

Uticaj cinka na mikrostrukturu i fazne transformacije livenih Al-Cu legura

IVANA I. MANASIJEVI, Univerzitet u Beogradu,

Tehnički fakultet u Boru, Bor

NADA D. ŠTRBAC, Univerzitet u Beogradu,

Tehnički fakultet u Boru, Bor

DRAGANA T. ŽIVKOVIĆ, Univerzitet u Beogradu,

Tehnički fakultet u Boru, Bor

LJUBIŠA T. BALANOVIĆ, Univerzitet u Beogradu,

Tehnički fakultet u Boru, Bor

DUŠKO M. MINIĆ, Univerzitet u Prištini,

Fakultet tehničkih nauka, Kosovska Mitrovica

DRAGAN M. MANASIJEVI, Univerzitet u Beogradu,

Tehnički fakultet u Boru, Bor

Originalni naučni rad

UDC: 669.715:35

DOI: 10.5937/tehnika1604553M

Bakar predstavlja jedan od osnovnih legirajućih elemenata za izradu aluminijumskih legura za livenje. Kao legirajućih elementa bakar znatno povećava zateznu vrstovost i žilavost legura na bazi aluminijuma. Sadržaj bakra u dvojnim industrijskim Al-Cu legurama za livenje se kreće od 3,5 do 11 mas.%. Međutim, pored pozitivnog uticaja na mehaničke osobine, bakar ima negativan uticaj na korozivnu otpornost aluminijuma i njegovih legura. U cilju daljeg unapređenja svojstava Al-Cu legura vrši se njihovo dodatno legiranje elementima kao što su cink, magnezijum i dr.

U ovom radu je izvršeno eksperimentalno i analitičko ispitivanje uticaja cinka na mikrostrukturu i fazne transformacije Al-Cu legura. U cilju utvrđivanja uticaja dodatka cinka na strukturu i fazne transformacije Al-Cu legura pripremljene su dve legure Al-Cu-Zn sistema izabranih sastava koje su zatim ispitivane primenom skenirajuće elektronske mikroskopije sa energo-disperzivnom spektroskopijom (SEM-EDX). Dobijeni eksperimentalni rezultati su upoređeni sa rezultatima termodinamičkog proračuna faznih ravnoteža.

Ključne reči: aluminijumske legure, mikrostruktura, fazne transformacije, SEM-EDX

1. UVOD

Legure na bazi aluminijuma imaju široku primenu u različitim industrijskim oblastima [1-3]. Više desetina različitih aluminijumskih legura je našlo komercijalnu primenu u automobilske i avio industriji dok je do sada patentirano nekoliko hiljada aluminijumskih legura [1].

Iako aluminijumske legure za livenje imaju široku primenu, najveći broj ovih legura sadrži mali broj legirajućih elemenata. Svi legirajućih elementi aluminijumskih legura mogu se klasifikovati u tri glavne kategorije: osnovni legirajućih elementi, mikrolegirajućih elementi i neistovremeni primese.

ment i neistovremeni primese.

Ubedljivo najviše u primenu za legiranje aluminijumskih legura imaju četiri elementa: metali magnezijum, cink i bakar i poluprovodnik silicijum [1]. Ovi elementi predstavljaju osnovne legirajuće elemente zato što se dodaju u relativno velikim količinama i imaju značajan uticaj na mikrostrukturu i osobine aluminijumskih legura. Na primer, u livnoj leguri Al-Si sa 7% Si sadržaj magnezijuma iznosi svega 0,3% ali on ima značajan uticaj na vrstovost u leguri. Zbog toga magnezijum u ovoj leguri predstavlja osnovni legirajućih element. Dodatak relativno velike količine osnovnih legirajućih elemenata je uslovljen činjenicom da ovi elementi imaju značajnu rastvorljivost u aluminijumu. Poznato je da samo sedam elemenata ima maksimalnu rastvorljivost u aluminijumu veću od 1%. To su: magnezijum, bakar, silicijum, litijum, mangan, germanijum i srebro. Ni jedan od ovih elemenata ne gradi neprekidni niz vrstovih rastvora sa

Adresa autora: Ivana Manasijević, Univerzitet u Beogradu, Tehnički fakultet u Boru, Bor, Vojske Jugoslavije 12

Rad primljen: 25.01.2016.

Rad prihvaćen: 17.05.2016.

aluminijumom ve pri odre enim kriti nim konce-
ntracijama dolazi do formiranja intermedijatnih faza ili
vrstog rastvora na bazi legirnog elementa.

Od navedenih sedam elemenata srebro i germa-
nijum se ne koriste za izradu komercijalnih legura na
bazi aluminijuma, najviše iz ekonomskih razloga. Sre-
bro je plemeniti i skup metal dok germanijum tako e
ima visoku cenu i prvenstveno se koristi u polu-
provodni koj industriji.

Pored toga, dodatak srebra i germanijuma ne
dovodi do zna ajnog poboljšanja postoje ih ili kreir-
anja novih interesantnih osobina u aluminijumskim
legurama. Litijum ima zna ajnu primenu u kovnim
legurama na bazi aluminijuma ali ne i u legurama za
livenje pre svega zbog tehnoloških problema.

Cilj ovog rada je ispitivanje uticaja dodatka cinka
na mikrostrukturu i fazne transformacije livenih Al-Cu
legura. Industrijske legure aluminijuma i bakra sadrže
od 3,5 do 11% bakra [1]. U cilju utvr ivanjea uticaja
dodatka cinka na mikrostrukturu Al-Cu legura prip-
remljene su dve legure Al-Cu-Zn sistema izabranih sa-
stava koje su zatim ispitivane primenom skeniraju e
elektronske mikroskopije sa energo-disperzivnom spe-
ktroskopijom (SEM-EDX).

Legure su ispitivane u livenom stanju i nakon
žarenja. Tako e, primenom CALPHAD metode iz-
vršen je prora un faznih ravnoteža za legure ispi-
tivanh sastava. Eksperimentalni rezultati su upore
eni sa rezultatima termodinami kog prora una.

2. EKSPERIMENTALNI DEO

U cilju ispitivanja uticaja cinka na mikrostrukturu
i fazne transformacije livenih Al-Cu legura pripre-
mljene su dve legure nominalnih sastava Al-
Cu7%Zn3% i Al-Cu3%Zn7% (u mas.%). Legure uku-
pne mase od oko 3 g su pripremljene topljenjem odme-
renih masa polaznih metala visoke isto e (99,99%) u
indukcionoj pe i u zaštitnoj atmosferi azota.

Pripremljeni uzorci u livenom stanju su zatim is-
pitivani primenom SEM-EDX analize i odre ni su
njihovi ukupni sastavi i sastavi faza. SEM-EDX ana-
liza je izvedena na elektronskom mikroskopu TES-
CAN VEGA3 opremljenim ure ajem za EDX analizu
(Oxford Instruments X-act). Uzorci su polirani i sni-
mani bez prethodnog nagrizanja.

3. TEORIJSKE OSNOVE

Prora un faznih ravnoteža u ovom radu izvršen je
primenom CALPHAD (calculation of phase diagrams
method) metode [4-5]. CALPHAD metod baziran je na
odre ivanju Gibbsovih energija svih faza koje se mogu
javiti u datom sistemu i procesu minimizacije ukupne

Gibbsove energije sistema koji omogu ava odre iva-
nje faznih ravnoteža.

Dva osnovna zahteva koja moraju biti zadovoljena
su:

- Gibbsove energije svih faza koje se javljaju u is-
pitivanom sistemu moraju biti poznate, definisane
koriš enjem adekvatnih termodinami kih modela
i sadržane u termodinami koj bazi podataka;
- Proces minimizacije ukupne Gibbsove energije si-
stema mora biti izveden primenom odgovaraju eg
softvera kako bi se odredile ravnoteže izme u
prisutnih faza.

Opšta jedna ina molarne Gibbsove energije faze
može se predstaviti kao:

$$G_m = \sum_i x_i G_i^0 + G_m^{ideal} + G_m^E \quad (1)$$

U jedna ini (1) lan $\sum_i x_i G_i^0$ predstavlja doprinos

istih komponenata molarnoj Gibbsovoj energiji faze
(Gibbsova energija mehani ke mešavine istih ele-
menata). G_m^{ideal} predstavlja Gibbsovu energiju meša-
nja idealnog rastvora i G_m^E predstavlja ekscesnu Gib-
bsovu energiju mešanja rastvora.

Vrednosti Gibbsovih energija istih elemenata
definisane su od strane konzorcijuma Scientific Group
ThermoData Europe (SGTE) [6].

Izrazi za G_m^{ideal} i G_m^E zavise od modela koji je
koriš en za termodinami ki opis faze. Na primer, uko-
liko se za termodinami ki model faze koristi model
supstitucijskog rastvora molarna Gibbsova energija
faze može se predstaviti opštom jedna inom (2):

$$G_m = \sum_i x_i G_i^0 + RT \sum_i x_i \ln(x_i) + \\ + \sum_i \sum_{j \neq i} x_i x_j \sum_{\epsilon} {}^{(\epsilon)} L_{ij} (x_i - x_j)^{\epsilon} \quad (2)$$

gde $\sum_{\epsilon} {}^{(\epsilon)} L_{ij} (x_i - x_j)^{\epsilon}$ predstavlja tzv. Redlich-Kister
polinom L_{ij} .

U slu aju $\epsilon=0$ jedna ina postaje jedna ina regu-
larnog rastvora.

U slu aju $\epsilon=1$ jedna ina postaje jedna ina subre-
gularnog rastvora.

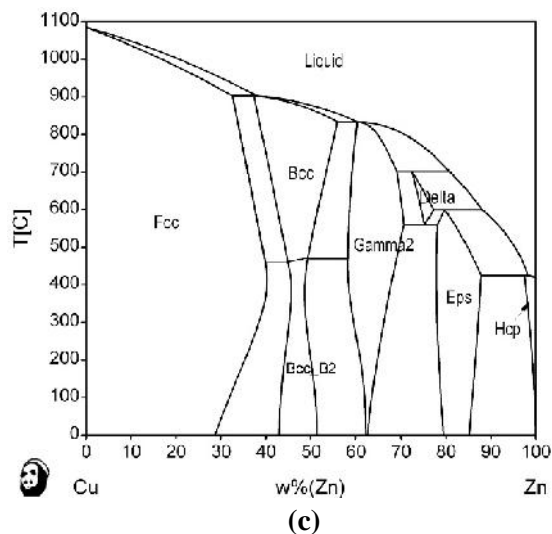
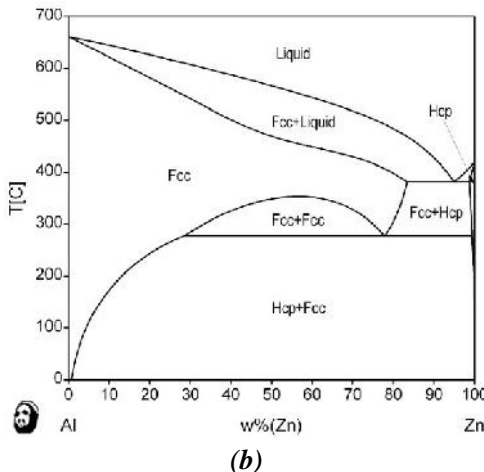
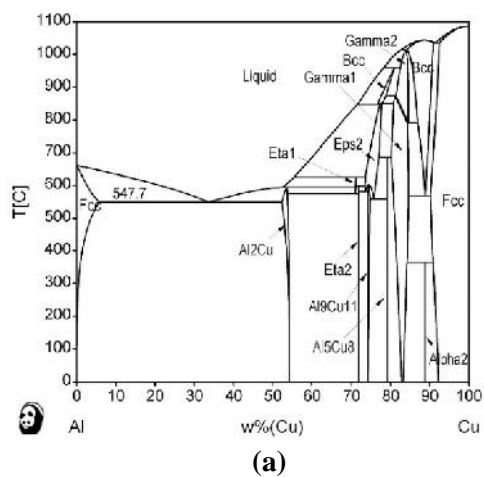
Koeficijenti ${}^{(\epsilon)} L_{ij}$ predstavljaju dvojne interakcio-
ne parametre ϵ reda izme u elementa i i j u rastvoru,
tzv. Redlich-Kister parametre.

Zavisnost Redlich-Kister parametara od tempe-
rature može biti predstavljena slede om jedna inom:
 ${}^{(\epsilon)} L_{ij} = {}^{(\epsilon)} A_{ij} + {}^{(\epsilon)} B_{ij} T + \dots$

Kada trojne me uatomske interakcije nisu zamerljivo male one se mogu uzeti u obzir dodavanjem lana $G_{ijk} = x_i x_j x_k L_{ijk}$ jedna ini Gibbsove energije supstitucijskog rastvora (2) gde L_{ijk} predstavlja trojni interakcioni parametar. Pokazalo se da su dvojni i trojni interakcioni parametri dovoljni za definisanje Gibbsove energije faza u višekomponentnim sistemima.

Za prora un faznih ravnoteža u trojnom Al-Cu-Zn sistemu u ovom radu su koriš eni optimizovani termodinami ki parametri iz rada Liang-a i Schmid-Fetzer-a [7]. Prora un faznih ravnoteža je izvršen primenom PANDAT softvera [8]. Prora unati fazni dijagrami sastavnih dvojnih sistema i likvidus projekcija trojnog Al-Cu-Zn sistema su prikazani na slikama 1 i 2.

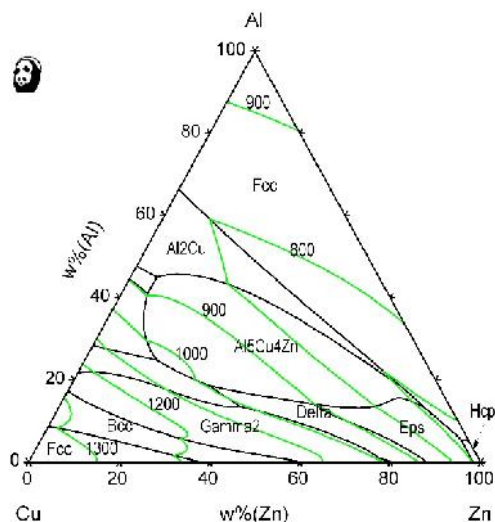
Na slici 1a prikazan je fazni dijagram Al-Cu dvojnog sistema. Prilikom hla enja na temperaturi 548 °C u delu faznog dijagrama bogatog na aluminijumu dolazi do eutektike reakcije R (Al)+Al₂Cu. Maksimalna rastvorljivost bakra u aluminijumu na eutektikoj temperaturi iznosi 5,7 mas.%. U Al-Zn dvojnog sistemu iji je fazni dijagram prikazan na slici 1b eutektika reakcija se javlja na 381 °C. Cink ima najve u rastvorljivost u aluminijumu. Ona na temperaturi eutektike reakcije iznosi 82 mas.%.
 Na slici 1c prikazan je fazni dijagram Al-Cu dvojnog sistema. Prilikom hla enja na temperaturi 548 °C u delu faznog dijagrama bogatog na aluminijumu dolazi do eutektike reakcije R (Al)+Al₂Cu. Maksimalna rastvorljivost bakra u aluminijumu na eutektikoj temperaturi iznosi 5,7 mas.%. U Al-Zn dvojnog sistemu iji je fazni dijagram prikazan na slici 1b eutektika reakcija se javlja na 381 °C. Cink ima najve u rastvorljivost u aluminijumu. Ona na temperaturi eutektike reakcije iznosi 82 mas.%.
 Na slici 1c prikazan je fazni dijagram Cu-Zn dvojnog sistema. Prilikom hla enja na temperaturi 381 °C u delu faznog dijagrama bogatog na cinku dolazi do eutektike reakcije R (Cu)+Zn. Maksimalna rastvorljivost aluminijuma u cinku na eutektikoj temperaturi iznosi 39 mas.%. U Al-Cu dvojnog sistemu iji je fazni dijagram prikazan na slici 1a eutektika reakcija se javlja na 548 °C. Al ima najve u rastvorljivost u bakru. Ona na temperaturi eutektike reakcije iznosi 5,7 mas.%.
 Na slici 2 prikazana je prora unata likvidus projekcija Al-Cu-Zn sistema sa oznacnim poljima primarne kristalizacije faza i ucrtanim likvidus izotermama.



Slika 1 - Prora unati fazni dijagram [7]: (a) Al-Cu sistem, (b) Al-Zn sistem, (c) Cu-Zn sistem

Cink tako e ima zna ajnu rastvorljivost u bakru. Na temperaturi od oko 400 °C ona dostiže 39 mas.%(slika 1c).

Na slici 2 prikazana je prora unata likvidus projekcija Al-Cu-Zn sistema sa oznacnim poljima primarne kristalizacije faza i ucrtanim likvidus izotermama.



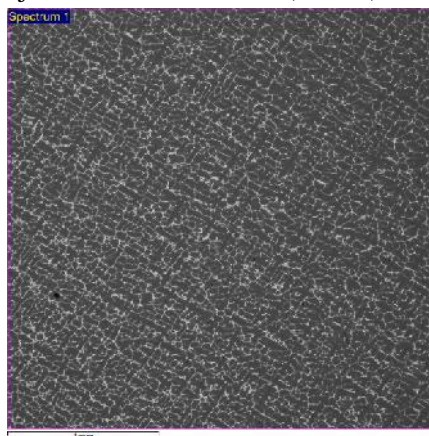
Slika 2 - Prora unata likvidus projekcija Al-Cu-Zn trojnog sistema na osnovu termodinami kih parametara iz ref. [7]. Temperature likvidus izotermi su date u kelvinima

4. REZULTATI I DISKUSIJA

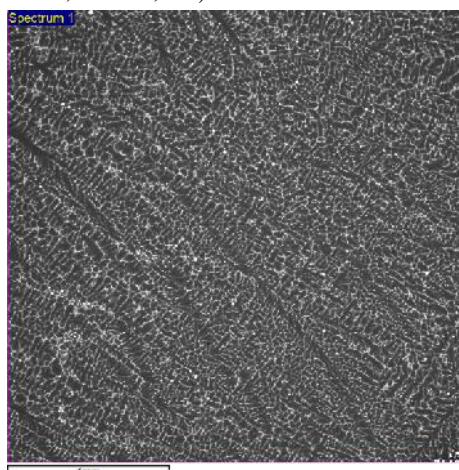
Topljenjem odmerenih masa istih metala aluminijuma, bakra i cinka pripremljene su dve legure iz trojnog Al-Cu-Zn sistema. Nominalni sastavi ispitivanih uzoraka su iznosili: uzorak 1: Al-Cu7%Zn3% i uzorak 2: Al-Cu3%Zn7% (u mas.%). Pripremljeni polirani uzorci u livenom stanju su ispitani primenom SEM-EDX analize.

Na slici 3 prikazana je SEM fotografija mikrostrukture uzorka 1 snimljena pri malom uve anju (50x). Površinskom EDX analizom odre en je ukupni sastav uzorka 1: Al-Cu8,2%Zn3,5% (mas.%).

Na slici 4 prikazana je SEM fotografija mikrostrukture uzorka 2 pri malom uve anju (50x). Na osnovu površinske EDX analize odre eni ukupni sastav uzorka 2 je Al-Cu 4,7% Zn5,8% (mas.%).



Slika 3 - SEM fotografija mikrostrukture uzorka 1 (Al-Cu8,2%Zn3,5%)



Slika 4 - SEM fotografija mikrostrukture uzorka 2 (Al-Cu4,7%Zn5,8%)

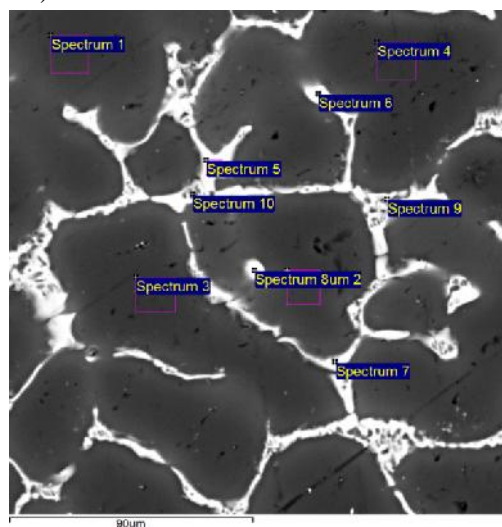
U tabeli 1 su prikazani nominalni i eksperimentalno odre eni sastavi uzoraka ispitivanih u ovom radu.

Tabela 1. Sastavi uzoraka ispitivani u ovom radu

Uzorak	Nominalni ukupni sastav (mas.%)	Eksperimentalno odre eni ukupni sastav EDX analizom (mas.%)
1	Al-Cu7%Zn3%	Al-Cu8,2%Zn3,5%
2	Al-Cu3%Zn7%	Al-Cu4,7%Zn5,8%

Posle odre ivanja ukupnog sastava uzoraka EDX analizom odre eni su hemijski sastavi pojedina nih faza prisutnih u mikrostrukтури ispitivanih uzoraka. Na slici 5 prikazana je SEM fotografija mikrostrukture

uzorka 1 pri ve em uve anju. Za odre ivanje hemijskog sastava pojedina nih zrna koriš ena je kombinacija EDX analize u ta ki i EDX analize površine (slika 5).



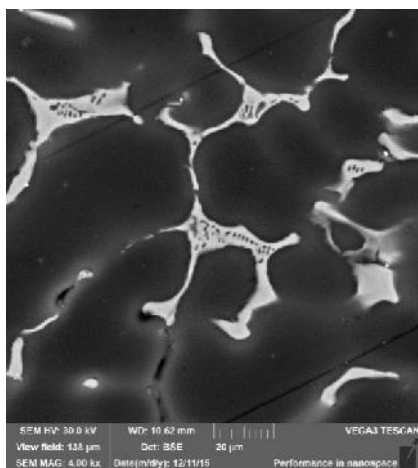
Slika 5 - SEM fotografija uzorka 1 pri ve em uve anju 1000x. Velika tamna zrna predstavljaju vrstu rastvor na bazi aluminijuma (Al) dok svetle površine predstavljaju jedinjenje Al_2Cu sa malom količinom rastvorenog cinka

Rezultati EDX analize su pokazali da veliki tamni kristali vidljivi u mikrostrukтури uzorka 1 predstavljaju vrstu rastvor na bazi aluminijuma tj. (Al) fazu. Prose ni hemijski sastav tamne faze je iznosio 94,4% Al, 2,7% Cu i 2,9% Zn. U mikrostrukтури uzorka 1 vidljiva je i svetla faza izlu ena po granicama zrna (Al) vrstog rastvora. Fazni udeo svetle faze u mikrostrukтури je mnogo manji u odnosu na tamnu fazu. EDX analizom je odre en prose ni hemijski sastav svetle faze koji iznosi 51,7% Al, 46,5% Cu i 1,8% Zn.

Prose ni hemijski sastav svetle faze najpribližniji je hemijskom sastavu dvojnog intermetalnog jedinjenja Al_2Cu (slika 1a) koje sadrži 46-48% Al i 52-54% Cu. Dobijeni eksperimentalni rezultati sugerišu da pri uslovima brzog hla enja ispitivanih legura dolazi do rastvaranja odre ene koli ine cinka u formiranoj Al_2Cu fazi tj. dolazi do zamene odre ene koli ine atoma bakra atomima cinka u kristalnoj strukturi Al_2Cu faze.

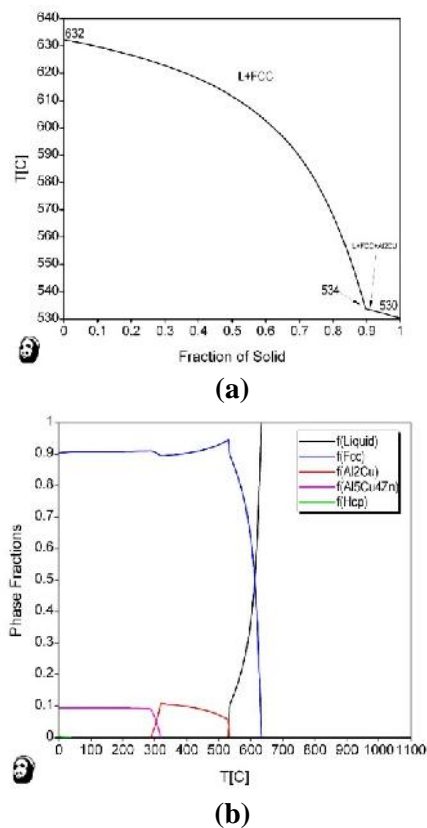
Na slici 6 predstavljena je mikrostrukтура uzorka 2 snimljena pri velikom uve anju. Mikrostrukтура uzorka 2 je veoma sli na mikrostrukтури uzorka 1 i sastoji se od kristala (Al) faze u osnovi (tame površine) i Al_2Cu faze izlu ene po granicama zrna (Al) faze.

Prose ni sastavi identifikovanih faza su iznosili: (Al) faza: 93,6% Al, 1,3% Cu i 5,1% Zn; Al_2Cu faza: 48,1% Al, 49,4% Cu i 2,5% Zn. Kao i kod uzorka 1, cink ne gradi posebnu fazu sa aluminijumom i bakrom ve je rastvoren u (Al) fazi i Al_2Cu fazi.



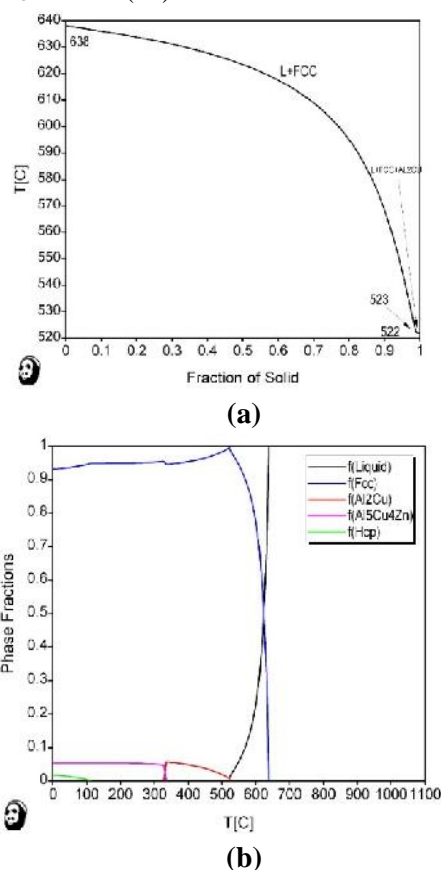
Slika 6 - SEM fotografija uzorka 2 pri uvećanju 2000x. Velika tamna zrna predstavljaju vrstni rastvor na bazi aluminijuma (Al) dok svetle površine predstavljaju jedinjenje Al_2Cu sa malom količinom rastvorenog cinka

U narednom delu rada izvršen je proraun dijagrama ravnotežnog ovršavanja i dijagrama ravnotežnih udela faza u zavisnosti od temperature za ispitivane uzorke 1 i 2. Proraunati dijagrami prikazani su na slikama 7 i 8. Proraunati dijagrami pokazuju kako se menjaju ravnotežni fazni sastav i udeli pojedina faza sa promenom temperature.



Slika 7 - Proraunati dijagrami za uzorak 1: (a) ravnotežno ovršavanje, (b) ravnotežni udeli faza u zavisnosti od temperature

Na osnovu dijagrama prikazanog na slici 7a može se videti da ovršavanje legure 1 po inje na temperaturi $632\text{ }^{\circ}\text{C}$ (likvidus temperatura) sa izdvajanjem kristala (Al) vrstog rastvora (FCC faza) iz rastopa (L faza). Promena faznog udela uzorka 1 sa temperaturom je prikazana na slici 7b. Daljim hlaćenjem smanjuje se sadržaj preostalog rastopa a povećava se udeo vrstog rastvora na bazi aluminijuma (Al). Na temperaturi $534\text{ }^{\circ}\text{C}$ iz preostalog rastopa po inje izdvajanje kristala Al_2Cu faze dok se na temperaturi $530\text{ }^{\circ}\text{C}$ završava ovršavanje preostale količine rastopa (solidus temperatura). Daljim hlaćenjem legure dolazi do smanjenja sadržaja (Al) vrstog rastvora i povećanja sadržaja Al_2Cu faze. Dostizanjem temperature od oko $330\text{ }^{\circ}\text{C}$ dolazi do fazne transformacije u vrstom stanju gde se Al_2Cu faza razlaže uz formiranje trojnog jedinjenja Al_5Cu_4Zn i (Al) faze.



Slika 8 - Proraunati dijagrami za uzorak 2: (a) ravnotežno ovršavanje, (b) ravnotežni udeli faza u zavisnosti od temperature

U slučaju uzorka 2 proraunata likvidus temperatura iznosi $638\text{ }^{\circ}\text{C}$ dok je solidus temperatura $522\text{ }^{\circ}\text{C}$ (slika 8a). Kao i u slučaju uzorka 1 daljim hlaćenjem prvo dolazi do povećanja udela Al_2Cu faze a zatim na nižim temperaturama dolazi do stvaranja Al_5Cu_4Zn jedinjenja (slika 8b).

Poređenjem rezultata SEM-EDX analize sa rezultatima termodinamičkog prorauna faznih ravnoteža

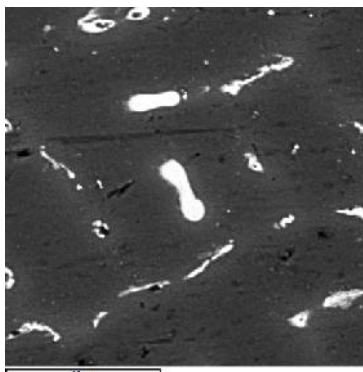
ispitivanih uzoraka može se zaključiti da eksperimentalno određena mikrostruktura uzoraka 1 i 2 u livenom stanju kvalitativno odgovara proračunatom ravnotežnom faznom sastavu na temperaturama iznad 300 °C.

Postojanje trojnog jedinjenja Al_5Cu_4Zn koje se na osnovu proračuna javlja u strukturi na temperaturama ispod približno 330 °C nije eksperimentalno potvrđeno. Ovo se može tumačiti činjenicom da su ispitivane legure bile u livenom stanju i da usled relativno brzog hlađenja prilikom njihove pripreme nije postignuta ravnotežna struktura koja odgovara niskim temperaturama.

Na osnovu termodinamičkog proračuna jedinjenje Al_5Cu_4Zn nastaje razlaganjem visokotemperaturne Al_2Cu faze. Do ove fazne transformacije u vrstom stanju dolazi na relativno niskim temperaturama od oko 330 °C što sugeriše da se radi o vrlo sporom difuziono kontrolisanom faznom prelazu.

Iz prethodne diskusije može se zaključiti da se pri uslovima brzog hlađenja mikrostruktura ispitivanih uzoraka 1 i 2 sastoji od vrstog rastvora na bazi aluminijuma-(Al) faze i Al_2Cu faze. Al_2Cu faza se izlučuje po granicama zrna (Al) faze. Cink se delimično rastvara u (Al) fazi a delimično u Al_2Cu fazi. Eksperimentalno određena fazna struktura uzoraka 1 i 2 kvalitativno odgovara visokotemperaturnoj ravnotežnoj faznoj strukturi. Pri uslovima sporog, ravnotežnog hlađenja proračuni ukazuju da na temperaturama ispod 330 °C prisutni cink uslovljava formiranje trojnog Al_5Cu_4Zn jedinjenja koje na niskim temperaturama postaje termodinamički stabilnije od Al_2Cu jedinjenja.

Kako bi se ispitala stabilnost Al_5Cu_4Zn jedinjenja uzorci 1 i 2 su podvrgnuti žarenju na 300 °C u trajanju od 5 h a zatim sporom hlađenju unutar peći. Cilj je bio ostvariti strukturu legura koja je bliža ravnotežnom stanju u odnosu na strukturu livenih uzoraka.



Slika 9 - SEM fotografija uzorka 1 žarenog 5 h na 300 °C pri brzom hlađenju 2000x. Tamna zrna u osnovi predstavljaju vrstog rastvor na bazi aluminijuma - (Al) fazu dok manje svetle površine predstavljaju jedinjenje Al_2Cu sa malom količinom rastvorenog cinka

Nakon žarenja uzorci su ponovo bili podvrgnuti SEM-EDX analizi u cilju određivanja mikrostrukture. Međutim postojanje Al_5Cu_4Zn jedinjenja nije potvrđeno. Struktura žarenih uzoraka se ponovo sastojala od kristala (Al) i Al_2Cu faze (slika 9).

5. ZAKLJUČAK

U ovom radu izvršeno je ispitivanje uticaja cinka na mikrostrukturu i fazne transformacije livenih Al-Cu legura. Pripremljene su dve legure na bazi aluminijuma sa promenljivim sadržajima bakra i cinka. Eksperimentalno određeni sastavi livenih legura su bili: Al-Cu8,2%Zn3,5% (uzorak 1) i Al-Cu4,7%Zn5,8% (uzorak 2).

Ispitivani uzorci u livenom stanju su bili podvrgnuti SEM-EDX analizi. Utvrđeno je da se mikrostruktura oba ispitivana uzorka sastoji od vrstog rastvora na bazi aluminijuma - (Al) faze i Al_2Cu faze izlučene po granicama zrna (Al) faze. Cink se u ispitivanim legurama nalazi delom rastvoren u vrstom rastvoru na bazi aluminijuma dok je jednim delom rastvoren u Al_2Cu fazi. Dobijeni rezultati su upoređeni sa rezultatima proračuna faznih ravnoteža na bazi CALPHAD metode i optimizovanih termodinamičkih parametara iz literature.

Proračuni faznih ravnoteža legura ispitivanih sastava predviđaju da na temperaturama nižim od oko 330 °C trojno jedinjenje formule Al_5Cu_4Zn postaje termodinamički stabilnije od Al_2Cu faze i da jedinjenje Al_5Cu_4Zn nastaje razlaganjem Al_2Cu .

U cilju provere rezultata termodinamičkog proračuna izvršeno je žarenje uzoraka na temperaturi od 300 °C u trajanju od 5 h. Nakon žarenja uzorci su ponovo ispitivani primenom SEM-EDS metode ali nije potvrđeno formiranje Al_5Cu_4Zn jedinjenja. Može se zaključiti da je fazni prelaz Al_2Cu jedinjenja u Al_5Cu_4Zn jedinjenje izuzetno spor proces koji se ne dešava pri brzom hlađenju legura. Mikrostrukture livenih legura aluminijuma sa niskim sadržajima bakra i cinka se sastoje od (Al) i Al_2Cu faza. Prisutni cink u mikrostrukturi livenih legura ne formira novu fazu već se nalazi rastvoren u (Al) i Al_2Cu fazama.

6. ZAHVALNICA

Ovaj rad je finansiran od strane Ministarstva prosvete, nauke i tehnološkog razvoja Republike Srbije (br. projekta OI172037).

LITERATURA

- [1] Zolotarevsky VS, Belov NA, Glazoff MV, *Casting Aluminum Alloys*, Elsevier Ltd., Oxford, UK, 2007.
- [2] Kvackaj T, *Aluminium Alloys, Theory and Applications*, InTech, 2011.

- [3] Davis JR, editor, *ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys*, ASM International, Materials Park, OH, 1993.
- [4] Saunders N, Miodownik AP, *CALPHAD (A Comprehensive Guide)*, Elsevier, London, 1998.
- [5] Lukas HL, Fries SG, Sundman B, *Computational Thermodynamics*, Cambridge University Press, Cambridge, UK, 2007.
- [6] Dinsdale A, SGTE data for pure elements, *Calphad*, Vol. 15, pp. 317-425, 1991.
- [7] Liang S-M, Schmid-Fetzer R, Thermodynamic assessment of the Al-Cu-Zn system, Part III: Al-Cu-Zn ternary system, *Calphad*, Vol. 52, pp. 21-37, 2016.
- [8] Cao W, Chen SL, Zhang F, Wu K, Yang Y, Chang YA, Schmid-Fetzer R, Oates WA, PANDAT Software with PanEngine, PanOptimizer and PanPrecipitation for Multi-Component Phase Diagram Calculation and Materials Property Simulation, *Calphad*, Vol. 33, pp. 328-342, 2009.

SUMMARY

THE EFFECT OF ZINC ON THE MICROSTRUCTURE AND PHASE TRANSFORMATIONS OF CASTING AL-CU ALLOYS

Copper is one of the main alloying elements for aluminum casting alloys. As an alloying element, copper significantly increases the tensile strength and toughness of alloys based on aluminum. The copper content in the industrial casting aluminum alloys ranges from 3,5 to 11 wt.%.

However, despite the positive effect on the mechanical properties, copper has a negative influence on the corrosion resistance of aluminum and its alloys. In order to further improve the properties of Al-Cu alloys they are additional alloyed with elements such as zinc, magnesium and others.

In this work experimental and analytical examination of the impact of zinc on the microstructure and phase transformations of Al-Cu alloys was carried out. In order to determine the effect of the addition of zinc to the structure and phase transformations of Al-Cu alloys two alloys of Al-Cu-Zn system with selected compositions were prepared and then examined using scanning electron microscopy with energy-dispersive spectroscopy (SEM-EDX). The experimental results were compared with the results of thermodynamic calculations of phase equilibria.

Key words: *aluminum alloys, microstructure, phase transformations, SEM-EDX*