnog potencijala. Distorzijom kristalne rešetke hladnom plastičnom deformacijom onemogućeno je slobodno kretanje elektrona. Sa porastom procenta unete deformacije gustina dislokacija raste nekoliko reda veličine i električna provodnost opada usled rasipanja elektrona [96].



Slika 7.76. Mikrofotografije starene legure EN AW-6060 na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h deformisane različitim stepenom deformacije pre veštačkog starenja; a) 20 %; b) 30 %; c) 40 %; d) 50 %

Na slikama 7.76a-d mogu se zapaziti mikrofotografije starene legure EN AW-6060 na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h deformisane različitim stepenom deformacije pre veštačkog starenja. Na slici 7.76a zapažaju se jasno definisana poligonalna zrna sa blago usmerenim granicama zrna u smeru valjanja. Sa porastom procenta deformacija rastu i usmerenja zrna koja teže ka formiranju teksture valjanja. Poređenjem slika 7.76a-d sa slikom 7.32 koja predstavlja mikrostrukturu samo starenog uzorka na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h može se videti da je struktura nešto bogatija precipitatima usled pospešivanja procesa taloženja lakšim raspadanjem

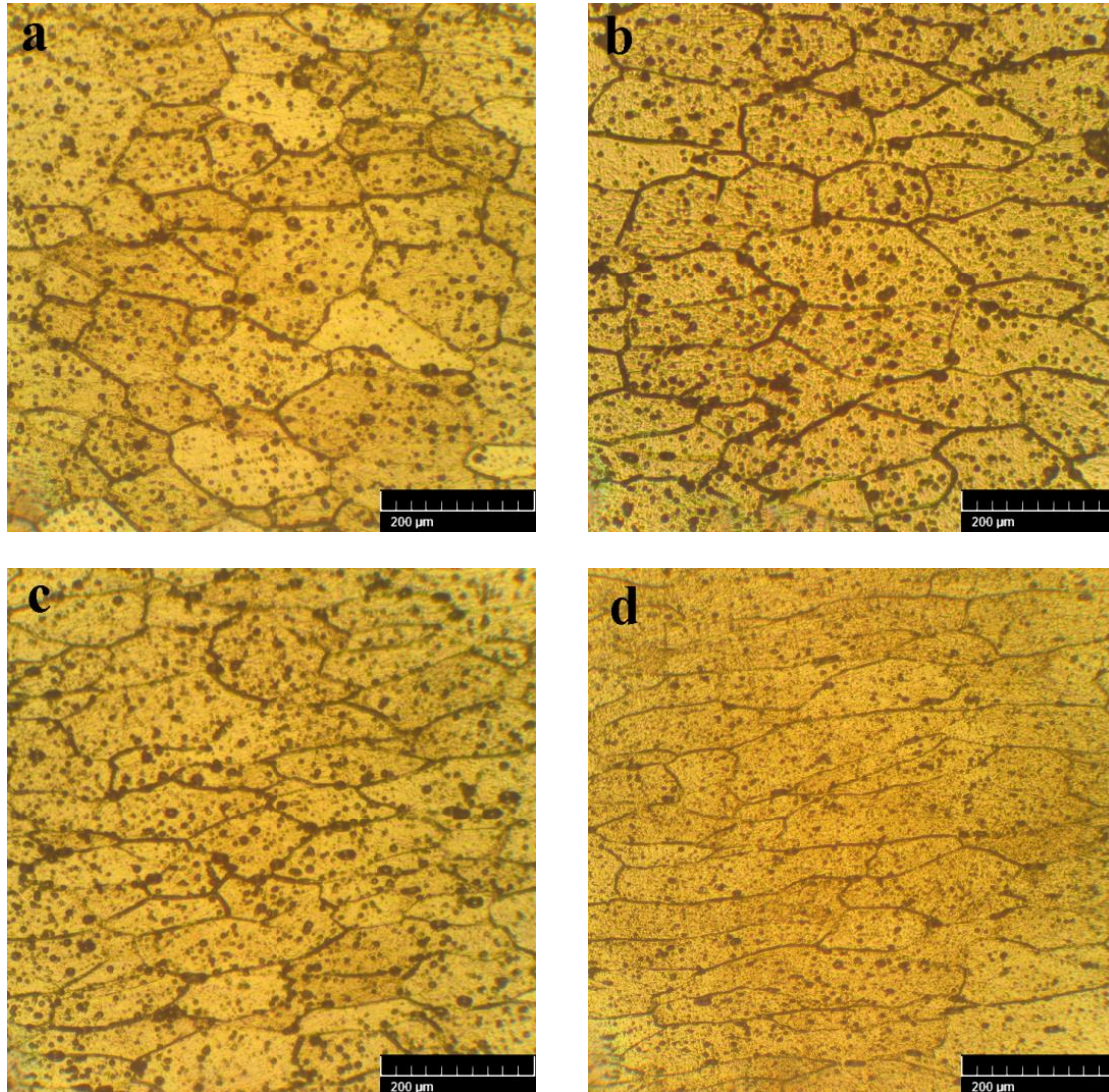
čvrstog rastvora unetom deformacijom. Na višim stepenima deformacije granice zrna su manje vidljive i u strukturi se mogu videti trake klizanja (slike 7.76c i 7.76d). Na slikama 7.77a-d mogu se zapaziti mikrofotografije starene legure EN AW-6082 na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h, deformisane različitim stepenom deformacije pre veštačkog starenja. Zrna nisu vidljiva kod legure EN AW-6082 usled velike količine legirajućih elemenata, ali se usmerenje taloga može zapaziti. Na svim uzorcima se zapaža fino precipitirana metastabilna β'' faza. Na slikama 7.77a-d se takođe vidi da je precipitacija bila poboljšana unetom deformacijom tako da i strukture izgledaju homogenije i taloga ima u većoj količini.



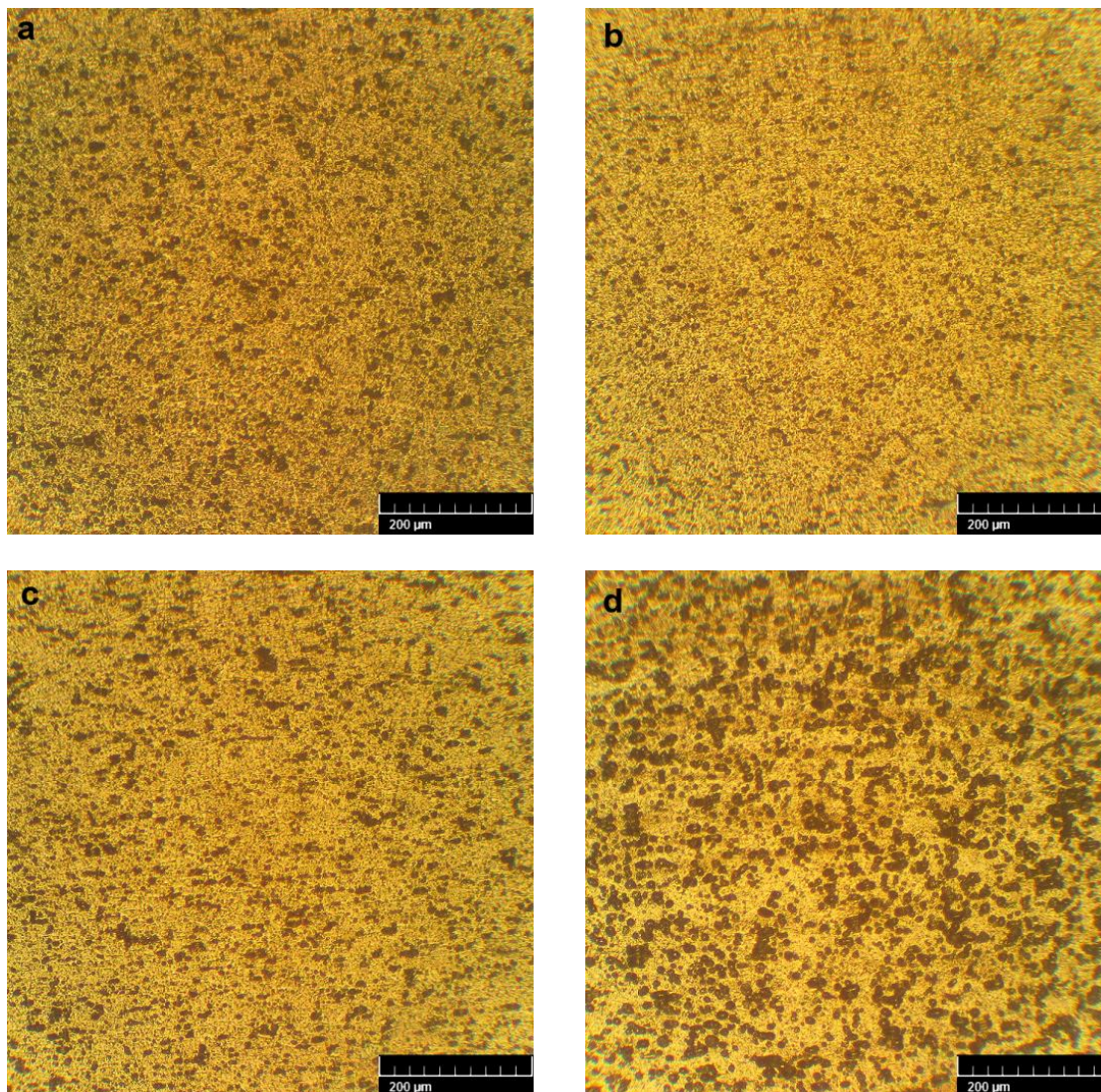
Slika 7.77. Mikrofotografije starene legure EN AW-6082 na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h deformisane različitim stepenom deformacije pre veštačkog starenja; a) 20 %; b) 30 %; c) 40 %; d) 50 %

Na slikama 7.78a-d mogu se zapaziti mikrofotografije starene legure EN AW-6060 na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h deformisane različitim stepenom deformacije posle veštačkog starenja. Na slikama 7.78a-d zapažaju se jasno definisana zrna usmerena u pravcu valjanja sa sve većim izduženjem u funkciji porasta stepena deformacije. Usled nagomilavanja

dislokacija na granicama zrna, a nemogućnosti njihovog anuliranja jer je deformacija vršena nakon veštačkog starenja, granice su sada mnogo izraženije u odnosu na one koje se mogu videti na slikama 7.76a-d gde je deformacija vršena pre veštačkog starenja. Takođe, može se videti i usmerenje taloga u pravcu valjanja, kao i njegovo usitnjavanje pri deformaciji od 50% (slika 7.78d).



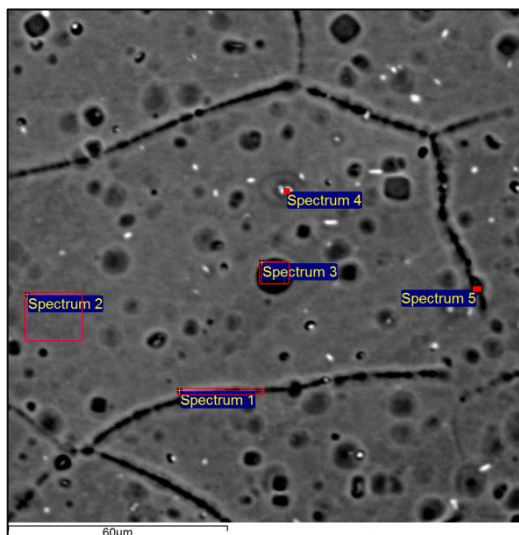
Slika 7.78. Mikrofotografije starene legure EN AW-6060 na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h deformisane različitim stepenom deformacije posle veštačkog starenja; a) 20 %; b) 30 %; c) 40 %; d) 50 %



Slika 7.79. Mikrofotografije starene legure EN AW-6082 na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h deformisane različitim stepenom deformacije posle veštačkog starenja; a) 20 %; b) 30 %; c) 40 %; d) 50 %

Na slikama 7.79a-d mogu se zapaziti mikrofotografije starene legure EN AW-6082 na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h deformisane različitim stepenom deformacije posle veštačkog starenja. Usmerenje taloga u pravcu valjanja se kod ovih uzoraka ne može zapaziti. Povećan stepen homogenizacije, kao i precipitacija finog taloga metastabilne β'' faze je svakako vidljiva na prikazanim mikrofotografijama.

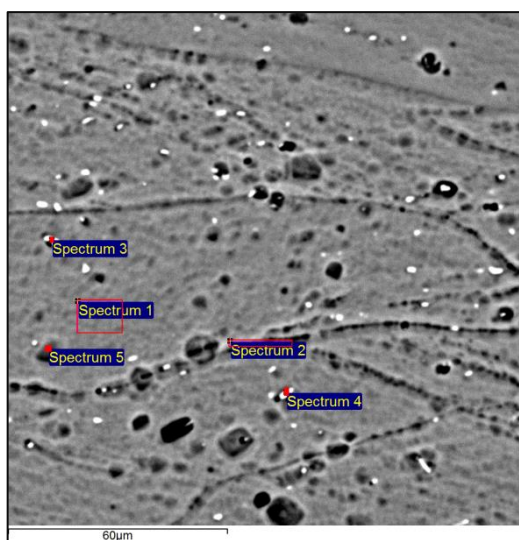
Radi detaljnije analize, izabrani su uzorci koji su bili prethodno deformisani sa 20 % i 50 % pre veštačkog starenja, kao i uzorci koji su nakon veštačkog starenja postdeformisani sa 50 % na kojima je urađena SEM-EDS analiza. Takođe, na uzorcima koji su bili deformisani sa 50 %, kako pre tako i posle veštačkog starenja, urađena je mapa distribucije elemenata, kako bi se sagledao raspored elemenata i došlo do zaključaka o homogenizaciji i preraspodeli faza u samoj mikrostrukturi ispitivanih uzoraka.



<i>Spektar</i>	<i>Mg</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Cu</i>
Spektar 1	0,49	98,67	0,85		
Spektar 2	0,61	99,39			
Spektar 3		100			
Spektar 4		76,36	7	16,64	
Spektar 5	0,59	98,13	0,59		0,69

Sve vrednosti date su u at%

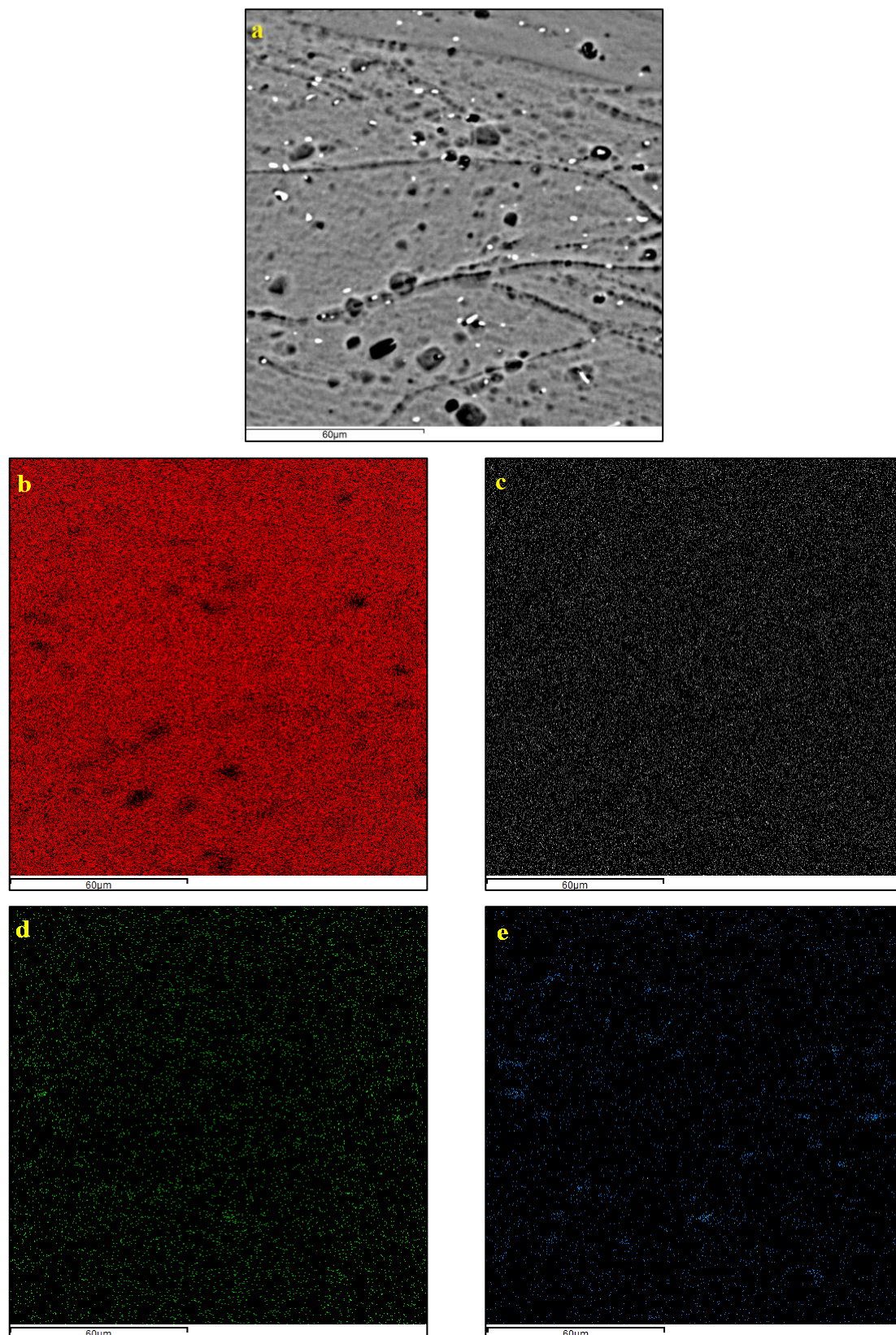
Slika 7.80. SEM-EDS analiza EN AW-6060 legure deformisane sa 20 % pre veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h



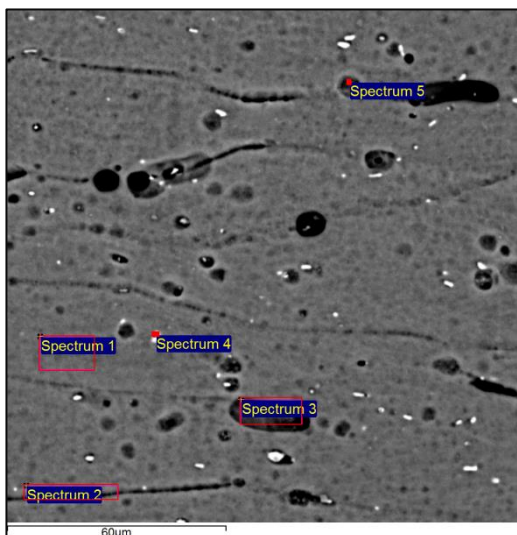
<i>Spektar</i>	<i>Mg</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>
Spektar 1	0,57	98,78	0,65		
Spektar 2	0,52	98,83	0,64		
Spektar 3		77,36	9,03	13,14	0,47
Spektar 4		78,36	8,31	12,97	0,36
Spektar 5		99,28	0,72		

Sve vrednosti date su u at%

Slika 7.81. SEM-EDS analiza EN AW-6060 legure deformisane sa 50 % pre veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h



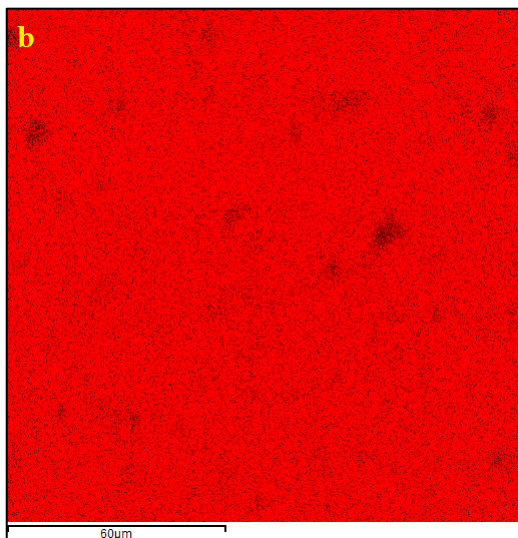
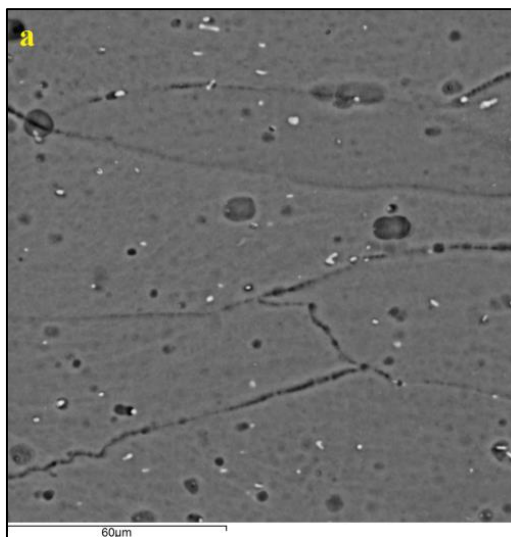
Slika 7.82. Mapa distribucije elemenata u EN AW-6060 leguri deformisanoj sa 50 % pre veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h; a) SEM-EDS mikrostruktura; b) aluminijum; c) magnezijum; d) silicijum; e) železo

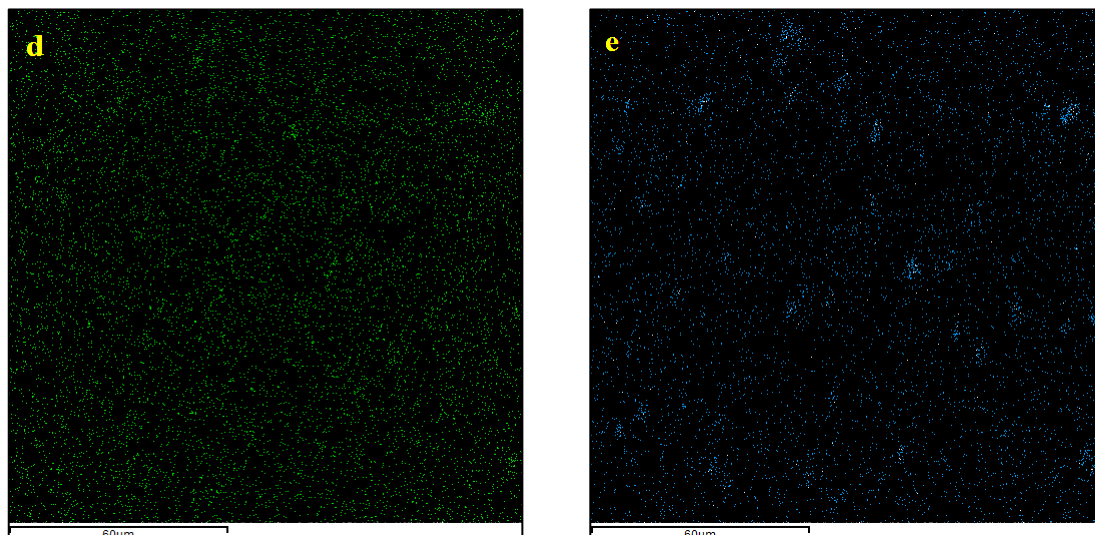


<i>Spektar</i>	<i>Mg</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>
Spektar 1	0,55	98,85	0,6		
Spektar 2	0,54	98,7	0,76		
Spektar 3	0,54	98,84	0,62		
Spektar 4		88,08	3,59	6,07	2,26
Spektar 5	0,49	99,03	0,48		

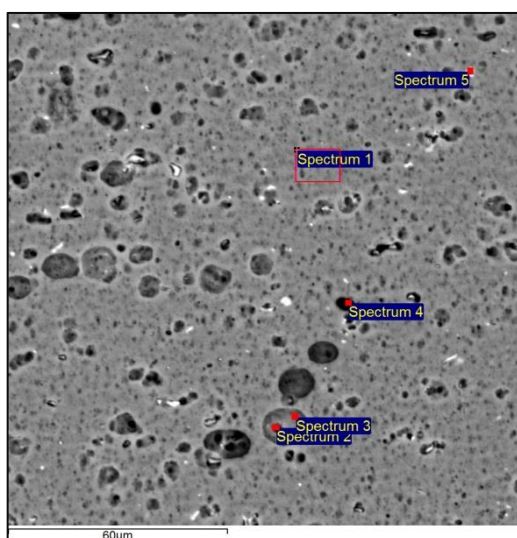
Sve vrednosti date su u at%

Slika 7.83. SEM-EDS analiza EN AW-6060 legure deformisane sa 50 % posle veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h





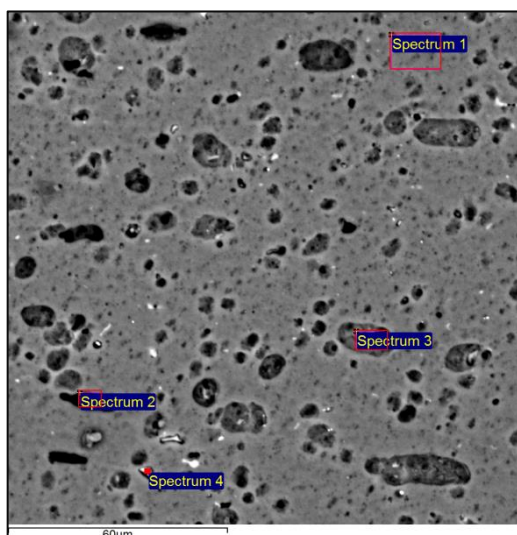
Slika 7.84. Mapa distribucije elemenata u EN AW-6060 leguri deformisanoj sa 50 % posle veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h; a) SEM-EDS mikrostruktura; b) aluminijum; c) magnezijum; d) silicijum; e) železo



Spektar	Mg	Al	Si	Mn	Fe
Spektar 1	0,64	98,52	0,84		
Spektar 2		100			
Spektar 3	0,61	98,55	0,84		
Spektar 4	0,59	99,41			
Spektar 5	0,68	93,08	2,24	1,14	2,86

Sve vrednosti date su u at.%

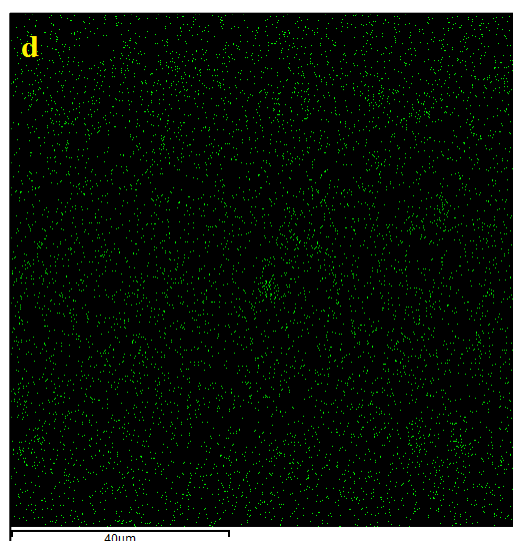
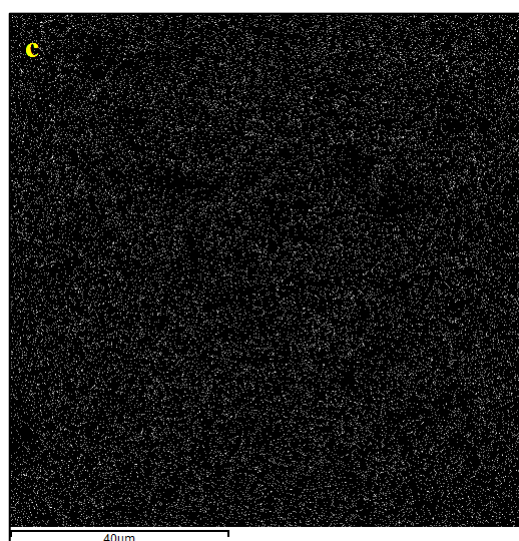
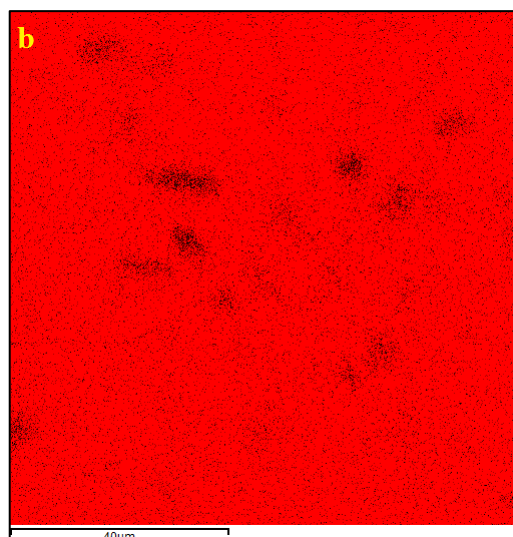
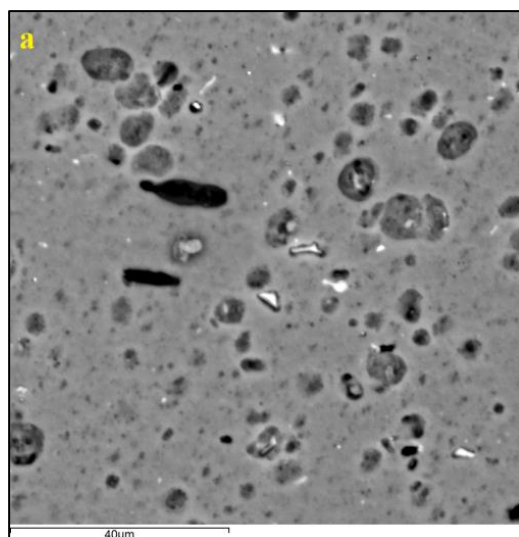
Slika 7.85. SEM-EDS analiza EN AW-6082 legure deformisane sa 20 % pre veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h

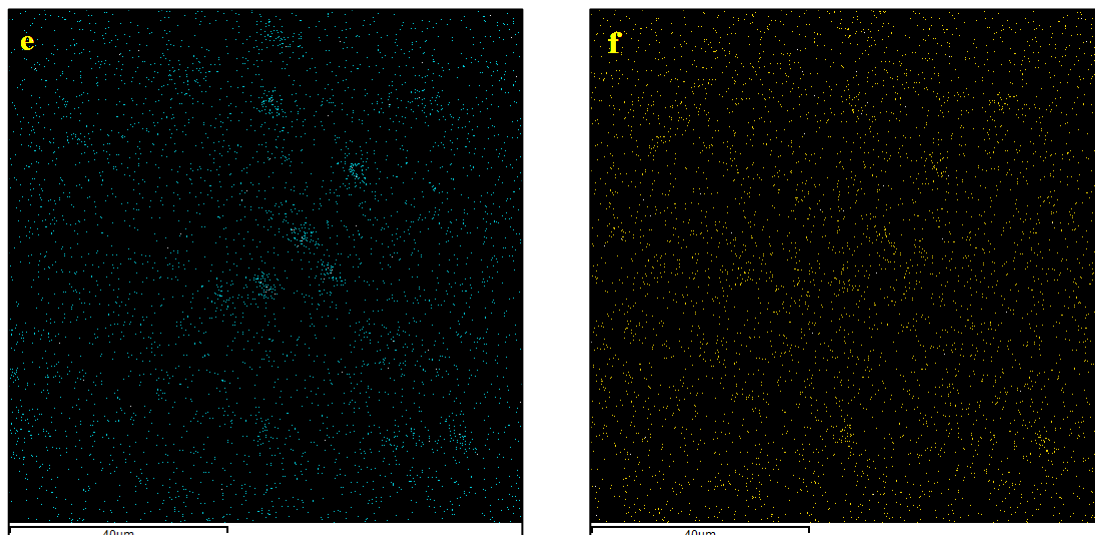


Spektar	Mg	Al	Si	Mn	Fe
Spektar 1	0,63	98,56	0,8		
Spektar 2	0,76	97,06		1,1	1,07
Spektar 3	0,53	97,8	1,66		
Spektar 4	0,7	78,54	8,2	3,76	8,8

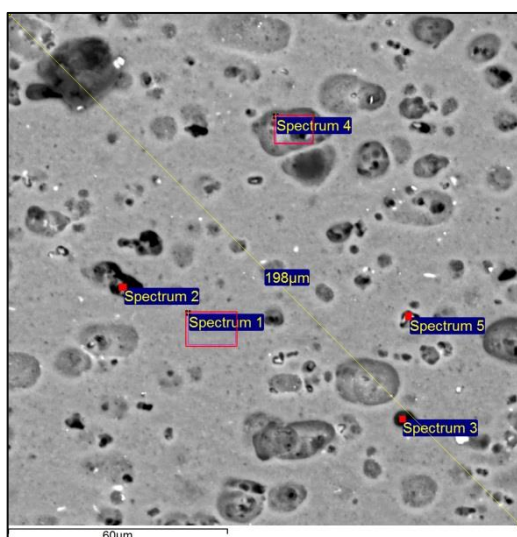
Sve vrednosti date su u at.%

Slika 7.86. SEM-EDS analiza EN AW-6082 legure deformisane sa 50 % pre veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h





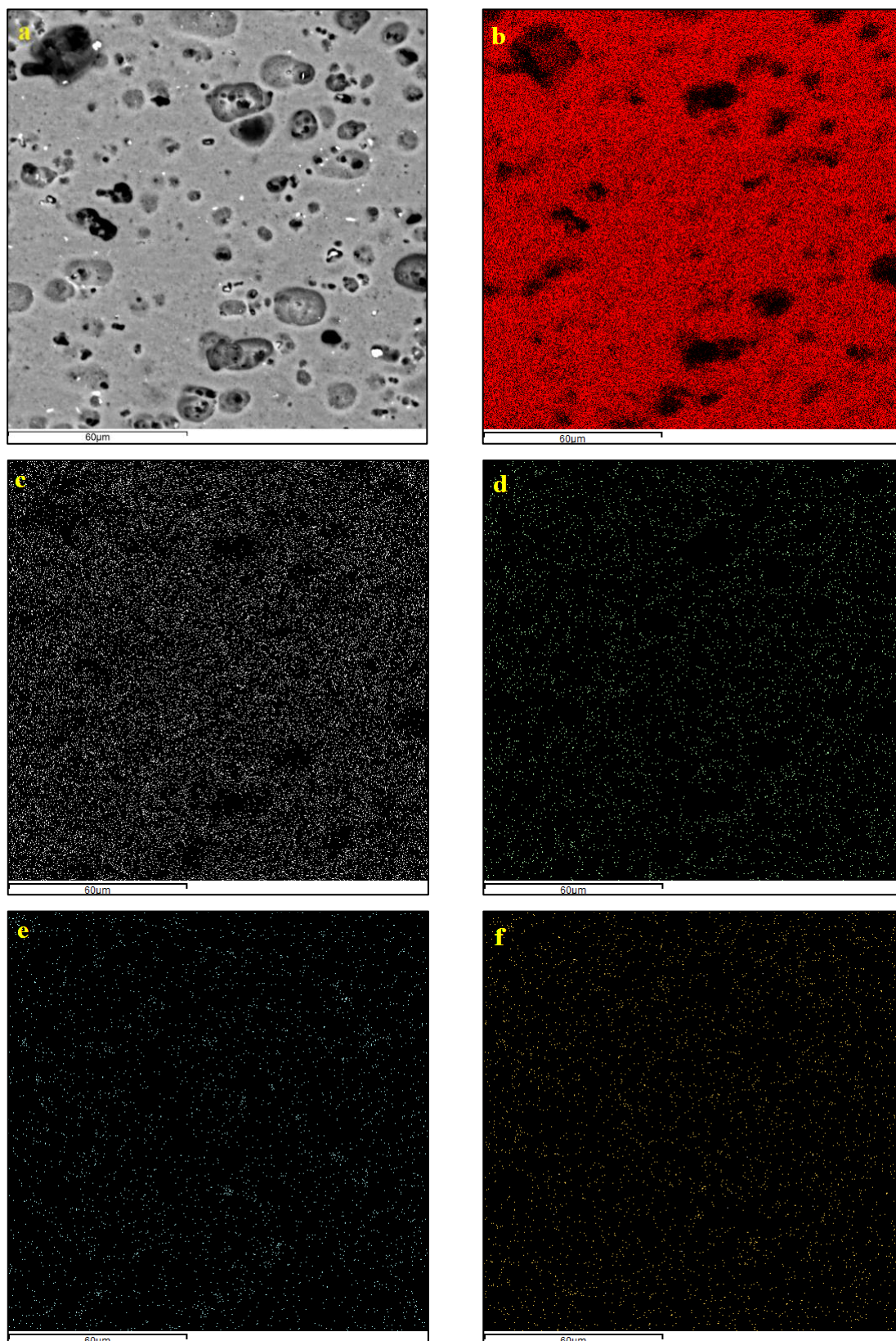
Slika 7.87. Mapa distribucije elemenata u EN AW-6082 leguri deformisanoj sa 50 % pre veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h; a) SEM-EDS mikrostruktura; b) aluminijum; c) magnezijum; d) silicijum; e) železo; f) mangan



Spektar	Mg	Al	Si	Mn	Fe	Ni
Spektar 1	0,54	98,75	0,71			
Spektar 2	0,63	97,36	1,24	0,27	0,5	
Spektar 3	0,69	99,31				
Spektar 4		97,9		0,87	1,23	
Spektar 5		83,39	7,09	1,87	6,98	0,67

Sve vrednosti date su u at%

Slika 7.88. SEM-EDS analiza EN AW-6082 legure deformisane sa 50 % posle veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h



Slika 7.89. Mapa distribucije elemenata u EN AW-6082 leguri deformisanoj sa 50 % posle veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h; a) SEM-EDS mikrostruktura; b) aluminijum; c) magnezijum; d) silicijum; e) železo; f) mangan

Na slikama 7.80 i 7.81 prikazane su SEM mikrofotografije sa EDS analizom na uzorcima legure EN AW-6060 koji su podvrgnuti deformaciji od 20 % i 50 % pre veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h, dok je na slici 7.83 prikazan uzorak na kome je deformacija od 50 % uneta posle veštačkog starenja pri istoj temperaturi i vremenu. Fino disperzni talog metastabilne β'' faze prekriva strukturu uzoraka što je prikazano spektrom 2 kod slike 7.80, spektrom 1 kod slike 7.81 i 7.83. Ovi spektri pokazuju da odnos magnezijuma i silicijuma nije uvek idealan Mg_5Si_6 , ali se to može pripisati višku silicijuma u legurama. Kao i kod uzoraka koji su direktno stareni bez deformacije vidi se dobar stepen homogenizacije. Sa unosom deformacije, odnos magnezijuma i silicijuma u metastabilnoj β'' fazi postaje bliži idealnom, koji je definisao Marioari sa saradnicima [7, 60] i koji iznosi 5:6 ili 0,83 u decimalnom zapisu. Taj odnos je kod direktno starenih uzoraka iznosio oko 0,64 kod legure EN AW-6060. Nakon deformacije taj odnos je mnogo bliži idealnom i iznosi 0,87 kod uzorka sa deformacijom od 50 % unetom pre starenja (prikazano spektrom 1 na slici 7.81) i 0,91 kod uzorka sa deformacijom od 50 % unetom posle starenja (prikazano spektrom 1 na slici 7.83) za leguru EN AW-6060. Može se zaključiti da je deformacija imala pozitivan efekat na precipitaciju metastabilne β'' faze, što se odrazilo na porast vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće. Visoku disperznost taloga i dobru preraspodelu faze pokazali su i drugi autori pri sličnoj termomehaničkoj obradi [68, 70, 71, 78, 79]. Takođe, na svim analiziranim uzorcima pojavljuje se faza koja je bele boje. Kod legure EN AW-6060 ona je data na slikama 7.80, 7.81 i 7.83 i prikazana spektrima 3 ili 4. Radi se o AlFeSi fazi, koja kod uzoraka koji su deformisani sa 50 % pre ili posle veštačkog starenja takođe sadrži i nikl, što se može pripisati pospešenoj difuziji pri nešto većoj deformaciji i mogućnosti difundovanja atoma nikla ka ovoj fazi. Takođe je analiziran i sastav faze po granici zrna kod legure EN AW-6060, pošto je na uzorcima istaknuta pri nagrizanju. Spektar 2 na slikama 7.81 i 7.83 kod legure EN AW-6060 pokazuju veoma sličan hemijski sastav kao i spektar 1 tako da se može zaključiti da je metastabilna β'' faza precipitirala i po granicama zrna kod obe legure.

Pri ovoj termomehaničkoj obradi pojavljuju se i nešto krupnije čestice koje sadrže silicijum, magnezijum ili oba elementa u različitim odnosima u zavisnosti od uzorka, što je pokazano spektrom 5 na slici 7.81 i spektrima 3 i 5 na slici 7.83.

Što se tiče mape distribucije elemenata, ona je poslužila kao potvrda zaključcima iznetim o disperznosti i homogenosti mikrostrukture i urađena je na uzorcima koji su deformisani sa 50 % deformacije pre i posle veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 5 h. Pregledom mapa distribucije elemenata datih na slikama 7.82, 7.84 za leguru EN AW-6060, disperznost taloga i homogenost mikrostrukture je potvrđena. Magnezijum i silicijum atomi rapoređeni su gotovo po celoj površini analiziranih uzoraka bez pojava klastera i grupacija. Železo i mangan teže da se vezuju zajedno sa aluminijumom i silicijumom, pa se grupisanje ovih elemenata može zapaziti na njihovim mapama distribucije. Takođe se zapaža niža koncentracija aluminijuma na mestima gde se nalaze precipitati, jer se primarno iz matrice vrši difundovanje elemenata koji istu presičuju.

Na slikama 7.85 i 7.86 prikazane su SEM mikrofotografije sa EDS analizom uzoraka legure EN AW-6082 podvrgnute deformaciji od 20 % i 50 % pre veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h, dok je na slici 7.88 prikazan uzorak na kome je deformacija od 50 % uneta posle veštačkog starenja pri istoj temperaturi i vremenu. Fino istaložena metastabilna β'' faza prekriva strukturu uzoraka, što se može zapaziti na spektru 1 kod slike 7.85, 7.86 i 7.88. Iako ne idealan odnos magnezijuma i silicijuma u metastabilnoj β'' fazi, kao i kod uzoraka legure EN AW-6060 koji su prošli istu termomehaničku obradu, vidi se dobar stepen homogenizacije i vidi se da je odnos magnezijuma i silicijuma bliži idealnom. Taj odnos je kod samo starenih uzoraka iznosio oko 0,46 kod legure EN AW-6082. Analizom spektra 1 kod termomehanički obrađenih uzoraka legure

EN AW-6082 može se videti da je sada taj odnos 0,76 i 0,78, što ukazuje na pozitivan uticaj obrade na precipitaciju metastabilne β'' faze i prouzrokuje porast mehaničkih osobina.

Kod legure EN AW-6082 bela faza je AlMnFeSi faza koja gotovo u svim slučajevima sadrži i magnezijum, a ponekad i nikl u veoma niskim količinama i prikazana je spektrom 4 na slici 7.86 i spektrom 5 na slikama 7.85 i 7.88. Analizirane su i nešto krupnije čestice, koje sadrže silicijum ili magnezijum zajedno sa aluminijumom u različitim odnosima u zavisnosti od tipa uzorka (za leguru EN AW-6082 ovo je prikazano spektrom 3 na slikama 7.85 i 7.86).

Što se tiče mape distribucije elemenata urađena je na uzorcima legure EN AW-6082 koji su deformisani sa 50 % deformacije pre i posle veštačkog starenja na temperaturi od 180°C u trajanju od 6 h. Pregledom mapa distribucije datih na slikama 7.87, 7.89 za leguru EN AW-6082, disperznost taloga i homogenost mikrostrukture je potvrđena. Distribucija elemenata je gotovo ista kao i kod legure EN AW-6060 i prikazana na slikama 7.82 i 7.84. Razlika je u količini analiziranih elemenata koji su kod legure EN AW-6082 prisutniji u većoj meri zbog hemijskog sastava. Takođe, kod uzoraka legure EN AW-6082 pojavljuje se i mapa distribucije mangana jer je prisutan u ovoj leguri.

8. ZAKLJUČAK

Ova doktorska disertacija obuhvatila je istraživanja na aluminijumskim legurama sistema Al-Mg-Si. Na EN AW-6060 i EN AW-6082 legurama sprovedena je različita termomehanička obrada nakon čega je ispitivan uticaj režima prerade na mehanička, fizička, toplotna i strukturna svojstva. Ispitivanja su rađena u cilju karakterizacije Al-Mg-Si legura čime je dat i određeni naučni i stručni doprinos boljem poznavanju ovih legura nakon starenja (prirodnog i veštačkog), kao i nakon termomehaničke obrade, koja je sprovedena u cilju proučavanja njenog uticaja na efekat ojačavanja starenjem.

Nakon izvršenih eksperimenata i dobijanja rezultata o ispitivanju efekta ojačavanja starenjem kod komercijalnih aluminijumskih legura EN AW-6060 i EN AW-6082 i upoređenjem dobijenih osobina kod ovih legura u zavisnosti od udela prisutnih legirajućih elemenata nakon sprovedene termomehaničke obrade, mogu se izvesti sledeći zaključci:

- ❖ Nakon izvršenog žarenja radi uklanjanja polazne fabričke strukture i karakterizacije ispitivanih legura, rezultati su pokazali:
 - Da su dobijene najniže vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće u odnosu na sva ispitivana stanja. Vrednosti tvrdoće su iznosile 47 HV₁₀ za leguru EN AW-6060 i 59 HV₁₀ za leguru EN AW-6082, dok su vrednosti mikrotvrdoće iznosile 65 HV_{0,1} i 80 HV_{0,1} za legure EN AW-6060 i EN AW-6082, respektivno.
 - Takođe, dobijene su vrednosti za električnu i toplotnu provodnost koje su bile relativno visoke, gde je vrednost električne provodnosti legure EN AW-6060 iznosila 31,4 MS/m, a legure EN AW-6082 29,5 MS/m.
 - Toplotna difuzivnost je iznosila 0,83 cm²/s za leguru EN AW-6060 i 0,74 cm²/s za leguru EN AW-6082.
 - Optička i elektronska mikroskopija pokazale su relativno krupna zrna u strukturi, ali i veoma dobru homogenost, kao i prisustvo nekoliko faza u ispitivanim legurama. Prvenstveno je to bila ravnotežna β faza koja je precipitirala u vidu fino dispergovanih čestica. U mikrostrukturi se takođe pojavljuje i α-Al(FeMn)Si faza različitog sastava u zavisnosti od udela legirajućih elemenata u legurama.

Poređenjem ostvarenih osobina ispitivanih legura može se zaključiti da veća količina legirajućih elemenata u leguri EN AW-6082 dovodi do viših vrednosti mehaničkih osobina (tvrdoća i mikrotvrdoća), ali i nižih vrednosti fizičkih (električna provodnost) i toplotnih (toplotna difuzivnost i toplotna provodnost) osobina u odnosu na EN AW-6060 leguru. Mikrofotografije pokazuju bolju homogenost strukture kod EN AW-6082 legure koja sadrži veću količinu legirajućih elemenata.

- ❖ Ispitivanja presićenog čvrstog rastvora dobijenog nakon rastvornog žarenja od 1 h na 550°C i kaljenja u vodi sa ledom pokazala su:
 - Da su vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće imale blagi porast, dok je električna provodnost opala u odnosu na uzorke koji su žareni. Vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće za leguru EN

AW-6060 su iznosile 56 HV₁₀ i 77 HV_{0,1}, dok su za leguru EN AW-6082 iznosile 71 HV₁₀ i 94 HV_{0,1}, respektivno.

- Električna provodnost nakon kaljenja je iznosila 30,8 MS/m i 28 MS/m za legure EN AW-6060 i EN AW-6082, respektivno.
 - Toplotna difuzivnost i toplotna provodnost pokazale su skok vrednosti u oblastima temperatura gde su se pojavili pikovi pri DSC/DTA analizi. Kod legure EN AW-6060 radi se o temperaturnom opsegu 230°C-300°C što odgovara precipitaciji β'' i β' faza. Toplotna provodnost je pri temperaturama 230°C i 300°C iznosila 203,4 W/m·K i 204,6 W/m·K, dok je toplotna difuzivnost iznosila 0,82 cm²/s i 0,815 cm²/s. Kod legure EN AW-6082 karakteristični pikovi za toplotnu provodnost i toplotnu difuzivnost su pomereni ka nešto višim temperaturama u opsegu od 280°C-320°C. Kod ove legure toplotna provodnost je pri tim temperaturama iznosila 212,2 W/m·K i 209,5 W/m·K, dok je toplotna difuzivnost iznosila 0,823 cm²/s i 0,811 cm²/s, respektivno. Takođe je i pri DSC/DTA analizi kao i pri ispitivanjima toplotnih osobina evidentan uticaj hemijskog sastava. DSC/DTA pikovi za više legiranu leguru se javljaju pri nešto nižim temperaturama, ali su pikovi većeg intenziteta.
- ❖ Temperatura rastvornog žarenja ja imala uticaja na osobine ispitivanih legura na sledeći način:
- Temperatura rastvornog žarenja ima veći uticaj na mehaničke i fizičke osobine kod legure EN AW-6082, kod potpuno starenih uzoraka, gde je maksimalna vrednost tvrdoće postignuta pri temperaturi rastvornog žarenja od 590°C (120 HV₁₀), dok je maksimum kod legure EN AW-6060 postignut pri temperaturi rastvornog žarenja od 570°C (96,7 HV₁₀). Maksimalna vrednost mikrotvrdoće kod legure EN AW-6060 je postignuta pri temperaturi rastvornog žarenja od 570°C (112 HV_{0,1}), a kod legure EN AW-6082 pri temperaturi rastvornog žarenja od 590°C (140 HV_{0,1}).
 - Kod legure EN AW-6060 električna provodnost varira sa porastom temperature rastvornog žarenja kod kaljenih i nepotpuno starenih uzoraka, dok je pad električne provodnosti sa porastom temperature rastvornog žarenja kod potpuno starenih uzoraka evidentan. Minimalna vrednost električne provodnosti je postignuta na najvišoj temperaturi rastvornog žarenja (590°C) i ta vrednost iznosi 33,2 MS/m. Kod legure EN AW-6082 tendencija opadanja električne provodnosti evidentna je kod svih stadijuma termičke obrade (kaljeno stanje, nepotpuno i potpuno starenje) i minimumi su postignuti takođe kod najviše temperature rastvornog žarenja. Kod potpuno starenog uzorka minimalna vrednost električne provodnosti na najvišoj temperaturi rastvornog žarenja (590°C) iznosila je 31,6 MS/m.
 - Mikrostrukture dobijene nakon rastvornog žarenja pokazuju da sa porastom temperature rastvornog žarenja raste i količina rastvorenih faza u osnovnoj α fazi.
- ❖ Izotermalno starenje je imalo veliki uticaj na osobine ispitivanih legura:
- Maksimalne vrednosti tvrdoće postignute su na temperaturi od 180°C nakon starenja u trajanju od 5 h za EN AW-6060 leguru i 6 h za EN AW-6082 leguru. Maksimalna vrednost tvrdoće za starenu leguru EN AW-6060 je iznosila 95 HV₁₀, što je za 69,6 % više od vrednosti tvrdoće presičenog čvrstog rastvora. Za starenu leguru EN AW-6082 maksimalna vrednost tvrdoće je iznosila 124 HV₁₀, što je porast od 74,6 % u odnosu na kaljeno stanje. Ako se podigne temperatura starenja za 20°C (200°C) dolazi do

maksimalnog ojačavanja pri nižim vremenima starenja (nakon 4 h kod legure EN AW-6060 i nakon 5 h EN AW-6082). Vrednosti mikrotvrdoće prate isti trend kao i vrednosti tvrdoće legura, pa su maksimumi postignuti pri istim temperaturama i vremenima starenja. Maksimalna vrednost mikrotvrdoće za starenu leguru EN AW-6060 je iznosila 110 HV_{0,1}, što je za 43,6 % više od vrednosti mikrotvrdoće presićenog čvrstog rastvora. Za starenu leguru EN AW-6082 maksimalna vrednost mikrotvrdoće je iznosila 146 HV_{0,1} što je porast od 55,3 % u odnosu na kaljeno stanje.

- Relativni porast električne provodnosti nakon izotermalnog starenja za leguru EN AW-6060 iznosio je 16,89 % u odnosu na kaljeno stanje (sa 30,8 MS/m na 36 MS/m nakon izotermalnog starenja na 200°C u trajanju od 8 h). Relativni porast električne provodnosti za leguru EN AW-6082 je nešto viši i iznosio je 17,86 % (sa 28 MS/m na 33 MS/m, nakon izotermalnog starenja na 200°C u trajanju od 8 h).
 - Toplotna difuzivnost je najviša pri višoj temperaturi starenja (200°C). Maksimalna vrednost toplotne difuzivnosti za leguru EN AW-6060 dobijena je nakon starenja na 200°C u trajanju od 4 h i ona je relativno veća za 13,7 % u odnosu na kaljeno stanje. Za leguru EN AW-6082 maksimalna vrednost toplotne difuzivnosti je dobijena nakon starenja na 200°C u trajanju od 5 h i relativno je viša u odnosu na kaljeno stanje za 8,07 %. Takođe je evidentan slučaj takozvanog dostarevanja, gde se u rezultatima može videti porast toplotne difuzivnosti kod uzoraka koji su nepotpuno stareni, a onda u toku ispitivanja zagrejeni na temperaturu merenja koja odgovara precipitaciji određene metastabilne faze prema precipitacionom nizu.
 - Ispitivanja optičkom i elektronskom mikroskopijom potvrdila su promenu u količini precipitiranih faza kod nepotpuno starenih u odnosu na potpuno starene uzorke. U strukturi uzoraka koji su potpuno stareni vidi se veća količina disperzno istaložene metastabilne β'' faze, koja dovodi do ojačavanja.
- ❖ Izohrono veštačko starenje je takođe pokazalo veliki uticaj na osobine ispitivanih legura.
- Tvrdoća postepeno raste sa porastom temperature dostižući maksimum pri starenju na temperaturi od 230°C u trajanju od 30 min i 60 min za leguru EN AW-6060. Kod legure EN AW-6082 maksimalne vrednosti tvrdoće postignute su na temperaturi od 230°C pri starenju od 30 min, a na temperaturi od 220°C u trajanju od 60 min. Maksimalna vrednost tvrdoće za leguru EN AW-6060 dobijena je pri starenju na temperaturi od 230°C u trajanju od 30 minuta i iznosila je 85 HV₁₀ što je za 51,8 % više od vrednosti tvrdoće presićenog čvrstog rastvora. Za leguru EN AW-6082 maksimalna vrednost tvrdoće je iznosila 113 HV₁₀, što je porast od 59,1 % u odnosu na kaljeno stanje. Dostizanjem viših temperatura (preko 290°C) dolazi do prestarevanja. Mikrotvrdoća pokazuje isti trend kao i tvrdoća. Maksimalna vrednost mikrotvrdoće za obe legure dobijene su pri starenju na temperaturi od 230°C u trajanju od 30 minuta. Za leguru EN AW-6060 maksimalna vrednost iznosila je 96,7 HV_{0,1} što je za 25,6 % više od vrednosti mikrotvrdoće presićenog čvrstog rastvora. Za leguru EN AW-6082 maksimalna vrednost mikrotvrdoće je iznosila 136,5 HV_{0,1}, što je porast od 45,2 % u odnosu na kaljeno stanje.
 - Električna provodnost je postepeno rasla sa porastom temperature starenja u odnosu na kaljeno stanje. Maksimalne vrednosti su dostignute pri starenju na temperaturi od 290°C u trajanju od 30 min i 60 min za leguru EN AW-6060. Za leguru EN AW-6082 maksimalne vrednosti su dobijene pri starenju na temperaturi od 290°C u trajanju od 30 min i na 330°C u trajanju od 60 min. Za leguru EN AW-6060 apsolutno povećanje

vrednosti električne provodnosti u odnosu na kaljeno stanje iznosi 4,6 MS/m pri starenju u trajanju od 30 min i 4,7 MS/m pri starenju u trajanju od 60 min na temperaturi od 290°C. Apsolutno povećanje vrednosti električne provodnosti za leguru EN AW-6082 iznosi 4,5 MS/m pri starenju na temperaturi od 290°C u trajanju od 30 min, i 4,7 MS/m pri starenju na temperaturi od 330°C u trajanju od 60 min.

- Kod legure EN AW-6060 toplotna difuzivnost dostiže svoj maksimum pri starenju na temperaturi od 230°C u trajanju od 60 min i iznosi 0,9185 cm²/s, što je za 8 % više u odnosu na kaljeno stanje. Kod legure EN AW-6082 gde je maksimum toplotne difuzivnosti postignut pri starenju na temperaturi od 330°C u trajanju od 60 minuta i iznosi 0,7763 cm²/s, povećanje u odnosu na kaljeno stanje iznosi 6,34 %. Toplotna provodnost postepeno raste sa porastom temperature starenja za obe legure, gde je nakon precipitacije β'' faze za leguru EN AW-6060 maksimalna vrednost, dobijena pri starenju na temperaturi od 230°C u trajanju od 60 min, iznosila je 237,09 W/m·K i veća je za 15,65 % u odnosu na kaljeno stanje. Kod legure EN AW-6082 maksimalna vrednost je dobijena na istoj temperaturi od 230°C, ali pri starenju u trajanju od 30 min i iznosila je 213,47 W/m·K što je za 17,5 % više u odnosu na kaljeni uzorak.
 - Optička i skenirajuća elektronska mikroskopija potvrđuju da sa porastom temperature starenja raste količina metastabilnih faza u mikrostrukтури što dovodi do promena ispitivanih osobina. Kod uzoraka na kojima su postignute maksimalne vrednosti mehaničkih osobina u strukturi dominira fino dispergovana metastabilna β'' faza. Nakon izotermalnog i izohronog starenja odabrani su uzorci gde su postignute maksimalne vrednosti mehaničkih osobina i ispitani su na TEM-u. Rezultati su potvrdili postojanje veoma finih precipitata metastabilne β'' faze velike gustine i ravnomerne raspoređenosti po površini uzoraka, veličine nekoliko desetina nanometara.
- ❖ Prirodno starenje je pokazalo uticaj na osobine ispitivanih kaljenih legura, kao i na procese tokom naknadnog veštačkog starenja.
- Vreme prirodnog starenja imalo je veliki uticaj na mehaničke osobine ispitivanih legura. Sa porastom vremena prirodnog starenja tvrdoća je postepeno rasla. Maksimalne vrednosti tvrdoće kod legure EN AW-6060 postignute su nakon 40 dana prirodnog starenja (68,3 HV₁₀), dok je kod legure EN AW-6082 bilo potrebno 70 dana za postizanje maksimalne vrednosti (92,8 HV₁₀). Sličan trend je pokazala i mikrotvrdoća, gde su maksimalne vrednosti kod obe legure postignute nakon 70 dana prirodnog starenja (92 HV_{0,1} za leguru EN AW-6060 i 118 HV_{0,1} za leguru EN AW-6082).
 - Električna provodnost je delimično porasla u odnosu na kaljeno stanje kod legure EN AW-6060, dok je kod legure EN AW-6082 opala. Kod legure EN AW-6060 porast je bio blag sa 30,8 MS/m za kaljeno stanje na 31,2 MS/m nakon 70 dana starenja. Kod legure EN AW-6082 se javio blagi pad sa 28 MS/m na 27,5 MS/m nakon 25 dana.

Što se tiče uticaja vremena prirodnog starenja na intenzitet veštačkog starenja ono je bilo dvojako.

- Skok vrednosti mehaničkih, fizičkih i toplotnih osobina usled uticaja vremena prirodnog starenja na intenzitet veštačkog starenja je zapažen kod niže legirane legure (EN AW-6060), gde su dobijene najviše vrednosti tvrdoće (108 HV₁₀ pri prirodnom starenju od 40 dana), mikrotvrdoće (125 HV_{0,1} pri prirodnom starenju od 70 dana), električne provodnosti (34,3 MS/m pri prirodnom starenju od 3 dana) i toplotne difuzivnosti (0,9197 cm²/s pri prirodnom starenju od 10 dana) kod uzoraka koji su pre veštačkog

starenja prirodno starili. Kod legure EN AW-6082 je nešto drugačija situacija jer je prethodno prirodno starenje imalo negativan uticaj i gde su gotovo sve vrednosti mehaničkih, fizičkih i toplotnih osobina bile niže od onih vrednosti dobijenih samo pri veštačkom starenju.

- Za metalografska ispitivanja izabrani su uzorci gde je dobijena maksimalna tvrdoća. Kod legure EN AW-6060 to je bio uzorak prirodno staren 40 dana, pa veštački staren na 180°C u trajanju od 5 h, dok je kod legure EN AW-6082 to bio uzorak koji je prirodno staren 10 dana, pa onda veštački staren na 180°C u trajanju od 6 h. Poređenjem sa uzorcima koji su samo veštački stari zaključeno je da je kod legure EN AW-6060 došlo do bolje homogenizacije i nukleacije metastabilne β'' faze, dok je kod legure EN AW-6082 došlo do ogrubljenja taloga.
- ❖ Termomehanička obrada ima velikog uticaja na osobine ispitivanih legura. Kod obe legure mehaničke osobine su rasle sa porastom stepena unete deformacije, bez obzira na to da li je deformacija uneta pre ili posle veštačkog starenja.
- Kada je deformacija uneta pre starenja najviše vrednosti tvrdoće i mikrotvrdoće su postignute kod najviše unete deformacije (50 %) kod obe ispitivane legure. Nakon deformacije od 50% i veštačkog starenja na 180°C u trajanju od 5 h za EN AW-6060 leguru i 6 h za EN AW-6082 leguru vrednosti tvrdoće za legure EN AW-6060 i EN AW-6082 iznosile su 105 HV₁₀ i 142 HV₁₀, dok su vrednosti mikrotvrdoće iznosile 138 HV_{0,1} i 186 HV_{0,1}, respektivno. Električna provodnost kod obe starene legure opada sa porastom stepena prethodne deformacije, i niža je od vrednosti dobijene za veštački staren uzorak, a viša od vrednosti dobijenih za kaljeno stanje. Minimalne vrednosti dobijene gore pomenutom termomehaničkom obradom iznose 32 MS/m i 28,8 MS/m za legure EN AW-6060 i EN AW-6082, respektivno.

Unošenjem deformacije nakon starenja je pokazan veliki uticaj na mehaničke, fizičke i strukturne osobine.

- Maksimalne vrednosti tvrdoće dobijene su nakon starenja na 180°C u trajanju od 5 h za EN AW-6060 leguru i 6 h za EN AW-6082 leguru i naknadno unete deformacije od 40 % za leguru EN AW-6060 (100 HV₁₀) i 50 % za leguru EN AW-6082 (150 HV₁₀). Maksimalne vrednosti mikrotvrdoće dobijene su nakon starenja na 180°C u trajanju od 5 h za EN AW-6060 leguru i 6 h za EN AW-6082 leguru i unete deformacije od 50 % za obe ispitivane legure i iznosile su 129 HV_{0,1} i 189 HV_{0,1} za legure EN AW-6060 i EN AW-6082, respektivno.
- Električna provodnost opada već pri naknadno unetoj deformaciji od 20 % i opada sa porastom deformacije dostižući minimum pri deformaciji od 50 % za obe ispitivane legure (31,4 MS/m za leguru EN AW-6060 i 27,5 MS/m za leguru EN AW-6082).
- Mikrostrukture postdeformisanih uzoraka pokazuju izduženost zrna sa porastom stepena deformacije. Takođe, se zapaža veća homogenost strukture u pogledu fino dispergovane β'' metastabilne faze u odnosu na samo starene uzorke. Odnos magnezijuma i silicijuma kod metastabilne β'' faze bliži je onom idealnom Mg₅Si₆ što ukazuje na to da je deformacija imala veoma pozitivan uticaj na raspoređivanje legirajućih elemenata u strukturi. Ova konstatacija je potvrđena mapama distribucije elemenata, sa kojih se zapaža odlična homogenost i raspoređenost elemenata u strukturi ispitivanih legura. Na SEM mikrofotografijama se takođe mogu zapaziti AlFeSi faze

ponekad u kombinaciji sa manganom i niklom. Mape distribucije elemenata pokazuju da se javlja grupisanje atoma železa, nikla i silicijuma usled jakog afiniteta koji imaju jedni prema drugima.

Svi dobijeni rezultati su potvrđeni i literaturnim podacima, a u velikoj meri su dali i nova primenjiva saznanja o uticaju sprovedene termomehaničke obrade na poboljšanje osobina EN AW-6060 i EN AW-6082 legura počevši od: primene kratkotrajnog visokotemperaturnog starenja u industrijskim uslovima za izradu aluminijumskih legura u obliku tempera T6, pri kojima se dobijaju visoke vrednosti mehaničkih, fizičkih i toplotnih osobina; uticaja vremena prirodnog starenja koje gotovo ne može biti izbegnuto čak ni u najsavremenijim uslovima pri izradi aluminijumskih legura; primene deformacije pre i posle veštačkog starenja, što omogućava dobijanje veoma visokih vrednosti mehaničkih osobina i dobro homogenizovanu mikrostrukturu kod ispitivanih legura iz ove serije; mogućnosti primene dobijenih rezultata u najsavremenijim industrijama, gde je trenutno velika potražnja za materijalima sa poboljšanim toplotnim osobinama. Zbog toga rezultati koji su prikazani u ovoj doktorskoj disertaciji u velikoj meri dopunjuju i proširuju saznanja o uticaju primenjenog režima termomehaničke obrade na osobine i strukturu Al-Mg-Si legura.

9. LITERATURA

- [1] I.M. Masoud, T. Abu Mansour, J.A. Al-Jarrah, Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Hardening Properties of 6061 Aluminum Alloy, *Journal of Applied Sciences Research*, 8(10)(2012) 5106-5113.
- [2] M.H. Farshidi, M. Kazeminezhad, H. Miyamoto, On the natural aging behavior of Aluminum 6061 alloy after severe plastic deformation, *Materials Science & Engineering A*, 580(2013) 202-208.
- [3] Y. Birol, The effect of processing and Mn content on the T5 and T6 properties of AA6082 profiles, *Journal of Materials Processing Technology*, 173(2006) 84–91.
- [4] S.W. Choi, H.S. Cho, C.S. Kang, S. Kumai, Precipitation dependence of thermal properties for Al-Si-Mg-Cu-(Ti) alloy with various heat treatment, *Journal of Alloys and Compounds*, 647(2015) 1091-1097.
- [5] S. Jin, T. Ngai, G. Zhang, T. Zhai, S. Jia, L. Li, Precipitation strengthening mechanisms during natural ageing and subsequent artificial aging in an Al-Mg-Si-Cu alloy, *Materials Science & Engineering A*, 724(2018) 53–59.
- [6] D.K. Vishwakarma, N. Kumar, A. Kumar Padap, Modelling and optimization of aging parameters for thermal properties of Al 6082 alloy using response surface methodology, *Materials Research Express*, 4(2017) 046502.
- [7] C.D. Marioara, S.J. Andersen, J. Jansen, H.W. Zandbergen, The influence of temperature and storage time at RT on nucleation of the β'' phase in a 6082 Al-Mg-Si alloy, *Acta Materialia*, 51(2003) 789–796.
- [8] J.M. Ferguson, R.R. Gibbon, Overhead transmission lines-refurbishment and developments, *Power Engineering Journal*, 8(3)(1994) 109–118.
- [9] https://www.iss.rs/rs/standard/?natstandard_document_id=37823- Standard SRPS EN 50183:2012 - Provodnici za nadzemne vodove - Žice od aluminijum-magnezijum-silikonske legure
- [10] P. Ólafsson, R. Sandström, Å. Karlsson, Comparison of experimental, calculated and observed values for electrical and thermal conductivity of aluminium alloys, *Journal of Materials Science*, 32(1997) 4383-4390.
- [11] Z. Martinova, D. Damgaliev, M. Hirsh, The effect of room temperature pre-ageing on tensile and electrical properties of thermomechanically treated Al-Mg-Si alloy, *Journal of Mining and Metallurgy B*, 38(1-2)(2002) 61-73.
- [12] S. Karabay, Modification of AA-6201 alloy for manufacturing of high conductivity and extra high conductivity wires with property of high tensile stress after artificial aging heat treatment for all-aluminium alloy conductors, *Materials and Design*, 27(2006) 821–832.
- [13] C.H. Liu, J. Chen, Y.X. Lai, D.H. Zhu, Y. Gu, J.H. Chen, Enhancing electrical conductivity and strength in Al alloys by modification of conventional thermo-mechanical process, *Materials and Design*, 87(2015) 1–5.
- [14] L. Cui, Z. Liu, X. Zhao, J. Tang, K. Liu, X. Liu, C. Qian, Precipitation of metastable phases and its effect on electrical resistivity of Al-0.96Mg₂Si alloy during aging, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 24(2014) 2266-2274.
- [15] Q. Zhao, Z. Qian, X. Cui, Y. Wu, X. Liu, Influences of Fe, Si and homogenization on electrical conductivity and mechanical properties of dilute Al-Mg-Si alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 666(2016) 50-57.
- [16] Y.M. Kim, S.W. Choi, Y.C. Kim, C.S. Kang, S.K. Hong, Influence of the Precipitation of

- Secondary Phase on the Thermal Diffusivity Change of Al-Mg₂Si Alloys, Applied Sciences, 8(11)(2018) 2039-.
- [17] S.W. Choi, Y.M. Kim, K.M. Lee, H.S. Cho, S.K. Hong, Y.C. Kim, C.S. Kang, S. Kumai, The effects of cooling rate and heat treatment on mechanical and thermal characteristics of Al–Si–Cu–Mg foundry alloys, Journal of Alloys and Compounds, 617(2014) 654-659.
- [18] C. Zhang, Y. Du, S. Liu, Y. Liu, B. Sundman, Thermal conductivity of Al–Cu–Mg–Si alloys: Experimental measurement and CALPHAD modeling, Thermochimica Acta, 635(2016) 8-16.
- [19] R.N. Lumley, N. Deeva, R. Larsen, J. Gembarovic, J. Freeman, The Role of Alloy Composition and T7 Heat Treatment in Enhancing Thermal Conductivity of Aluminum High Pressure Diecastings, Metallurgical and Materials Transactions A, 44(2)(2013) 1074–1086.
- [20] C.F. Tan, M.R. Said, Effect of Hardness Test on Precipitation Hardening Aluminium Alloy 6061-T6, Chiang Mai Journal of Science, 36(3)(2009) 276-286.
- [21] D.R. Askeland, P.P. Fulay, Essentials of Materials Science and Engineering Second Edition, SI, Cengage Learning, Stamford, 2010.
- [22] W.D. Callister, Jr., D.G. Rethwisch, Materials Science and Engineering – An Introduction 9e, Wiley, New Jersey, 2014.
- [23] J.K. Wessel, Handbook of Advanced Materials – Enabling new Designs, Wiley, New Jersey, 2004.
- [24] G.A. Edwards, K. Stiller, G.L. Dunlop, M.J. Couper, The Precipitation Sequence in Al-Mg-Si alloys, Acta Materialia, 46(11)(1998) 3893-3904.
- [25] J. Dwight, Aluminium Design and Construction, Taylor & Francis Group, London, 2002.
- [26] J.G. Kaufman, Introduction to Aluminum Alloys and Tempers, ASM International, Russell Township Ohio, 2000.
- [27] J. Newell, Essentials of Modern Materials Science and Engineering, Wiley, New Jersey, 2009.
- [28] ASM International - Handbook Committee, ASM handbook. Volume 2, Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials, ASM International, Russell Township Ohio, 1990.
- [29] M.F. Ashby, D.R.H. Jones, Engineering Materials 2 - An Introduction to Microstructures, Processing and Design, Second Edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, 1998.
- [30] A.K. Gupta, D.J. Lloyd, S.A. Court, Precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with and without excess Si, Materials Science and Engineering A, 316(2001) 11-17.
- [31] G. Mrówka-Nowotnik, Influence of chemical composition variation and heat treatment on microstructure and mechanical properties of 6xxx alloys, Archives of Materials Science and Engineering, 46(2)(2010) 98-107.
- [32] https://www.iss.rs/rs/standard/?natstandard_document_id=48279 – Standard SRPS EN 573-3:2014 - Aluminijum i legure aluminijuma — Hemijski sastav i oblik proizvoda za plastičnu preradu — Deo 3: Hemijski sastav i oblik proizvoda.
- [33] P. Yibo, W. Gang, Z. Tianxing, P. Shangfeng, R. Yiming, Dynamic Mechanical Behaviors of 6082-T6 Aluminum Alloy, Advances in Mechanical Engineering, 5(1)(2013) 878016.
- [34] Y. Birol, Precipitation during homogenization cooling in AlMgSi alloys, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 23(2013) 1875-1881.
- [35] A.Mróz, R.J. Mania, The complex influence of aluminium aging on the dynamic response of the thin-walled Al-6060 alloy profile, Thin-Walled Structures, 79(2014) 147–153.
- [36] Y.M. Kim, S.W. Choi, S.K. Hong, The behavior of thermal diffusivity change according to the heat treatment in Al-Si binary system, Journal of Alloys and Compounds, 687(2016) 54-58.
- [37] J.K. Chen, H.Y. Hung, C.F. Wang, N.K. Tang, Effects of casting and heat treatment processes on the thermal conductivity of an Al-Si-Cu-Fe-Zn alloy, International Journal of Heat and Mass Transfer, 105(2017) 189-195.

- [38] W.F. Hosford, *Physical Metallurgy – Second Edition*, Taylor & Francis, Boca Raton, 2010.
- [39] F. Campbell, *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*, ASM International, Materials Park Ohio, 2008.
- [40] R.E. Smallman, R.J. Bishop, *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering - Science, process, applications*, Sixth Edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, 1999.
- [41] C.S.T. Chang, J. Banhart, Low-temperature differential scanning calorimetry of a Al-Mg-Si alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42(7) (2011) 1960–1964.
- [42] A. Cuniberti, A. Tolley, M.V. Castro Riglos, R. Giovachini, Influence of natural aging on the precipitation hardening of an AlMgSi alloy, *Materials Science and Engineering A*, 527(2010) 5307–5311.
- [43] C.S.T. Chang, I. Wieler, N. Wanderka, J. Banhart, Positive effect of natural pre-ageing on precipitation hardening in Al–0.44 at% Mg–0.38 at% Si alloy, *Ultramicroscopy*, 109(2009) 585–592.
- [44] T. Abid, A. Boubertakh, S. Hamamda, Effect of pre-aging and maturing on the precipitation hardening of an Al–Mg–Si alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 490(2010) 166–169.
- [45] K. Strobel, M.D.H. Lay, M.A. Easton, L. Sweet, S. Zhu, N.C. Parson, A.J. Hill, Effects of quench rate and natural ageing on the age hardening behaviour of aluminium alloy AA6060, *Materials Characterization*, 111(2016) 43–52.
- [46] I.J. Polmear, *Light alloys*, 4th edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2006.
- [47] B. Milkereit, N. Wanderka, C. Schick, O. Kessler, Continuous cooling precipitation diagrams of Al–Mg–Si alloys, *Materials Science and Engineering A*, 550(2012) 87–96.
- [48] M. Vedani, G. Angella, P. Bassani, D. Ripamonti, A. Tuissi, DSC analysis of strengthening precipitates in ultrafine Al–Mg–Si alloys, *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 87(2007) 277–284.
- [49] B.C. Shang, Z.M. Yin, G. Wang, B. Liu, Z.Q. Huang, Investigation of quench sensitivity and transformation kinetics during isothermal treatment in 6082 aluminum alloy, *Materials and Design*, 32(2011) 3818–3822.
- [50] L. Zhen, W.D. Fei, S.B. Kang, H.W. Kim, Precipitation behaviour of Al–Mg–Si alloys with high silicon content, *Journal of Materials Science* 32(1997) 1895–1902.
- [51] M. Murayama, K. Hono, M. Saga, M. Kikuchi, Atom probe studies on the early stages of precipitation in Al–Mg–Si alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 250(1)(1998) 127–132.
- [52] H.S. Zurob, H. Seyedrezai, A model for the growth of solute clusters based on vacancy trapping, *Scripta Materialia*, 61(2)(2009) 141–144.
- [53] J. Banhart, M.D.H. Lay, C.S.T. Chang, A.J. Hill, Kinetics of natural aging in Al-Mg-Si alloys studied by positron annihilation lifetime spectroscopy, *Physical Review B*, 83(2011) 14101.
- [54] J. Buha, R. Lumley, A. Crosky, Precipitation and solute distribution in an interrupted-aged Al-Mg-Si-Cu alloy, *Philosophical Magazine*, 88(2008) 373–390.
- [55] A. Serizawa, S. Hirose, T. Sato, Three-dimensional atom probe characterization of nanoclusters responsible for multistep aging behavior of an Al-Mg-Si Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39(2008) 243–251.
- [56] F.A. Martinsen, F.J.H. Ehlers, M. Torsæter, R. Holmestad, Reversal of the negative natural aging effect in Al-Mg-Si alloy, *Acta Materialia*, 60(2012) 6091–6101.
- [57] C.D. Marioara, S.J. Andersen, J. Jansen, H.W. Zandbergen, Atomic Model For GP-Zones in a 6082 Al–Mg–Si system, *Acta Materialia*, 49(2001) 321–328.
- [58] S. Pogatscher, H. Antrekowitsch, H. Leitner, T. Ebner, P.J. Uggowitzer, Mechanisms controlling the artificial aging of Al–Mg–Si Alloys, *Acta Materialia*, 59(2011) 3352–3363.
- [59] C.D. Marioara, S.J. Andersen, H.W. Zandbergen, R. Holmestad, The Influence of Alloy

- Composition on Precipitates of the Al-Mg-Si System, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36(3)(2005) 691–702.
- [60] C.D. Marioara, H. Nordmark, S.J. Andersen, R. Holmestad, Post- β'' phases and their influence on microstructure and hardness in 6xxx Al-Mg-Si alloys, *Journal of Materials Science*, 41(2)(2006) 471–478.
- [61] C. Cayron, P.A. Buffat, Transmission electron microscopy study of the β' phase (Al–Mg–Si alloys) and QC phase (Al–Cu–Mg–Si alloys): ordering mechanism and crystallographic structure, *Acta Materialia*, 48(10)(2000) 2639–2653.
- [62] S.J. Andersen, C.D. Marioara, A. Frøseth, R. Vissers, H.W. Zandbergen, Crystal structure of the orthorhombic $U_2\text{-Al}_4\text{Mg}_4\text{Si}_4$ precipitate in the Al–Mg–Si alloy system and its relation to the β' and β'' phases, *Materials Science and Engineering: A*, 390(1–2)(2005) 127–138.
- [63] C. Ravi, C. Wolverton, First-principles study of crystal structure and stability of Al–Mg–Si–(Cu) precipitates, *Acta Materialia*, 52(14)(2004) 4213–4227.
- [64] U. Stamenković, S. Ivanov, I. Marković, The influence of isochronal aging on the mechanical and thermophysical properties of the EN AW-6060 aluminum alloy, *Bulgarian Chemical Communications*, 51(3)(2019) 372–377.
- [65] E.P. Degarmo, J.T. Black, R.A. Kohser, *Materials and Processes in Manufacturing* (9th ed.), John Wiley & Sons, Hoboken, 2003.
- [66] J. Lin, D. Balint, M. Pietrzyk, *Microstructure Evolution in Metal Forming Processes*, Woodhead Publishing, Sawston, 2012.
- [67] M. Hockauf, L.W. Meyer, B. Zillmann, M. Hietschold, S. Schulze, L. Krüger, Simultaneous improvement of strength and ductility of Al–Mg–Si alloys by combining equal-channel angular extrusion with subsequent high-temperature short-time aging, *Materials Science and Engineering A*, 503(2009) 167–171.
- [68] S. Dadbakhsh, A. Karimi Taheri, C.W. Smith, Strengthening study on 6082 Al alloy after combination of aging treatment and ECAP process, *Materials Science and Engineering A*, 527(2010) 4758–4766.
- [69] P. Serrao, B.P. Chiranth, N. Vaz, A. Fernandis, P. Rao, V. Shambulingesh, Effect of Equal Channel Angular Pressing and Age Hardening on the Hardness of Al-Mg-Si Alloy, *American Journal of Materials Science*, 7(5)(2017) 150–155.
- [70] G. Angella, P. Bassani, A. Tuissi, M. Vedani, Aging Behaviour and Mechanical Properties of a Solution Treated and ECAP Processed 6082 Alloy, *Materials Transactions*, 45(7)(2004) 2282–2287.
- [71] K. Majchrowicz, Z. Pakielą, W. Chrominski, M. Kulczyk, Enhanced strength and electrical conductivity of ultrafine-grained Al-Mg-Si alloy processed by hydrostatic extrusion, *Materials Characterization*, 135(2018) 104–114.
- [72] M. Bournane, A. Berezina, O. Davydenko, T. Monastyrskaya, O. Molebny, V. Spuskanyuk, A. Kotko, Effect of Severe Plastic Deformation on Structure and Properties of Al-Mg-Si Alloy of 6060 Type, *Materials Science and Metallurgy Engineering*, 1(2)(2013) 13–21.
- [73] Z. Pakielą, K. Ludwichowska, J. Ferenc, M. Kulczyk, Mechanical properties and electrical conductivity of Al 6101 and 6201 alloys processed by hydro-extrusion, *Materials Science and Engineering*, 63(2014) 012120.
- [74] W. Chrominski, S. Wenner, C.D. Marioara, R. Holmestad, M. Lewandowska, Strengthening mechanisms in ultrafine grained Al-Mg-Si alloy processed by hydrostatic extrusion – Influence of ageing temperature, *Materials Science & Engineering A*, 669(2016) 447–458.
- [75] M. Mansourinejad, B. Mirzakhani, Influence of sequence of cold working and aging treatment on mechanical behaviour of 6061 aluminum alloy, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 22(9)(2012) 2072–2079.

- [76] G. Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski, Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys, 13th international scientific conference on achievements in mechanical and materials engineering, Proceedings, Gliwice-Wisla, 16-19 May 2005, P 447-450.
- [77] U. Stamenković, S. Ivanov, I. Marković, N. Štrbac, A. Mitovski, Uticaj temperature rastvornog žarenja na svojstva aluminijumskih legura iz serije 6000, Tehnika, 68 (4) (2017) 523-527.
- [78] D. Shamas, J. Kamran, H. Bin Awais, T.H. Naeem, M. Mazher, M. Shamas uz Zuha, Effect of thermo mechanical treatments and aging parameters on mechanical properties of Al–Mg–Si alloy containing 3 wt.% Li, Materials and Design, 64 (2014) 366–373.
- [79] D. Terada, Y. Kaneda, Z. Horita, K. Matsuda, S. Hirosawa, N. Tsuji, Mechanical properties and microstructure of 6061 aluminum alloy severely deformed by ARB process and subsequently aged at low temperatures, Proc. of the IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng., 63 (2014), 012088, doi: 10.1088/1757-899X/63/1/012088.
- [80] E. Bobruk, I. Sabirov, V. Kazykhanov, R. Valiev, M. Murashkin, Microstructure features and mechanical properties of a UFG Al-Mg-Si alloy produced via SPD, Proc. of the IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng., 63(2014), 012116.
- [81] https://www.iss.rs/rs/standard/?natstandard_document_id=56161 – Standard SRPS EN 755-2:2016 - Aluminijum i legure aluminijuma – Šipka, cev i profili dobijeni presovanjem istiskivanjem – Deo 2: Mehaničke osobine
- [82] <https://www.astm.org/Standards/E384.htm>
- [83] N.C.W. Kuijpers, W.H. Kool, P.T.G. Koenis, K.E. Nilsen, I. Todd, S. van der Zwaag, Assessment of different techniques for quantification of α -Al(FeMn)Si and β -AlFeSi intermetallics in AA 6xxx alloys, Materials Characterization, 49 (2003) 409– 420.
- [84] R. Perović, Fizička metalurgija, Metalurško-tehnološki fakultet, Podgorica, Crna Gora, 1997.
- [85] T. R. Prabhu, Effects of ageing time on the mechanical and conductivity properties for various round bar diameters of AA 2219 Al alloy, Engineering Science and Technology, an International Journal, 20 (1) (2017) 133-142.
- [86] K. Teichmann, C. D. Marioara, K. O. Marioara, K. O. Pedersen, K. Marthinsen, The effect of simultaneous deformation and annealing on the precipitation behaviour and mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy, Materials Science and Engineering: A, 565 (2013) 228-235.
- [87] T.M. Tritt, Thermal Conductivity: Theory, Properties and Applications, Kluwer Academic/Plenum Publisher, New York, 2004.
- [88] S.W. Choi, Y.M. Kim, Y.C. Kim, Influence of precipitation on thermal diffusivity of Al-6Si-0.4Mg-0.9Cu-(Ti) alloys, Journal of Alloys and Compounds, 775 (2019) 132-137.
- [89] J. Zhang, Z. Fan, Y.Q. Wang, B.L. Zhou, Microstructural development of Al–15wt.%Mg2Si in situ composite with mischmetal addition, Materials Science and Engineering: A, 281(2000) 104-112.
- [90] P. Osuch, M. Walkowicz, T. Knych, S. Dymek, Impact of the Direct Ageing Procedure on the Age Hardening Response of Al-Mg-Si 6101 Alloy, Materials, 11 (7) (2018) 1239-.
- [91] Y. Aruga, M. Kozuka, Y. Takaki, T. Sato, Formation and reversion of clusters during natural aging and subsequent artificial aging in an Al-Mg-Si alloy, Materials Science and Engineering: A, 631 (2015) 86–96.
- [92] L. Cao, P.A. Rometsch, M.J. Couper, Clustering behavior in an Al-Mg-Si-Cu alloy during natural ageing and subsequent under-ageing, Materials Science and Engineering: A, 559 (2013) 257–261.
- [93] Y.X. Lai, B.C. Jiang, C.H. Liu, Z.K. Chen, C.L. Wu, J.H. Chen, Low-alloy-correlated reversal of the precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys, Journal of Alloys and Compounds, 701 (2017) 94-98.

- [94] M. Cabibbo, E. Evangelista, M. Vedani, Influence of severe plastic deformations on secondary phase precipitation in a 6082 Al-Mg-Si alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36(5)(2005) 1353–1364.
- [95] S.K. Ghosh, Influence of Cold Deformation on the Aging Behaviour of Al-Cu-Si-Mg Alloy, *Journal of Materials Science & Technology*, 27(3)(2011) 193-198.
- [96] J.A. Omotoyinbo, I.O. Oladele, W. Shokoya, Effect of the Degree of Plastic Deformation on the Electrical Resistance and Thermal Conductivity of Al-Mg-Si Alloy, *Leonardo Electronic Journal of Practices and Technologies*, 13 (2014) 37-50.

10. BIOGRAFIJA

Uroš Stamenković je rođen 09.01.1989. godine u Boru, gde je završio osnovnu i srednju školu sa odličnim uspehom. Osnovne akademske studije na Tehničkom fakultetu u Boru upisao je 2008. godine. Studije je završio 2012. godine na studijskom programu Metalurško inženjerstvo, modul: Prerada plemenitih metala i zlatarstvo, sa prosečnom ocenom u toku studija 9,06 (devet i 6/100) i ocenom 10 (deset) na završnom radu. Školske 2012/2013, upisao je master akademske studije na Tehničkom fakultetu u Boru na studijskom programu Metalurško inženjerstvo, a iste završio 2014. godine sa prosečnom ocenom 9,75 (devet i 75/100). Doktorske akademske studije upisao je 2014. godine na Tehničkom fakultetu u Boru, na studijskom programu Metalurško inženjerstvo.

Zaposlen je od septembra 2013. godine na Tehničkom fakultetu u Boru, prvo kao saradnik u nastavi za užu naučnu oblast Prerađivačka metalurgija i metalni materijali, da bi septembra 2014. godine bio izabran za univerzitetskog saradnika u zvanju asistenta za užu naučnu oblast Prerađivačka metalurgija i metalni materijali, na Katedri za prerađivačku metalurgiju. Kao asistent Uroš Stamenković je zadužen za izvođenje računskih i eksperimentalnih vežbi iz sledećih predmeta: Ispitivanje metala 1, Termička obrada, Teorija livarstva, Teorija prerade metala u plastičnom stanju, gde je visoko ocenjen od strane studenata.

Autor/koautor je 6 publikovanih radova u međunarodnim časopisima sa SCI liste, 6 radova u domaćim časopisima, kao i oko 55 saopštenja na međunarodnim i domaćim skupovima.

Učestvovao je u realizaciji 1 domaćeg projekta i jednog međunarodnog projekta. Bio je član organizacionih odbora 4 međunarodna i 2 domaća skupa. Član je Srpskog hemijskog društva.

Uroš Stamenković aktivno je učestvovao u promociji nauke među mladima, držanjem praktične nastave i seminara učenicima srednjih škola, kao i učestvovanjem u organizaciji manifestacija za obrazovanje dece na teritoriji Republike Srbije, kao što su Borska noć istraživača – „Bonis“ i „Timočki naučni tornado - TNT“.

11. OBJAVLJENI RADOVI PROISTEKLI IZ DOKTORSKE DISERTACIJE

M23 - Rad u međunarodnom časopisu

1. **U. Stamenković**, S. Ivanov, I. Marković, The influence of isochronal aging on the mechanical and thermophysical properties of the EN AW-6060 aluminum alloy, *Bulgarian Chemical Communications*, 51(3)(2019) 372-377, doi: 10.34049/bcc.51.3.50182019 (ISSN 0324-1130; IF(2017)=0.242, Chemistry, Multidisciplinary 167/171, M23).

M33 – Saopštenje sa međunarodnog skupa štampano u celini

1. **U. Stamenković**, S. Ivanov, I. Marković, Optical microscopy and SEM-EDS analysis of phases in age hardenable and recyclable aluminum alloys from 6000 series, *XXIV International Conference "Ecological Truth" EcoIst '16*, Vrnjačka Banja, Serbia, 2016, pp. 216 – 222.
2. **U. Stamenković**, S. Ivanov, I. Marković, Effect of ageing temperature on properties of EN-AW 6060 aluminium alloy, *48th International October Conference on Mining and Metallurgy*, Bor, Serbia, 2016, pp. 327 – 330.
3. **U. Stamenković**, I. Marković, M. Dimitrijević, D. Medić, SEM and EDS investigation of Zn-Sn alloys as potential high temperature lead-free solder, *XXV International Conference "Ecological Truth" Eco-Ist '17*, Vrnjačka banja, Serbia, 2017, pp. 196 – 200.
4. **U. Stamenković**, S. Ivanov, I. Marković, D. Gusković, S. Marjanović, The effects of different aging treatments on the microhardness and thermal diffusivity of the EN AW-6060 and EN AW-6082 aluminum alloys from 6000 series, *XXVII International Conference "Ecological Truth & Environmental Research" Eco-TER '19*, Bor Lake, Bor, Serbia, 2019, pp. 386-391.
5. **U. Stamenković**, S. Ivanov, I. Marković, V. Grekulović, J. Petrović, M. Bošković, The effect of the aging process on the different properties of the En AW-6082 aluminum alloy, *18th International Foundrymen Conference*, Sisak, Croatia, 2019, pp. 363-369.
6. **U. Stamenković**, S. Ivanov, I. Marković, S. Mladenović, D. Manasijević, Lj. Balanović, The influence of natural aging and pre-aging on the mechanical, physical and microstructural properties of the EN AW-6060 aluminum alloy, *XXVI International Scientific and Technical Conference Foundry 2019*, Pleven, Bulgaria. 2019, pp. 19-21.

M34 – Saopštenje sa međunarodnog skupa štampano u izvodu

1. **U. Stamenković**: Representation of microstructure of artificially aged 6061 aluminum alloy using two different etching solutions, *Thirteenth young researchers' conference materials science and engineering*, Beograd, Serbia, 2014, pp. 24 – 24.
2. **U. Stamenković**, S. Ivanov: Influence of chemical composition and heat treatment on properties of 6xxx aluminium alloys, *2nd International student conference on geology*,

mining, metallurgy, chemical engineering, material science and related fields, Technical Faculty Bor, Serbia, 2015, pp. 2 – 2.

3. **U. Stamenković**, S. Ivanov, I. Marković, M. Gorgievski, L. Balanović: Effect of the precipitation of metastable phases on the thermal properties of aluminium alloys from 6000 series, *4th Central and Eastern European Conference on Thermal Analysis and Calorimetry - CEEC-TAC4*, Chisinau, Moldova, 2017, pp. 390 – 390.

M51 – Rad u vodećem časopisu nacionalnog značaja

1. **U. Stamenković**, S. Ivanov, I. Marković, N. Štrbac, A. Mitovski, Uticaj temperature rastvornog žarenja na svojstva aluminijumskih legura iz serije 6000, *TEHNIKA – RUDARSTVO, GEOLOGIJA I METALURGIJA*, 68(4)(2017) 523 – 527, doi: 10.5937/tehnika1704523S, ISSN 0040-2176.

M64 - Saopštenje sa skupu nacionalnog značaja štampano u izvodu

1. **U. Stamenković**, S. Ivanov, I. Marković: Influence of high-temperature ageing on properties of 6xxx aluminium alloys (Uticaj visoko-temperaturnog starenja na svojstva aluminijumskih legura iz serije 6000), *Treća konferencija mladih hemičara Srbije*, Beograd, Serbia, 2015, pp. 87 – 87.
2. **U. Stamenković**, S. Ivanov, I. Marković: Mikrostrukturalna karakterizacija Al-Mg-Si legure posle termičke obrade starenjem (Microstructural characterization of the Al-Mg-Si alloy after aging heat treatment), *Četvrta konferencija mladih hemičara Srbije*, Beograd, Serbia, 2016, pp. 92 – 92.
3. **U. Stamenković**, S. Ivanov, I. Marković: Influence of isochronal aging treatment on properties of aluminium alloys from 6000 series, *Osmi simpozijum o termodinamici i faznim dijagramima*, Kosovska Mitrovica, Serbia, 2017, pp. 76 – 76.
4. **U. Stamenković**, S. Ivanov, I. Marković, M. Mitrović, The influence of thermomechanical treatment on the properties of the EN AW-6082 aluminium alloy, *9. simpozijum o termodinamici i faznim dijagramima sa međunarodnim učešćem*, Kosovska Mitrovica, Serbia, 2019, pp. 30.
5. **U. Stamenković**, S. Ivanov, I. Marković, The influence of thermomechanical treatment on the properties of the EN AW-6060 aluminium alloy, *55. Savetovanje srpskog hemijskog društva*, Niš, Serbia, 2019, pp. 46.

Прилог 1.

Изјава о ауторству

Име и презиме аутора Урош С. Стаменковић

број индекса 8/14

Изјављујем

да је докторска дисертација под насловом

Истраживање ефекта ојачавања старењем током термомеханичке обраде алуминијумских легура

- резултат сопственог истраживачког рада,
- да 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.

Потпис аутора

У Бору, _____

Прилог 2.

Изјава о истоветности штампане и електронске верзије докторског рада

Име и презиме аутора Урош С. Стаменковић

Број индекса 8/14

Студијски програм Металуршко инжењерство

Наслов рада Истраживање ефекта ојачавања старењем током термомеханичке обраде
алуминијумских легура

Ментор проф. др Светлана Иванов

Изјављујем да је штампана верзија мог докторског рада истоветна електронској верзији коју сам предао/ла ради похрањивања у **Дигиталном репозиторијуму Универзитета 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.

Потпис аутора

У Бору, _____

Прилог 3.

Изјава о коришћењу

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

Истраживање ефекта ојачавања старењем током термомеханичке обраде алуминијумских легура

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).

Потпис аутора

У Бору, _____

1. **Ауторство.** Дозвољаваће 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.** Дозвољаваће 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.** Дозвољаваће 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.** Дозвољаваће 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.** Дозвољаваће 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.** Дозвољаваће 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.