



Investigation of Microstructure and Tensile Properties of CuZnAl Shape Memory Alloy Produced by Accumulative Roll Bonding and Subsequent Heat Treatment

ARTICLE INFO

Article Type

Original Research

Authors

Avazzadeh M.¹ MSc,
Alizadeh M.¹ PhD,
Tayyebi M.*¹ MSc

How to cite this article

Avazzadeh M, Alizadeh M, Tayyebi M. Investigation of Microstructure and Tensile Properties of CuZnAl Shape Memory Alloy Produced by Accumulative Roll Bonding and Subsequent Heat Treatment. Modares Mechanical Engineering, 2020;20(9):2185-2195.

ABSTRACT

In the present study, Cu/Zn/Al multi-layered composite was processed by accumulative roll bonding (ARB) through nine passes. Afterwards, heat treatment processes at various temperatures (750-950 $^{\circ}$ C) and times (10-25min) were done on the prepared composites to fabricate CuZnAl shape memory alloys. The microstructure (composites and alloy) were investigated using scanning electron microscopy and X-ray diffraction. Tensile properties and shape memory effect of the composites and alloys were also investigated by tensile test. The microstructure investigations show that plastic instability and shear bands occurred in different layers in the composite. In addition, a composite with a uniform distribution of Zn and Al reinforcing layers was produced after nine passes. The tensile strength of the composite increased from the first cycle to the third ARB cycle and then decreased from the fifth to the ninth ARB cycle. Finally, the best UTS (about 330MPa) and elongation (about 31.52%) values were obtained on the third and first pass, respectively. The results showed that CuZnAl shape memory alloy was successfully fabricated by the accumulative roll bonding process and next heat treatment. It was also found that the alloys treated at 900 $^{\circ}$ C and cooled in ice water consist of martensitic phase. Additionally, the alloy annealed at 900 $^{\circ}$ C for 15 minutes exhibited a good shape memory effect and strength (about 503MPa).

Keywords Accumulative Roll Bonding; Multilayer Composite; Heat Treatment; Shape Memory Effect; Shape Memory Alloys; Microstructure and Tensile Properties

¹Faculty of Materials Science & Engineering, Shiraz University of Technology, Shiraz, Iran

*Correspondence

Address: Faculty of Materials Science & Engineering, Shiraz University of Technology, Modarres Boulevard, Shiraz, Iran. Postal Code: 71551313.
Phone: -
Fax: -
m.tayyebi@sutech.ac.ir

Article History

Received: March 16, 2020

Accepted: June 09, 2020

ePublished: September 20, 2020

CITATION LINKS

[1] Shape memory ... [2] A review of shape memory alloy research ... [3] Introduction to shape memory ... [4] Fabrication of manganese-aluminum bronze ... [5] Accumulative roll bonding of multilayered Cu/Zn/Al: An evaluation ... [6] Microstructure and mechanical properties of Al/Cu/Mg laminated ... [7] Microstructure and mechanical properties of Tri ... [8] Fabrication of Al/Ni/Cu composite by accumulative ... [9] Comparison of nanostructured Al/B 4 C ... [10] Microstructure and mechanical properties ... [11] Influence of ARB technique on the microstructural ... [12] Manufacturing of high-strength multilayered composite ... [13] Thermodynamics and characterization of shape memory ... [14] The effect of post-quench aging on stabilization of martensite ... [15] Grain boundary engineering of Co-Ni-Al, Cu-Zn-Al, and ... [16] Shape memory effect, superelasticity and damping in Copper ... [17] Investigation of mechanical properties and microstructure ... [18] Recrystallization and related annealing ... [19] Evaluation of microstructure and mechanical ... [20] Characterizing the elastic and plastic properties of the multilayered Al/Brass ... [21] Role of shear strain in ultragrain refinement by ... [22] Nanostructuring of metals by severe plastic deformation ... [23] Investigation of structure and mechanical properties ... [24] Evaluation of mechanical properties and structure of multilayered ... [25] Nanostructuring of metals by severe plastic deformation Strength and ductility of microscale ... [26] Application of accumulative roll bonding and anodizing ... [27] Fracture toughness investigation of Al1050/Cu/MgAZ31ZB ... [28] A study of the two-way shape memory effect in Cu-Zn-Al ... [29] Effect of microstructure on dry sliding wear behaviour ... [30] The mechanical behavior and shape memory ...

بررسی خواص ریزساختاری و کششی آلیاژ حافظه‌دار CuZnAl تولیدشده با استفاده از فرآیند نورد تجمعی و عملیات حرارتی پس از آن

مهسا عوضزاده MSc

دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شیراز، شیراز، ایران

مرتضی علیزاده PhD

دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شیراز، شیراز، ایران

مسلم طیبی* MSc

دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شیراز، شیراز، ایران

چکیده

در پژوهش حاضر، کامپوزیت لایه‌ای Cu/Zn/Al با استفاده از ۹ پاس فرآیند نورد تجمعی فرآوری شد. پس از آن عملیات حرارتی در دماها (۷۵۰ تا ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد) و زمان‌های (۱۰ تا ۲۵ دقیقه) مختلف بر روی کامپوزیت‌های فرآوری به‌منظور تولید آلیاژ حافظه‌دار CuZnAl انجام شد. خواص ریزساختاری (کامپوزیت‌ها و آلیاژ) با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی و پراش‌سنجی اشعه ایکس مورد تحقیق قرار گرفت. خواص کششی و خاصیت حافظه‌داری کامپوزیت‌ها و آلیاژهای فرآوری‌شده با استفاده از آزمون کشش مورد بررسی قرار گرفت. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که ناپایداری‌های پلاستیک و باندهای برشی در لایه‌های مختلف کامپوزیت‌های فرآوری‌شده به‌وجود می‌آید. علاوه‌بر این، کامپوزیتی با توزیع یکنواختی از لایه‌های تقویت‌کننده روی و آلومینیوم بعد از ۹ پاس نورد تجمعی حاصل شد. استحکام کامپوزیت از پاس اول تا سوم افزایش و سپس از پاس پنجم تا نهم کاهش یافت. سرانجام بیشترین استحکام (۳۳۰ مگاپاسکال) و ازدیاد طول (۳۱/۵۲٪) به‌ترتیب در پاس‌های سوم و اول حاصل شد. نتایج نشان داد که آلیاژ حافظه‌دار CuZnAl به‌صورت موفقیت‌آمیزی با استفاده از فرآیند نورد تجمعی و عملیات حرارتی پس از آن حاصل می‌شود. همچنین مشاهده شد که آلیاژ عملیات حرارتی‌شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و سردشده در آب یخ شامل فاز مارتنزیت است. علاوه‌بر این، آلیاژ بازپخت‌شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۵ دقیقه حافظه‌داری خوب و استحکامی در حدود ۵۰۳ مگاپاسکال از خود نشان داد.

کلیدواژه‌ها: نورد تجمعی، کامپوزیت چندلایه، عملیات حرارتی، اثر حافظه‌داری، آلیاژ حافظه‌دار، خواص ریزساختاری و کششی

تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۱۲/۲۶

تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۰۳/۲۰

*نویسنده مسئول: m.tayyebi@sutech.ac.ir

مقدمه

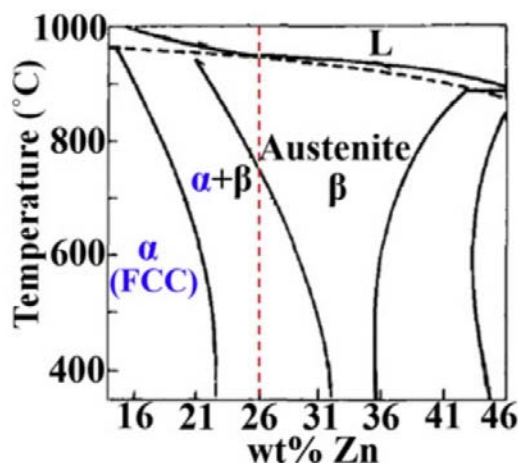
مواد محرک می‌توانند شکل، فرکانس طبیعی و مشخصات مکانیکی خود را در پاسخ به دما و یا میدان‌های الکترومغناطیسی تغییر دهند. امروزه پنج نوع ماده محرک شامل سرامیک‌های پیزوالکتریک، مواد مغناطیسی سخت، مایعات الکتروروئولوژیکال (Electrorheological)، مگنتورئولوژیکال (Magnetorheological) و آلیاژهای حافظه‌دار در صنعت استفاده می‌شوند [1, 2]. برخی از این مواد از زمره مواد هوشمند محرک هستند. مواد هوشمند در برابر محرک‌های خارجی اعمالی، تغییرات برگشت‌پذیری در شکل، رنگ و اندازه آنها صورت می‌گیرد و به‌عبارت دیگر آن دسته از موادی هستند که می‌توانند به

تغییرات محیط به بهترین شکل ممکن پاسخ داده و رفتار خود را نسبت به تغییرات تنظیم نمایند. دسته مهمی از این مواد، آلیاژهای حافظه‌دار هستند که قابلیت حفظ و برگشت به شکل اولیه خود را بعد از اعمال تنش دارند [2]. در واقع خاصیت حافظه‌داری آنها ناشی از برگشت‌پذیربودن استحاله مارتنزیتی در این آلیاژها است. آلیاژهای حافظه‌دار گروه جدیدی از مواد هستند که اگر با ترکیب شیمیایی مشخص تحت عملیات حرارتی مناسبی قرار گیرند، توانایی بازگشت به شکل یا اندازه از قبل تعیین‌شده را دارند. در واقع آلیاژهای حافظه‌دار این توانایی را دارند که اگر آنها تا دمایی بالای دمای ویژه‌ای گرم شوند، قادر به بازیابی شکل اولیه خود خواهند بود [1, 2].

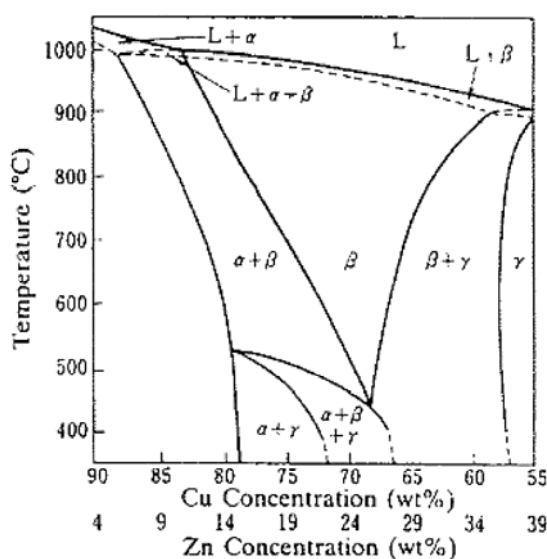
در سال‌های اخیر آلیاژهای حافظه‌دار به‌علت داشتن خواص منحصره‌فرد و برتر مورد توجه بسیاری از محققین قرار گرفته‌اند [2, 3]. آلیاژهای حافظه‌دار از قبیل آلیاژهای پایه مس، پایه آهن و نیکل-تیتانیوم پتانسیل تجاری‌شدن برای کاربردهای خاص را دارند [2, 3]. در بین آنها، آلیاژهای پایه مس بیشترین توجه را برای کاربردهای عملی به سبب هزینه کم و خواص حافظه‌داری خوب به خود جلب کرده است. علاوه‌بر این، دمای استحاله بالای این آلیاژها آنها را به گزینه مناسبی برای کاربرد آلیاژهای حافظه‌دار در دمای بالا تبدیل کرده است. این آلیاژها عمدتاً توسط روش‌های ریخته‌گری تحت خلا، متالورژی پودر تولید می‌شوند. به‌دلیل مشکلات ناشی از فرآیندهای ریخته‌گری و متالورژی پودر مانند به‌وجودآمدن عیوب و فازهای ترد و شکننده و همچنین گران‌قیمت‌بودن این روش‌ها به‌دلیل نیاز به تجهیزات خلا نیازمند روش جدید و ارزان‌قیمت به‌منظور برطرف‌کردن این مشکلات می‌باشیم [2, 3]. اخیراً علیزاده و دست‌نشان‌نژاد برای اولین بار آلیاژ حافظه‌دار 83Cu-12Al-5Mn را به‌صورت موفقیت با استفاده از نورد تجمعی و عملیات حرارتی مناسب بعد از آن فرآوری کردند. بررسی نتایج نشان داد که با عملیات حرارتی در دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه و سردکردن در آب یخ، آلیاژی با ساختار کاملاً مارتنزیتی حاصل می‌شود [4].

فرآیند نورد تجمعی یکی از روش‌های تغییر شکل پلاستیک شدید است که در سال‌های اخیر توجه بسیاری از محققان را به خود جذب کرده است. خواص مکانیکی و ریزساختاری کامپوزیت‌های لایه‌ای فراوانی که با استفاده از فرآیند نورد تجمعی تولید شده‌اند مورد بررسی قرار گرفته است که می‌توان به Cu/Zn/Al [5]، Al/Cu/Mg [6]، Al/Ti/Mg [7] و Al/Ni/Cu [8] اشاره کرد. اما پژوهش‌های اندکی در ارتباط با ساخت آلیاژ با این روش انجام شده است. روش نورد تجمعی و عملیات حرارتی پس از آن دارای چندین مزیت مانند عدم نیاز به تجهیزات گران‌قیمت، ارزان‌قیمت، دستیابی به ترکیبی همگن و یکنواخت از اجزای سازنده، تولید کامپوزیت‌ها و آلیاژهای فوق ریزدانه و نانو ساختار است [9-12]. هدف از پژوهش حاضر، ساخت آلیاژ حافظه‌دار CuZnAl با استفاده از فرآیند نورد تجمعی و عملیات حرارتی بعد از آن است.

محلول جامد تشکیل دهند^[13, 14]. نمودارهای ۱ و ۲ دیاگرام‌های فازي تعادلی دوتایی که از سیستم آلیاژی سه‌تایی Cu-Zn-Al برای ۴ و ۶ درصد وزنی Al مقطع زده شده است، را نشان می‌دهد. با توجه به این دو نمودار می‌توان محدوده دمایی برای تشکیل فاز آستنیت را مشخص کرد. که این محدوده دمایی برای ۴ و ۶ درصد وزنی آلومینیوم به‌ترتیب ۷۵۰ تا ۹۵۰ و ۵۰۰ تا ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد است. همان‌طور که مشاهده می‌شود درصد حجمی α در تعادل با β با کاهش دما، افزایش می‌یابد و با افزایش دما مقدار فاز α کمتر می‌شود. با افزایش دما و در محدوده دمایی ۷۵۰ تا ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد فقط فاز آستنیت وجود دارد که این محدوده در نمودارها مشخص شده است. فاز β با افزایش مقدار Al در دماهای بالا مستعد تجزیه به محلول جامد اولیه مس با ساختار FCC و γ (فاز مکعبی Cu₅Zn₈) است که این اتفاق در آلیاژ تولیدشده در پاس‌های اولیه فرآیند ARB به‌دلیل همگن‌نبودن ساختار و امکان تجمع Al در یک مکان مشاهده شده است^[1].



نمودار (۱) منحنی فازي سه‌تایی Cu-Zn-Al برای ۴ درصد وزنی آلومینیوم^[15]



نمودار (۲) منحنی فازي سه‌تایی Cu-Zn-Al برای ۶ درصد وزنی آلومینیوم^[16]

در این راستا ابتدا کامپوزیت‌های CuZnAl در پاس‌های مختلف با استفاده از فرآیند نورد تجمعی فرآوری شدند و سپس جهت تولید آلیاژ حافظه در دما و زمان مشخص مورد عملیات حرارتی قرار گرفتند. و در انتها خواص ریزساختاری، مکانیکی، حافظه‌داری کامپوزیت‌ها و آلیاژ فرآوری‌شده مورد بررسی قرار گرفت.

روش تحقیق

از ورق‌های خالص مس، روی و آلومینیوم با مشخصات مطابق جدول ۱ استفاده شد. به‌منظور ساخت کامپوزیت اولیه (پاس اول) از سه ورق مس، دو ورق آلومینیوم و دو ورق روی استفاده شد. در ابتدا ورق‌های اولیه تحت عملیات آماده‌سازی شامل چربی‌زدایی با استون و آب و صابون و سپس خشن‌کاری با استفاده از برس سیمی قرار گرفتند. ترتیب قرارگرفتن لایه‌ها به‌صورت Cu/Zn/Al/Cu/Zn/Al/Cu است. بعد از آماده‌سازی ورق‌ها، آنها روی همدیگر قرار گرفتند و با استفاده از سیم فولادی از ابتدا و انتها بسته شدند و تحت نورد با کاهش ضخامت اولیه ۶۸٪ در دمای اتاق قرار گرفتند. پس از آماده‌سازی پاس اول، کامپوزیت‌های تولیدشده در راستای طولی به‌صورت دو قسمت کاملاً برابر از وسط بریده شدند و آماده‌سازی سطحی انجام گرفت. سپس سطوح برس‌خورده روی هم قرار داده شدند و توسط سیم فولادی محکم بسته شدند و تحت کاهش ضخامت ۵۰٪ قرار گرفتند و این عملیات تا ۹ مرحله تکرار شد.

جدول (۱) خصوصیات مواد اولیه

پارامتر	ماده		
	مس	آلومینیوم	روی
ضخامت	۰/۷	۰/۵	۰/۲
ابعاد اولیه (mm)	۱۰	۱۰	۱۰
طول	۱۰	۱۰	۱۰
عرض	۱۰	۱۰	۱۰
ازدیاد طول (%)	۷۹/۶	۵۲	۵۳/۷
بیشترین استحکام کششی (MPa)	۲۳۱/۶	۱۰۰	۱۶۷/۴

پس از آماده‌سازی کامپوزیت‌ها به‌منظور تولید آلیاژ حافظه‌دار، در دما و زمان‌های مختلف تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند. در این مرحله به‌منظور دستیابی به آلیاژ حافظه‌دار CuZnAl از نمونه‌های کامپوزیتی تولیدشده با ۹ پاس فرآیند نورد تجمعی به سبب توزیع لایه‌های بهتر نسبت به پاس‌های قبلی استفاده شد و عملیات حرارتی در محدوده دمایی ۷۵۰ تا ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد و محدوده زمانی ۱۰ تا ۳۰ دقیقه انجام شد و سپس نمونه‌ها در آب یخ آب‌دهی شدند.

مطابق نمودارهای فازي Cu-Al و Cu-Zn انحلال‌پذیری آلومینیوم جامد در مس تقریباً ۱۸ درصد مولی و برای روی (Zn) بالای ۳۰ درصد مولی است. پس منطقی به نظر می‌رسد که در ترکیب ۶۹Cu-۲۶Zn-۵Al، روی و آلومینیوم (Al) در مس (Cu) حل شوند و

به دلیل تشکیل دیگر فازها (فازهای ثانویه) به همراه فاز مارتنزیت در دماهای کمتر از ۹۰۰ درجه سانتیگراد نمونه‌ها در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد مورد عملیات حرارتی قرار گرفتند و این دما به عنوان دمای بهینه به دست آمد.

به منظور بررسی خواص ریزساختاری و مقطع شکست نمونه‌های کامپوزیتی و آلیاژ فرآوری شده از میکروسکوپ الکترونی روبشی و آنالیز پراش پرتو ایکس استفاده شد. همچنین برای بررسی خواص مکانیکی کامپوزیت و آلیاژ حافظه‌دار تولید شده توسط فرآیند نورد جمعی آزمایش کشش در دمای محیط با نرخ کرنش $10^{-3} \times 8/3$ بر ثانیه توسط دستگاه کشش انجام شد. نمونه‌های آزمون کشش با طول و عرض ۵ و ۵/۱ سانتی‌متر مطابق با استاندارد JIS Z2201 در جهت طولی نمونه‌های نورد جمعی شده، توسط دستگاه وایرکات برش داده شدند. میزان درصد افزایش طول از اختلاف طول سنجه قبل و بعد از انجام آزمایش به دست آمد. آزمایش کشش روی نمونه‌های تولید در پاس‌های فرد انجام شد. آزمون حافظه‌داری نیز توسط دستگاه کشش انجام شد. در این آزمایش برای تعیین اثر حافظه‌داری تا زمانی که مقدار کرنش به ۶٪ برسد، نمونه‌ها تحت تنش قرار گرفتند و سپس باربرداری انجام شد.

نتایج و بحث

بررسی خواص ریزساختاری کامپوزیت‌های فرآوری شده

نحوه تغییرات لایه‌های تشکیل دهنده کامپوزیت‌های فرآوری شده با فرآیند نورد جمعی در پاس‌های فرد، با استفاده از تصاویر SEM در شکل ۱ نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود با افزایش تعداد پاس‌ها به ترتیب ضخامت و تعداد لایه‌ها کاهش و افزایش یافته‌اند. نتایج نشان می‌دهد که لایه‌ها با افزایش کرنش از حالت صاف به حالت موجی تبدیل شده‌اند و ناپایداری‌های پلاستیک و بی‌نظمی‌های موجود در فصل مشترک‌ها و لایه‌ها از پاس سوم به بعد کاملاً مشهود است [6, 11].

به وضوح سه پدیده گلوپی، شکست و باندهای برشی با افزایش تعداد پاس‌های نورد جمعی قابل رویت است (شکل‌های a-1 و b-1). گلوپی شدن ابتدا در لایه‌های مس نسبت به دو لایه دیگر زودتر رخ داده است زیرا مس دارای توان کارسختی بیشتری نسبت به دو لایه دیگر است به همین سبب مس دچار تغییر شکل بیشتری می‌شود. همچنین هر چه کسر حجمی فاز سخت (مس) بیشتر باشد میزان گلوپی شدن و شکست در این لایه کمتر می‌شود [10, 11, 17].

مطالعات نشان داده است که توسعه ناپایداری‌های پلاستیک در فاز سخت به سبب شکست برشی دیگر لایه‌های موجود در کامپوزیت‌های لایه‌ای توسط باندهای برشی ایجاد شده است. باندهای برشی مناطق محدودی از ماده هستند که به شدت کرنش یافته‌اند و معمولاً در زاویه حدود ۳۵ درجه از صفحه نورد واقع شده‌اند (شکل ۱-d).

این باندها نتیجه غیریکنواختی کرنش ناشی از ناپایداری‌های پلاستیک در حین نورد است و تشکیل آنها به شدت به شرایط تغییر شکل، نوع بافت تغییر شکل، ترکیب شیمیایی و ریزساختار ماده وابسته است. باندهای برشی توسط تجمع کرنش با افزایش تعداد پاس در فصل مشترک لایه‌های مختلف است [18, 19].

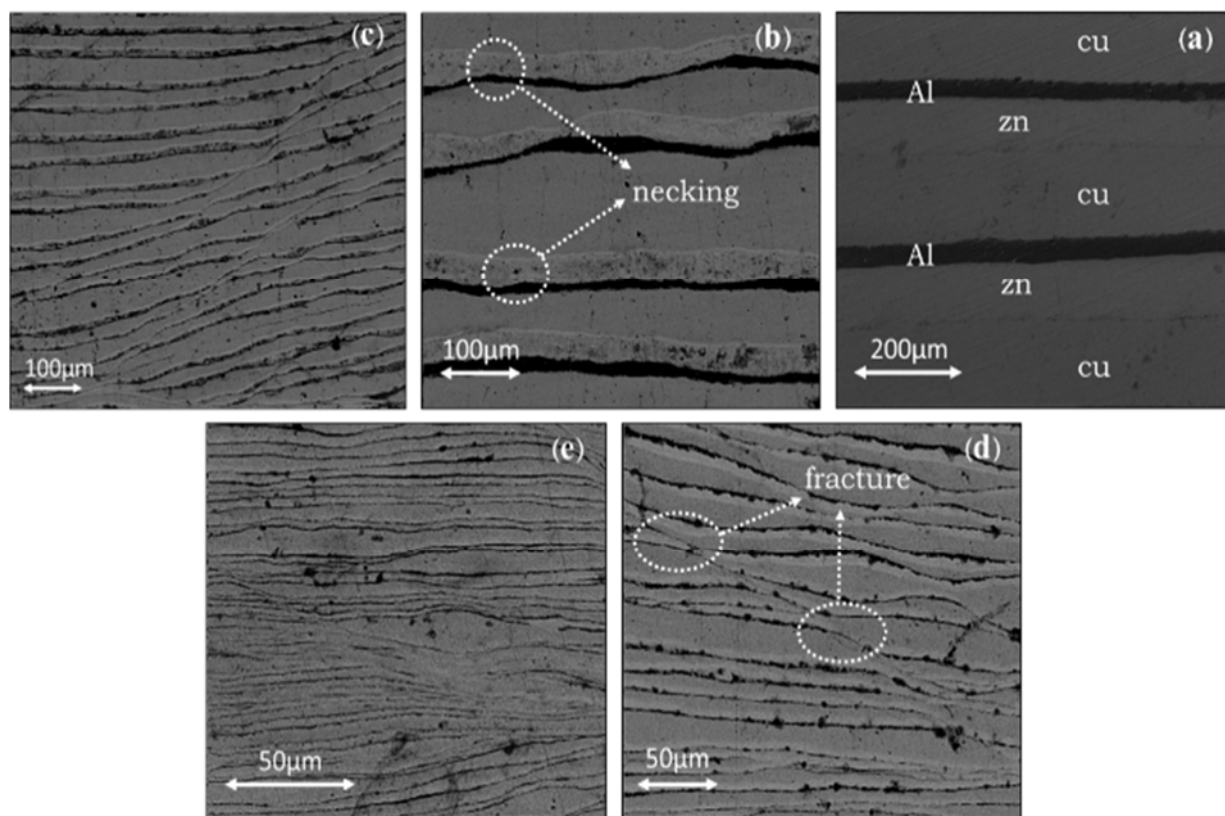
با افزایش تعداد پاس‌ها و تجمع کرنش، باندهای برشی ایجاد شده در لایه‌ها افزایش یافت و لایه‌های مس باریک‌تر شدند. بنابراین تکه‌تکه شدن و شکست لایه مس نسبت به دو لایه دیگر بیشتر می‌شود که این مشاهدات با دیگر پژوهش‌های انجام شده مطابقت دارند. پاس‌های انتهایی دارای توزیع بهتری از لایه‌ها نسبت به پاس‌های انتهایی هستند که این امر را می‌توان به نسبت پایین ضخامت آلومینیوم و روی به مس دانست. زیرا مقدار ناپایداری‌های پلاستیک در این دو لایه بیشتر بوده است و در زمینه توزیع شده‌اند (شکل ۱-c) [10, 20].

الگوی پراش اشعه ایکس و اندازه کریستالیت زمینه مس محاسبه شده با استفاده از روش ویلیامسون- هال نمونه‌های کامپوزیتی فرآوری شده در چرخه‌های مختلف فرآیند نورد جمعی در نمودار ۳ نشان داده شده است. مطابق نمودار فقط پیک‌های عناصر خالص Cu، Al و Zn مشاهده می‌شود زیرا فرآیند نورد جمعی در دمای اتاق انجام شده است و این دما برای انجام واکنش شیمیایی بین لایه‌ها کافی نیست. با استفاده از پیک‌های مشخصه عنصر مس در الگوی پراش اشعه ایکس کامپوزیت‌ها در پاس‌های مختلف، اندازه بلورک زمینه مس تعیین شد. مطالعات نشان داده است که پهنای پیک به اندازه دانه و شدت پیک به کرنش‌های شبکه مربوط می‌شود. اندازه بلورک زمینه مس در پاس‌های یک، ۵ و ۹ از روی رابطه ویلیامسون- هال و همچنین شیب نمودار $\beta \cos \theta$ برحسب $\sin \theta$ به ترتیب ۱۱۰، ۵۸ و ۳۹ نانومتر به دست آمد. این داده‌ها نشان می‌دهد که فرآیند نورد جمعی به طور موفقیت آمیزی یک کامپوزیت فوق ریزدانه در چرخه نهم ایجاد کرده است [12].

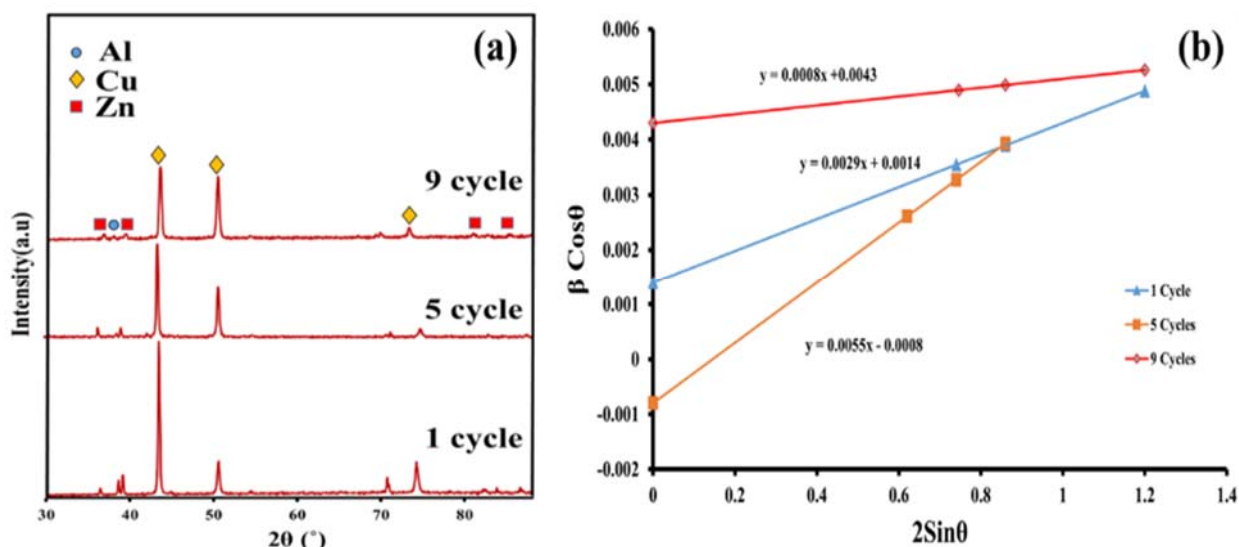
از مکانیزم‌های غالب ریزدانه شدن در فلزات با انرژی نقص چیده شدن کم (مس) و متوسط (روی) تبلور مجدد پیوسته است و در فلزات با انرژی نقص در چیدن بالا (آلومینیوم) تقسیم شدن دانه‌ها است. تبلور مجدد پیوسته شامل تشکیل مرزهای زاویه زیاد است [21]. حرکت جزیی مرزها در حین تغییر شکل باعث ایجاد ساختار دانه ریز شامل بلورهایی که توسط مرزهای زاویه زیاد احاطه شده‌اند می‌شود. چنین ریزساختاری، شبیه به ریزساختار حاصل از تبلور مجدد متداول است اما از آنجایی که جوانه زنی و رشد قابل توجهی در مورد دانه‌های تبلور مجدد یافته اتفاق نمی‌افتد و ریزساختار در سراسر نمونه نسبتاً همگن است، می‌توان چنین فرآیندی را به صورت تبلور مجدد پیوسته در نظر گرفت و این فرآیند به وسیله انرژی الاستیک ذخیره شده، فعال می‌شود. مکانیزم تقسیم شدن دانه‌ها توسط تقسیم شدن دانه‌های درشت اولیه توسط

تشکیل می‌شود. تفاوت در تکامل ریزساختاری لایه‌های موجود در کامپوزیت فرآوری‌شده به اختلاف در انرژی نقص در چینش این لایه‌ها برمی‌گردد. انرژی نقص در چینش تعیین‌کننده میزان تفکیک نابه‌جایی‌های واحد به نابه‌جایی‌هایی جزئی است. این تفکیک با کم‌شدن انرژی نقص در چینش و ممانعت از لغزش، لغزش متقاطع و صعود نابه‌جایی‌هایی که مکانیزم‌های مهم در بازیابی هستند، افزایش می‌یابد. انرژی نقص در چینش آلومینیوم، مس و روی به ترتیب ۱۶۶، ۷۸ و ۱۴۰ است [10, 21, 22].

مرزهای بزرگ زاویه رخ می‌دهد. این مکانیزم توسط تئوری متداول نابه‌جایی بیان می‌شود. این تئوری بیان می‌کند که در مراحل اولیه تغییر شکل، چگالی بالایی از نابه‌جایی‌ها تولید می‌شود که منجر به تشکیل ساختار درون دانه‌ای شامل سلول‌ها با دیواره‌های سلولی ضخیم و زوایای بدآرایی کم می‌شود. همان‌طور که کرنش افزایش پیدا می‌کند، ضخامت دیواره‌های سلولی کاهش می‌یابد [22]. این دیواره‌ها در مرزدانه‌ها به وجود می‌آیند و نهایتاً چیدمانی از دانه‌های فوق ریز با مرزدانه‌های غیرتعادلی زاویه زیاد



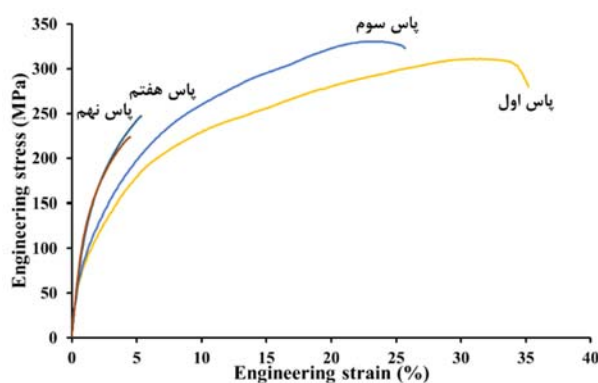
شکل ۱) ریزساختار کامپوزیت‌های لایه‌ای Cu/Zn/Al فرآوری‌شده با نورد تجمعی: (a) پاس اول، (b) پاس سوم، (c) پاس پنجم، (d) پاس هفتم، (e) پاس نهم



نمودار ۳) (a) الگوی پراش اشعه ایکس، (b) منحنی ویلیامسون-هال کامپوزیت لایه‌ای Cu/Zn/Al تولیدشده با استفاده از یک، ۵ و ۹ چرخه فرآیند نورد تجمعی

خواص مکانیکی کامپوزیت‌های فرآوری‌شده

منحنی تنش- کرنش مهندسی کامپوزیت‌های لایه‌ای فرآوری‌شده در پاس‌های فرد فرآیند نورد تجمعی در نمودار ۴ نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می‌شود استحکام و ازدیاد طول با افزایش تعداد پاس‌های نورد تجمعی کاهش یافته است. استحکام در پاس اول ۳۱۱ مگاپاسکال است و در پاس سوم به ماکزیمم مقدار خود یعنی ۳۳۰/۳ مگاپاسکال رسید و در پاس‌های بعدی اُفت پیدا کرد. استحکام و ازدیاد طول کامپوزیت در پاس اول فرآیند نورد تجمعی حدود ۱/۴ و ۷/۷۲ برابر استحکام و ازدیاد طول در پاس نهم است.



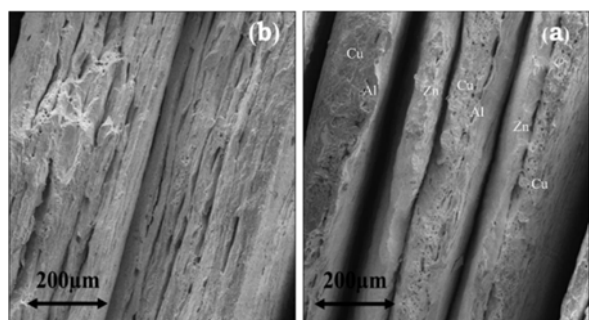
نمودار (۴) منحنی تنش- کرنش کامپوزیت‌های لایه‌ای Cu/Zn/Al فرآوری‌شده در پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی

در کامپوزیت‌های متشکل از چندلایه فرآوری‌شده با نورد تجمعی، لایه‌های فلزی در مراحل اولیه به‌صورت کشیده درمی‌آیند سپس به تکه‌های کوچک‌تری تبدیل می‌شوند و توزیع یکنواختی از آنها در مراحل آخر ایجاد می‌شود و موجب افزایش استحکام به‌صورت پیوسته می‌شود. علاوه بر این افزایش تعداد فصل مشترک‌ها در ساختار لایه‌ای کامپوزیت Cu/Zn/Al نیز باعث استحکام‌بخشی می‌شود. زیرا فصل مشترک بین اجزا سازنده می‌تواند به‌عنوان یک مانع برای حرکت ناب‌جایی‌ها باشد^[10]. از پاس سوم تا پاس نهم استحکام کاهش یافته است که این کاهش استحکام با پژوهش‌های قبلی انجام‌شده نیز مطابقت دارد. اُفت استحکام را می‌توان به گلوپی‌شدن بیشتر لایه‌های مس در پاس‌های بالاتر نسبت داد چون لایه‌ها پس از پاس سوم به‌طور قابل توجهی دچار گلوپی می‌شوند. استحکامی که لایه‌های مس گلوپی‌شده برای تحمل بار و مقاومت در برابر تغییر شکل‌دادن دارند، به اندازه کافی نیست و همچنین تشکیل ترک‌های ریز نیز در فصل مشترک‌ها باعث اُفت استحکام می‌شوند.

همچنین مشاهده می‌شود که ازدیاد طول به‌صورت پیوسته از پاس ابتدایی تا انتهای اُفت پیدا کرده است. اُفت ازدیاد طول از پاس ابتدایی تا پاس انتهایی را می‌توان به کرنش سختی و همچنین گلوپی‌شدن لایه‌های مس نسبت داد.

شکست نگاری کامپوزیت‌های فرآوری‌شده

مقطع شکست کامپوزیت‌های فرآوری‌شده در پاس اول و نهم نورد تجمعی و بعد از آزمون کشش در شکل ۲ نشان داده شده است. نوع شکست در نمونه‌های نورد تجمعی‌شده مخلوطی از شکست نرم و ترد است. وجود دیمل‌ها در لایه‌های آلومینیوم و مس در پاس اول نشان‌دهنده شکست نرم است (شکل ۲- a). ویژگی شکست نرم این است که حین آزمون کشش، ابتدا گلوپی‌شدن و نازک‌شدن موضعی و ایجاد حفره‌های ریز در قسمت گلوپی ایجاد می‌شود، سپس حفره‌ها به یکدیگر متصل می‌شوند تا اینکه به حد یک ترک ریز برسند و ترک آرام‌آرام رشد کند تا پارگی و شکست نهایی رخ دهد. نوع شکست لایه‌های آلومینیوم و مس در پاس اول از نوع نرم و با افزایش مقدار کرنش اعمالی (پاس نهم) ترد می‌شود (شکل ۲- b). در صورتی که بر روی تمامی پاس‌ها شکست ترد دارد.



شکل (۲) سطوح شکست کامپوزیت‌های لایه‌ای Cu/Zn/Al بعد از پاس‌های: (a) پاس اول، (b) پاس نهم

طبق گزارشات قبلی، افزایش استحکام حین نورد تجمعی به دو مکانیزم کارسختی و تشکیل دانه‌های فوق ریز نسبت داده شده است که در پاس‌های ابتدایی ARB مکانیزم کارسختی نقش مهمی را در استحکام بخشی ایفا می‌کند^[6, 11, 12]. اگر چه با افزایش تعداد پاس‌های ARB نقش این مکانیزم به‌تدریج کم شده و استحکام بخشی عمدتاً از طریق اصلاح دانه‌ها و تشکیل دانه‌های فوق ریز انجام شود. در پاس‌های ابتدایی دانه‌های درشت اولیه در اثر تغییر شکل پلاستیک به چند دانه کوچک‌تر تقسیم می‌شوند به‌صورتی که شمار زیادی ناب‌جایی در ساختار به‌وجود می‌آید. با افزایش تعداد پاس‌ها چگالی ناب‌جایی‌ها افزایش می‌یابد و دانه‌های فرعی تشکیل می‌شود که دانه‌های به‌وجودآمده دارای مرزهایی با زاویه کم هستند و در مراحل بعدی این مرزهای کم‌زاویه به مرزهای بزرگ‌زاویه تبدیل می‌شوند و نهایتاً ساختاری فوق ریزدانه به‌وجود می‌آید. همچنین مکانیزم دیگری که در افزایش استحکام نقش دارد حضور ذرات سخت تقویت‌کننده در کامپوزیت است^[5, 8, 23, 24]. براساس قانون اختلاف فازها، استحکام کششی کامپوزیت‌های چندلایه به‌وسیله تنش سیلان فازهای تشکیل‌دهنده کامپوزیت با حفظ پیوستگی و عدم انفصال لایه‌ها محاسبه می‌شود. اما در برخی تحقیقات صورت‌گرفته بر روی کامپوزیت‌های لایه‌ای متشکل از چند فلز مختلف مشاهده شده است که انفصال لایه‌ها حین نورد تجمعی موجب اُفت استحکام کششی شده است^[5, 25, 26].

است، نفوذ بین اجزا برای تشکیل فاز β کافی نبوده و پس از سردکردن نمونه فازهای مجزا در تصاویر دیده می‌شود. با افزایش دما تا ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و سردکردن در آب یخ ریزساختار تغییر می‌کند و ساختار شامل صفحات مارتنزیتی خیلی ظریف است (شکل ۳- d). عملیات حرارتی در دماهای بالاتر منجر به درشت‌شدن دانه‌ها می‌شود (شکل ۳- e).

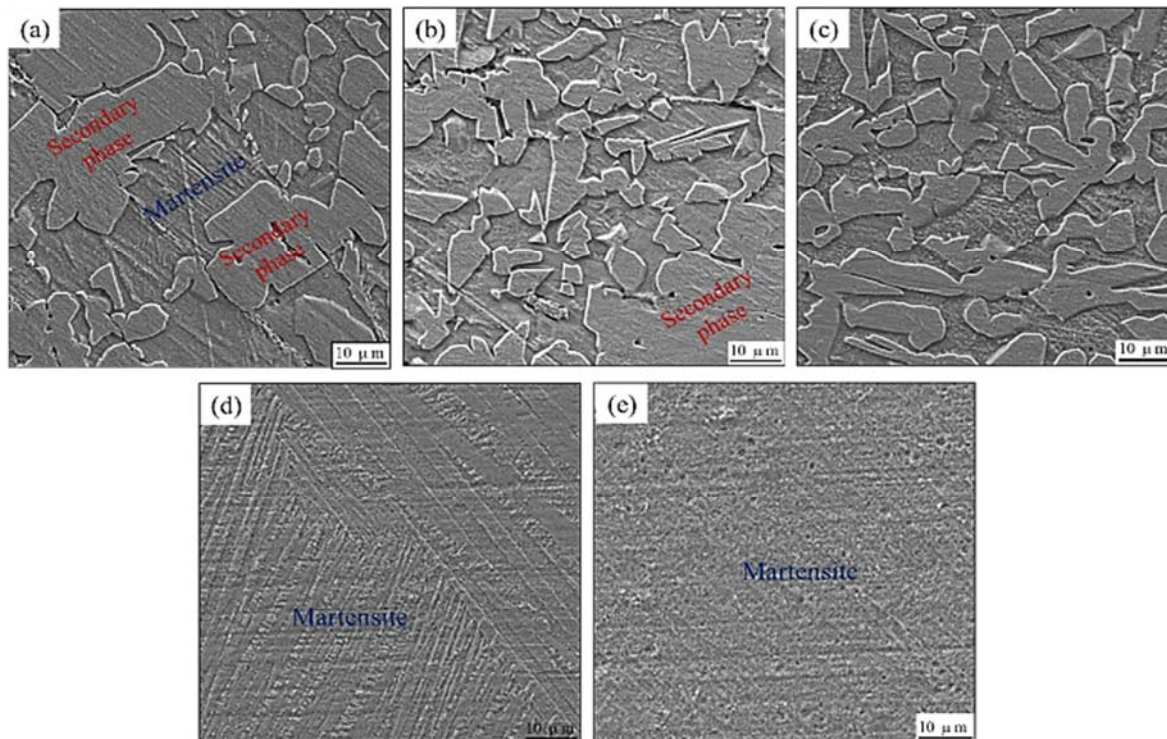
پس از مشخص‌شدن دمای مناسب عملیات حرارتی، عملیات حرارتی در زمان‌های مناسب (۱۰، ۱۵، ۲۰ و ۲۵ دقیقه) در دمای انتخاب‌شده (۹۰۰ درجه سانتی‌گراد) برای به‌دست‌آوردن زمان بهینه انجام شد. نتایج حاصل در شکل ۴ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، زمان ۱۵ دقیقه زمان بهینه است و در این زمان ساختار به‌طور کامل مارتنزیتی است. با کاهش یا افزایش زمان نسبت به ۱۵ دقیقه فاز ثانویه همراه فاز مارتنزیت دیده می‌شود. سایر آزمون‌ها در دما و زمان انتخاب‌شده (۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و ۱۵ دقیقه) انجام گرفت.

به‌منظور تشخیص فازهای ایجادشده در ریزساختار، آنالیز پراش پرتو ایکس بر روی نمونه‌های آلیاژی تولیدشده در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۱۵ دقیقه و سردشده در آب یخ در چرخه‌های یک، ۵ و ۹ انجام شد و نتایج آن در نمودار ۵ آورده شده است. مشاهده می‌شود که در ساختار آلیاژ تولیدشده در چرخه اول به‌خاطر ناهمگن‌بودن و امکان تجمع Al در یک محل، پس از سردشدن فازهای Cu_3Al و Cu_5Zn_8 و مقداری مس رسوب‌کرده مشاهده می‌شود. با افزایش تعداد این چرخه‌ها مشاهده می‌شود که این فازها حضور ندارند و مارتنزیت همراه محلول جامد غنی از مس در ساختار وجود دارد [28].

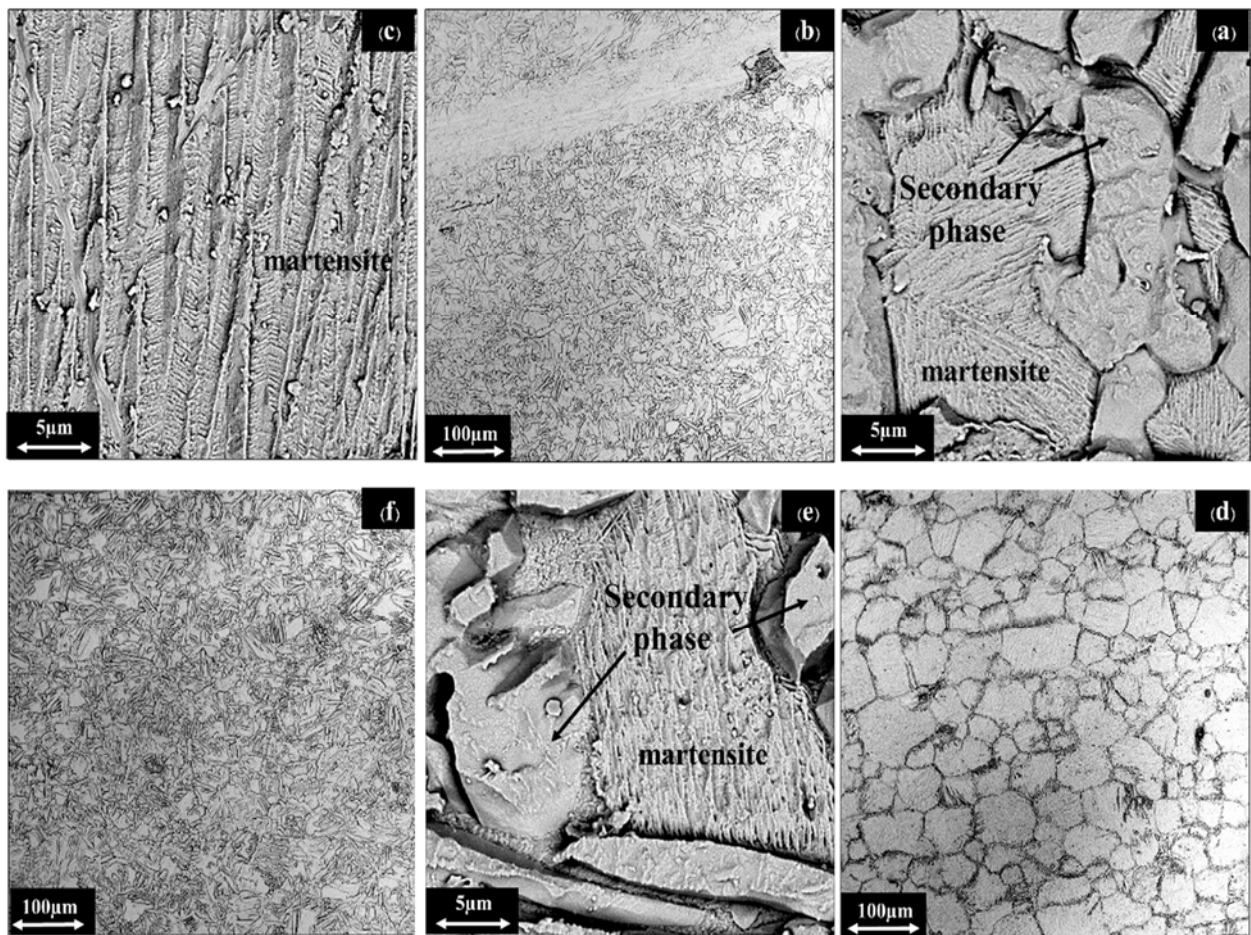
با افزایش تعداد پاس‌ها، تغییر فرم و گلوپی‌شدن کاهش می‌یابد و مکانیزم شکست تغییر پیدا می‌کند که به سبب تغییر در اندازه و عمق دی‌مپل‌ها است. همچنین مشاهده می‌شود با افزایش کرنش اعمالی، کیفیت اتصال بین لایه‌ها بهبود می‌یابد. در پاس‌های بالاتر تا حدی تشخیص لایه‌های جداگانه و حالت شکست سخت است. چون با افزایش تعداد پاس‌ها، تعداد لایه‌ها بیشتر و ضخامت آنها کمتر می‌شود. مطابق شکل ۲ ازدیاد طول از پاسی به پاس دیگر کاهش یافته است که می‌توان این موضوع را نیز تأکیدی بر تبدیل شکست نرم به ترد با افزایش کرنش اعمالی دانست [10-12, 27].

عملیات حرارتی نمونه‌های کامپوزیتی فرآوری‌شده به‌منظور دستیابی به آلیاژ حافظه‌دار CuZnAl

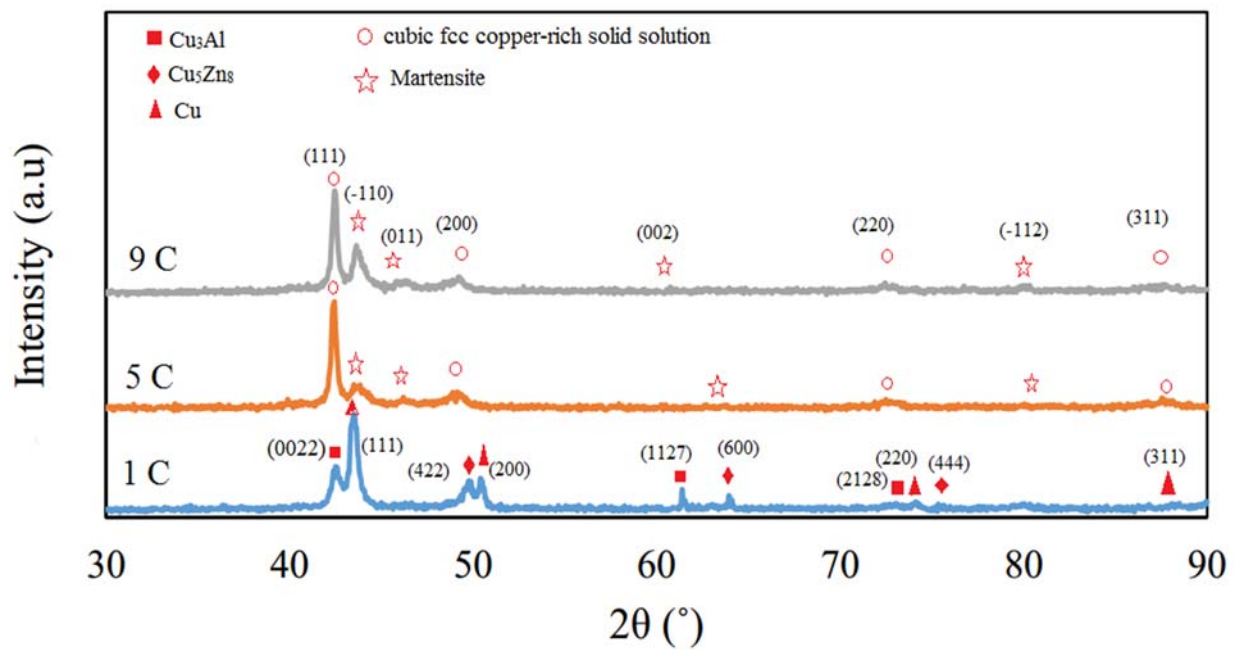
به‌منظور تولید آلیاژ حافظه‌دار از نمونه کامپوزیتی، عملیات حرارتی بر روی نمونه‌های کامپوزیتی تولیدشده با ۹ چرخه نورد تجمعی انجام شد. تصاویر SEM نمونه‌های عملیات حرارتی‌شده در دماهای ۷۵۰، ۸۰۰، ۸۵۰، ۹۰۰ و ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه و سپس آب‌دهی در آب یخ در دو بزرگ‌نمایی مختلف، در شکل ۳ نشان داده شده است. مطابق این شکل، با عملیات حرارتی نمونه‌ها در دماهای کمتر از ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و سپس سردکردن در آب یخ، دو فاز مجزا در ساختار به‌وجود می‌آید که فاز ثانویه (همراه فاز مارتنزیت) در ریزساختار به‌دلیل ساختار غیرهمگنی که در شرایط عملیات حرارتی نامناسب ایجاد شده است. در دماهای کمتر از ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد نفوذ بین اجزا اولیه کامل انجام نمی‌شود و ساختار همگن نیست. در حقیقت چون عملیات حرارتی در دمای پایین‌تر از حد لازم برای تشکیل فاز آستنیت انجام شده



شکل ۳) تصاویر ریزساختاری آلیاژ تولیدشده بعد از ۹ پاس نورد تجمعی و عملیات حرارتی پس از آن در زمان ۱۵ دقیقه و دماهای مختلف: (a) ۷۵۰، (b) ۸۰۰، (c) ۸۵۰، (d) ۹۰۰، (e) ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد

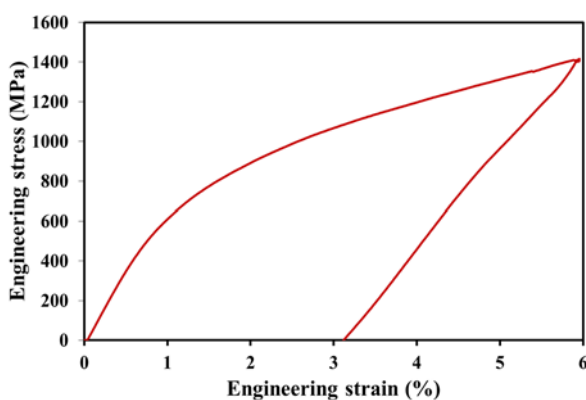


شکل ۴) تصاویر ریزساختاری آلیاژ تولیدشده بعد از ۹ پاس نورد تجمعی و عملیات حرارتی پس از آن در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد و زمان-های مختلف: a,b: ۱۰ دقیقه، c,d: ۱۵ دقیقه و e,f: ۲۵ دقیقه



نمودار ۵) الگوی پراش اشعه ایکس آلیاژ تولیدشده با عملیات حرارتی در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد و مدت زمان ۱۵ دقیقه در پاس‌های مختلف نورد تجمعی

مرحله اول، آلیاژ تا کرنش اولیه که در نظر گرفته شد، تحت تنش قرار گرفت. با رسیدن مقدار کرنش به ۶٪ باربرداری انجام شد که با انجام این کار مقداری کرنش باقی‌مانده در نمونه به‌وجود آمد که به‌علت حضور مارتنزیت و همچنین موم‌سانی (Plasticity) است. با حرارت‌دادن نمونه تا دمای بالاتر از دمای تشکیل آستنیت (۲۰۰ درجه سانتی‌گراد) مقدار کرنش باقی‌مانده، بازیابی شد. با توجه به نمودار می‌توان مقدار کرنش بازیابی‌شده، مقدار کرنش باقی‌مانده و نسبت بازیابی شکل در آلیاژ حافظه‌دار تولیدشده را مشخص کرد. از آنجایی که مقدار پیش کرنش ۶٪ بوده، مقدار کرنش باقی‌مانده و مقدار کرنش بازیابی‌شده به‌ترتیب ۳/۱ و ۲/۹٪ است. نسبت بازیابی شکل تقریباً ۴۸٪ است که نشان‌دهنده اثر حافظه‌داری خوب در آلیاژ تولید شده است [28].



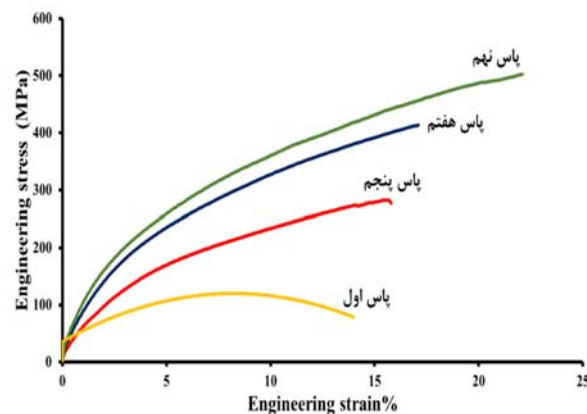
نمودار ۷) منحنی تنش-کرنش به‌دست‌آمده از بازگرداری-باربرداری تا کرنش ۶٪ آلیاژ عملیات حرارتی‌شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان ۱۵ دقیقه

بررسی تغییرات ریزساختاری و ساختاری کامپوزیت Cu/Zn/Al

پس از آزمون کشش آلیاژ تولیدشده در پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی، سطح مقطع شکست مورد بررسی قرار گرفت. تصاویر SEM سطح شکست نمونه‌های آلیاژی تولیدشده توسط فرآیند نورد تجمعی و عملیات حرارتی پس از آن در پاس‌های مختلف، در شکل ۵ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود سطح مقطع شکست نمونه‌های آلیاژی نشان می‌دهد در سطح نمونه آلیاژی تولیدشده در پاس اول فرآیند نورد تجمعی دیپل‌ها و سطوح تختی مشاهده می‌شود که نشان‌دهنده وقوع شکست نرم و ترد در این آلیاژ است. آلیاژ در پاس اول در زمان ۱۵ دقیقه فرصت کافی برای همگن‌شدن ندارد و شکستن نرم در مس و آلومینیوم و شکست ترد در روی رخ می‌دهد (شکل ۵- a). با افزایش تعداد پاس نورد تجمعی و عملیات حرارتی ساختار همگن‌تر شده و همچنین با توجه به شکل ۴ و ازدیاد طول در پاس‌های انتهایی است. بنابراین وقوع شکست نرم در آلیاژ تولیدی در پاس‌های بالاتر نورد تجمعی امری طبیعی است (شکل ۵- c).

خواص مکانیکی آلیاژهای فرآوری‌شده با نورد تجمعی و عملیات حرارتی

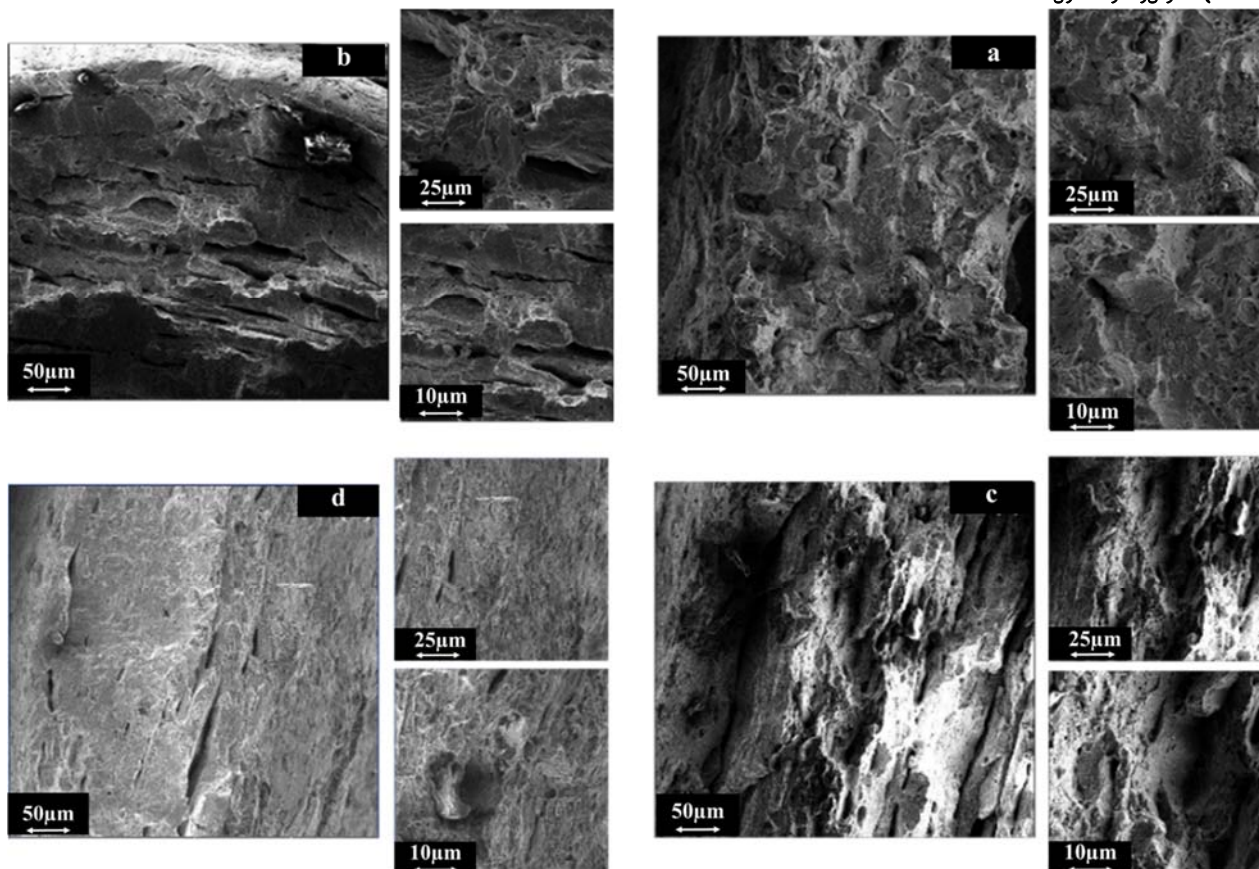
منحنی تنش-کرنش مهندسی آلیاژ حافظه‌دار تولیدشده توسط فرآیند نورد تجمعی و عملیات حرارتی در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۵ دقیقه در پاس‌های مختلف در نمودار ۶ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود استحکام کششی به‌طور قابل توجهی با افزایش کرنش اعمالی، افزایش یافته است. استحکام در آلیاژ تولیدی پاس اول، ۱۲۹/۸ مگاپاسکال است که به ماکزیمم خود ۵۰۳ مگاپاسکال در آلیاژ پاس نهم رسید و تقریباً ۹ برابر پاس اول است. همان‌طور که شرح داده شد، فرآیند نورد تجمعی باعث ریزشیدن اندازه بلور می‌شود و با افزایش تعداد پاس‌ها اندازه دانه کاهش می‌یابد. انجام عملیات حرارتی پس از فرآیند نورد تجمعی باعث رشد دانه‌ها نسبت به حالت کامپوزیت می‌شود اما این اندازه دانه در آلیاژ تولیدی در پاس نهم فرآیند نورد تجمعی باز هم کمتر از اندازه دانه در آلیاژ تولیدی در پاس اول است [29]. مقدار استحکام کششی نهایی برای آلیاژ حافظه‌دار CuZnAl تولیدشده توسط روش ریخته‌گری تقریباً ۴۰۰ مگاپاسکال گزارش شده است. در صورتی که برای آلیاژ تولیدی توسط نورد تجمعی و عملیات حرارتی پس از آن این مقدار ۵۰۳ مگاپاسکال شده است که این موضوع را می‌توان به ریزبودن دانه‌ها نسبت به آلیاژ تولیدی نسبت به روش ریخته‌گری نسبت داد [30].



نمودار ۶) منحنی تنش-کرنش آلیاژهای فرآوری‌شده بعد از عملیات حرارتی در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۱۵ دقیقه در پاس‌های مختلف فرآیند نورد تجمعی

بررسی اثر حافظه‌داری آلیاژ CuZnAl تولیدشده

نمودار تنش-کرنش مربوط به حافظه‌داری نمونه آلیاژی در پاس نهم فرآیند نورد تجمعی پس از عملیات حرارتی در دمای ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۱۵ دقیقه، در نمودار ۷ نشان داده شده است. آزمون کشش با در نظرگرفتن مقدار کرنش اولیه تقریباً ۶٪ برای آلیاژ تولیدشده در پاس نهم فرآیند نورد تجمعی انجام شد. در



شکل ۵) مقطع شکست آلیاژهای فرآوری شده بعد از عملیات حرارتی در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد و زمان ۱۵ دقیقه: (a) بعد از پاس اول، (b) بعد از پاس پنجم، (c) بعد از پاس هفتم، (d) بعد از پاس نهم

نتیجه گیری

ابتدا کامپوزیت لایه‌ای Cu/Zn/Al در ۹ مرحله فرآیند نورد تجمعی تولید شد و سپس با استفاده از عملیات حرارتی مناسب کامپوزیت‌های فرآوری شده در پاس نهم به آلیاژ حافظه‌دار تبدیل شدند و خواص مکانیکی، ریزساختاری و حافظه‌داری کامپوزیت‌ها و آلیاژ تولیدشده مورد بررسی قرار گرفت که برجسته‌ترین نتایج به شرح زیر است:

- ۱- با افزایش تعداد پاس نورد تجمعی تا پاس سوم پیوستگی لایه‌ها حفظ شد. گلوپی شدن در لایه‌های مس پس از چرخه سوم شروع شد و در لایه‌های آلومینیوم و روی باند برشی در زاویه ۳۵ درجه به وجود آمد و در نهایت بعد از ۹ پاس کامپوزیت زمینه مس با توزیع همگنی از عناصر تشکیل دهنده حاصل شد.
- ۲- استحکام کششی تا پاس سوم افزایش یافت و به ماکزیمم مقدار ۳۳۰/۳ مگاپاسکال رسید و بعد از آن تا پاس نهم کاهش یافت همچنین ازدیاد طول با افزایش تعداد پاس کاهش یافت.
- ۳- حالت شکست در لایه‌های آلومینیوم و مس در مراحل اولیه شکست نرم است و با افزایش تعداد پاس‌ها ترد شده است و شکست لایه روی در همه لایه‌ها و در تمامی پاس‌ها به صورت ترد است.

۴- عملیات حرارتی مناسب و زمان کافی (۹۰۰ درجه سانتی گراد و ۱۵ دقیقه) نمونه‌های کامپوزیتی تولیدشده توسط فرآیند نورد

تجمعی باعث تشکیل آلیاژی با ساختار تک‌فاز می‌شود که با سرد کردن در آب یخ استحاله مارتنزیتی رخ می‌دهد و ساختاری سوزنی شکل (مارتنزیت) حاصل می‌شود.

۵- با انجام آزمون حافظه‌داری مشخص شد که آلیاژ تولید شده ۴۸٪ بازیابی شکل دارد که نشان دهنده اثر خوب حافظه‌داری آلیاژ تولیدشده است.

۶- آلیاژ حافظه‌دار تولیدشده توسط نورد تجمعی و عملیات حرارتی پس از آن با افزایش تعداد پاس فرآیند نورد تجمعی استحکام بهتری نسبت به کامپوزیت‌های تولیدشده نشان داد و استحکام آلیاژ تولیدشده در پاس نهم به مقدار ۵۰۳ مگاپاسکال رسید.

تشکر و قدردانی: نویسندگان بر خود لازم می‌دانند، از مسئولین صندوق حمایت از پژوهشگران و فناوران کشور و دانشگاه صنعتی شیراز که امکان انجام این پژوهش را فراهم نمودند، تشکر و قدردانی نمایند.

تأییدیه اخلاقی: محتویات علمی و ادبی مقاله منتج از فعالیت علمی خود نویسندگان بوده و صحت و اعتبار نتایج و متن مقاله برعهده نویسندگان مقاله است.

تعارض منافع: نویسندگان اعلام می‌کنند که این اثر، هیچ گونه تعارض منافی با اشخاص و سازمان‌های دیگر ندارد.

سهم نویسندگان: مهسا عوضزاده (نویسنده اول)، روش‌شناس/پژوهشگر اصلی/تحلیلگر آماری/نگارنده بحث (۴۰٪)؛ مرتضی علیزاده (نویسنده دوم)، روش‌شناس/پژوهشگر اصلی/تحلیلگر آماری (۴۰٪)؛ مسلم طیبی

Engineering: A. 1999;273-275:581-585.

15- Dar RD, Yan H, Chen Y. Grain boundary engineering of Co-Ni-Al, Cu-Zn-Al, and Cu-Al-Ni shape memory alloys by intergranular precipitation of a ductile solid solution phase. Scripta Materialia. 2016;115:113-117.

16- Delaey L, Deruyttere A, Aernoudt E, Roos JR. Shape memory effect, superelasticity and damping in Copper-Zinc-Aluminium alloys. INCRA. 1978(238):113.

17- Rahmatabadi D, Tayyebi M, Hashemi R, Eghbali B. Investigation of mechanical properties and microstructure for Al/Cu/SiC composite produced by cross accumulative roll bonding process. Modares Mechanical Engineering. 2017;17(7):180-184. [Persian]

18- Humphreys FJ, Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. Amsterdam: Elsevier; 2004.

19- Rahmatabadi D, Tayyebi M, Hashemi R, Faraji G. Evaluation of microstructure and mechanical properties of multilayer Al5052-Cu composite produced by accumulative roll bonding. Powder Metallurgy and Metal Ceramics. 2018;57(3-4):23-34.

20- Rahmatabadi D, Shahrizaloo A, Farahani M, Tayyebi M, Hashemi R. Characterizing the elastic and plastic properties of the multilayered Al/Brass composite produced by ARB using DIC. Materials Science and Engineering: A. 2019;753:70-78.

21- Lee SH, Saito Y, Tsuji N, Utsunomiya H, Sakai T. Role of shear strain in ultragrain refinement by accumulative roll-bonding (ARB) process. Scripta Materialia. 2002;46(4):281-285.

22- Valiev R. Nanostructuring of metals by severe plastic deformation for advanced properties. Nature Materials. 2004;3(8):511-516.

23- Eizadjou M, Kazemi Talachi A, Danesh Manesh H, Shahabi HS, Janghorban K. Investigation of structure and mechanical properties of multi-layered Al/Cu composite produced by accumulative roll bonding (ARB) process. Composites Science and Technology. 2008;68(9):2003-2009.

24- Mozaffari A, Danesh Manesh H, Janghorban K. Evaluation of mechanical properties and structure of multilayered Al/Ni composites produced by accumulative roll bonding (ARB) process. Journal of Alloys and Compounds. 2010;489(1):103-109.

25- Ravichandran KS, Sahay SS, Byrne JG. Strength and ductility of microscale brass-steel multilayer composites. Scripta Materialia. 1996;35(10):1135-1140.

26- Yousefi Mehr V, Rezaeian A, Toroghinejad MR. Application of accumulative roll bonding and anodizing process to produce Al-Cu-Al₂O₃ composite. Materials & Design. 2015;70:53-59.

27- Rahmatabadi D, Tayyebi M, Sheikhi A, Hashemi R. Fracture toughness investigation of Al1050/Cu/MgAZ31ZB multi-layered composite produced by accumulative roll bonding process. Materials Science and Engineering: A. 2018;734:427-436.

28- Kim HW. A study of the two-way shape memory effect in Cu-Zn-Al alloys by the thermomechanical cycling method. Journal of Materials Processing Technology. 2004;146(3):326-329.

29- Pena J, Gil FJ, Guilemany JM. Effect of microstructure on dry sliding wear behaviour in CuZnAl shape memory alloys. Acta Materialia. 2002;50(12):3117-3126.

30- Asanović V, Kemal D. The mechanical behavior and shape memory recovery of Cu-Zn-Al alloys. Metalurgija. 2007;13(1):59-64.

(نویسنده سوم)، نگارنده مقدمه/روش‌شناس/پژوهشگر کمکی/تحلیلگر آماری/نگارنده بحث (۲۰٪).

منابع مالی: این پژوهش با حمایت مالی صندوق حمایت از پژوهشگران و فناوران کشور و دانشگاه صنعتی شیراز انجام شده است.

منابع

1- Otsuka K, Wayman CM. Shape memory materials. Cambridge: Cambridge University Press; 1999.

2- Jani JM, Leary M, Subic A, Gibson MA. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. Materials & Design. 2014;56:1078-1113.

3- Kumar PK, Lagoudas DC. Introduction to shape memory alloys. In: Lagoudas DC. Shape memory alloys. Boston: Springer; 2008.

4- Alizadeh M, Dashtestaninejad MK. Fabrication of manganese-aluminum bronze as a shape memory alloy by accumulative roll bonding process. Materials & Design. 2016;111:263-270.

5- Mahdavian MM, Ghalandari L, Reihanian M. Accumulative roll bonding of multilayered Cu/Zn/Al: An evaluation of microstructure and mechanical properties. Materials Science and Engineering: A. 2013;579:99-107.

6- Rahmatabadi D, Tayyebi M, Hashemi R, Faraji G. Microstructure and mechanical properties of Al/Cu/Mg laminated composite sheets produced by the ARB process. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials. 2018;25(5):564-572.

7- Motevalli PD, Eghbali B. Microstructure and mechanical properties of Tri-metal Al/Ti/Mg laminated composite processed by accumulative roll bonding. Materials Science and Engineering: A. 2015;628:135-142.

8- Shabani A, Toroghinejad MR, Shafyei A. Fabrication of Al/Ni/Cu composite by accumulative roll bonding and electroplating processes and investigation of its microstructure and mechanical properties. Materials Science and Engineering: A. 2012;558:386-393.

9- Alizadeh M. Comparison of nanostructured Al/B 4 C composite produced by ARB and Al/B 4 C composite produced by RRB process. Materials Science and Engineering: A. 2010;528(2):578-582.

10- Tayyebi M, Eghbali B. Microstructure and mechanical properties of SiC-particle-strengthening tri-metal Al/Cu/Ni composite produced by accumulative roll bonding process. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials. 2018;25(3):357-364.

11- Tayyebi M, Rahmatabadi D, Adhami M, Hashemi R. Influence of ARB technique on the microstructural, mechanical and fracture properties of the multilayered Al1050/Al5052 composite reinforced by SiC particles. Journal of Materials Research and Technology. 2019;8(5):4287-4301.

12- Tayyebi M, Rahmatabadi D, Adhami M, Hashemi R. Manufacturing of high-strength multilayered composite by accumulative roll bonding. Materials Research Express. 2020;6(12).

13- Gomidzelovic L, Pozega E, Kostov A, Vukovic N, Krstic V, Zivkovic D, et al. Thermodynamics and characterization of shape memory Cu-Al-Zn alloys. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2015;25(8):2630-2636.

14- Stipcich M, Romero R. The effect of post-quench aging on stabilization of martensite in Cu-Zn-Al and Cu-Zn-Al-Ti-B shape memory alloys. Materials Science and