

اثر دمای آنیلینگ بر رفتار خوردگی و ساختار نانوشبه بلورهای Al-Cu-Ni تولید شده به روش آلیاژسازی مکانیکی

زهرا نعمتی^{۱*}، رسول امینی^۲، محمدعلی زارع^۳، فاطمه علیجانی^۴، مرتضیٰ علیزاده^۲، میثم امینی^۵، محمد مهدی سرو گلوی
حقیقی فرد^۵

چکیده

شبه بلورها، مانند بلورها دارای ساختاری منظم اما غیر تناوبی هستند. این ساختارها در آلیاژهای پایه آلومینیوم، زیرکونیوم و تیتانیوم ایجاد می‌شوند. یکی از انواع این مواد پیشرفته سیستم آلیاژی Al-Cu-Ni بوده که دارای فازهای منظم تهی جای (VOP) می‌باشد و به عنوان شبه بلورهای تک بعدی شناخته می‌شوند. از آن جایی که تاکنون گزارش‌های انگشت شماری در زمینه ساخت آلیاژ Al-Cu-Ni به روش آلیاژسازی مکانیکی ارائه شده است، تولید ترکیب $Al_{70}Cu_{20}Ni_{10}$ به وسیله آسیاکاری پودرهای عنصری و عملیات حرارتی بعدی مد نظر قرار گرفت. سپس نمونه‌های تهیه شده از پودرهای آلیاژی توسط پراش اشعه X (XRD) مورد مطالعه ساختاری قرار گرفت. در نهایت توسط آزمون پلاریزاسیون خطی، مقاومت به خوردگی الکتروشیمیایی ترکیبات تولیدی، مورد بررسی قرار گرفت. بر اساس نتایج حاصل از آنالیز ساختاری، مشخص شد که با افزایش دما میزان فاز شبه بلور تک بعدی τ_3 افزایش یافته و از مقدار ترکیب بلوری بین فلزی Al_2Cu (θ) کاسته می‌شود. هم‌چنین نتایج آزمون خوردگی حاکی از بهبود رفتار خوردگی ترکیب تولیدی با افزایش فاز شبه بلوری τ_3 می‌باشد.
واژه‌های کلیدی: آلیاژسازی مکانیکی، ترکیب Al-Cu-Ni، خوردگی الکتروشیمیایی، نانوشبه بلور.

^۱ - دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شیراز.

^۲ - استادیار دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شیراز.

^۳ - مربی گروه شیمی، دانشگاه آزاد اسلامی واحد مرودشت.

^۴ - دانشجوی سابق کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شیراز.

^۵ - دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شیراز.

*- نویسنده مسوول مقاله: z.nemati1365@gmail.com

بیشگفتار

شبه بلورها^۱ دارای ساختاری منظم مانند بلورها اما غیر تناوبی هستند. یک الگوی شبه بلوری می‌تواند تمام فضای مورد نظر را پر کند اما فاقد تقارن انتقالی است. تناوب اتمی در شبه بلورها به صورت تقارن چرخشی ۵، ۸، ۱۰ و ۱۲ وجهی است که در بلورها وجود ندارد. این شبه بلورها دارای ساختارهای آیکوزاهدرا^۲، اکتاگونال^۳، دکاگونال^۴ و دودکاگونال^۵ می‌باشند [۱ و ۲]. به دلیل ساختار اتمی منحصر به فرد و در نتیجه ایجاد خواص ویژه‌ای از قبیل عایق حرارتی و الکتریکی بالا [۳]، سختی بسیار مناسب [۴]، ضریب اصطکاک پایین [۵]، مقاومت به خوردگی بالا [۶] و ...، آلیاژهای شبه بلوری در چندین سال اخیر مورد توجه بسیاری قرار گرفته است. برای هر کاربردی از شبه بلورها و پوشش‌های شبه بلوری مثل ظروف مخصوص آشپزی، پره‌های توربین و ...، مقاومت به خوردگی از مهمترین ویژگی‌های آنها می‌باشد [۷].

آلیاژهای پایه آلومینیوم از مهمترین آلیاژهای شناخته شده هستند که در آنها ساختارهای شبه بلوری ایجاد می‌گردد. سیستم Al-Cu-Ni دارای فازهای منظم تهی جای (VOP)^۶، τ_3 می‌باشد که به عنوان شبه بلورهای بلورهای تک بعدی بیان می‌گردند [۸]. این نوع فاز را می‌توان به صورت یک سلول واحد از نوع B2 (CsCl) در نظر گرفت که اتم‌های فلز انتقالی و تهی جای ها در جهت [111] منظم شده اند [۸ و ۹] که در این جهت انطباق مناسبی با شبه بلور دکاگونال که دارای تقارن ۱۰ وجهی می‌باشد، دارد [۱۰]. دانگ با مطالعه بر روی فاز B2 دریافت که تعداد الکترون‌های لایه ظرفیت این فاز شبیه یک شبه بلور است. فاز شبه بلوری τ_3 (نوع Al_3Ni_2) یک شبکه رومبوهدرال تغییر یافته (هگزگونال) را نشان می‌دهد، بنابراین می‌تواند به عنوان یک سوپراساختار فاز B2، براساس نظم بین اتم‌های فلز انتقالی و تهی جای ها، در طول جهت [۱۱۱] در لایه‌های (۱۱۱) در نظر گرفته شود.

در نتیجه می‌توان گفت سیستم Al-Cu-Ni، دارای نظمی از مکان‌های پر و خالی به ترتیب فیبوناچی در طول زنجیره شبه تناوب [۱۱۱] است [۹ و ۱۰]. در شرایط نامنظم، می‌توان ساختار bcc (B2) بی نظم شده و در شرایط منظم شده می‌توان فاز τ_3 یا فازهای منظم تهی جای با نظم بالاتر، بسته به ترکیب و شرایط فرایند انتظار داشت [۱۱].

فاز τ_3 به صورت یک شبکه مکعبی دارای $a(\tau_3)=3a(B2)$ با کمی اعوجاج در طول [۱۱۱] می‌باشد. در سیستم Al-Ni، فاز منظم تهی جای یک فاز پایدار است [۱۲] در حالیکه این ساختار در سیستم Al-Cu شبه پایدار می‌باشد [۱۳]. در سیستم سه تایی Al-Cu-Ni نیز فاز τ_3 ، به عنوان یک فاز پایدار شناخته شده است [۱۱]. در این سیستم علاوه بر فاز τ_3 ، ترکیب بین فلزی (θ) Al_2Cu نیز تشکیل می‌گردد.

روش‌های گوناگونی برای ساخت ترکیبات شبه بلوری وجود دارد که مهمترین آنها شامل انجماد سریع، ذوب قوسی، رسوب از فاز بخار و روش آلیاژسازی مکانیکی می‌باشد. از این میان آلیاژسازی مکانیکی، یک روش مناسب و اقتصادی جهت تولید این ترکیبات به صورت نانو پودرهای مورد نظر که معمولاً مخوطی از پودرهای عنصری می‌باشند، تحت آسیاکاری با انرژی بالا در یک محیط مناسب قرار می‌گیرند. سینتیک آسیاکاری مکانیکی یا آلیاژسازی، وابسته به انرژی انتقالی از گلوله‌ها به پودر در حین آسیاکاری می‌باشد. انرژی انتقالی توسط پارامترهایی نظیر نوع آسیا، نسبت حجم پودر به محفظه، سرعت آسیاکاری، اندازه و توزیع اندازه گلوله‌ها، دمای آسیا کاری و ... تعیین می‌گردد [۱۴]. این روش علاوه بر تولید ترکیبات شبه بلوری، قابلیت تولید اکثر فازهای بین فلزی، سرامیک‌ها و هم‌چنین ساختارهای دور از حالت تعادل را دارا می‌باشد [۱۵ و ۱۶]، هم‌چنین توسط این روش می‌توان پودر فلزی نانو ساختار نیز تولید نمود [۱۷].

از آنجایی که تاکنون در زمینه ساخت و بررسی خواص خوردگی ترکیبات بین فلزی شبه بلور Al-Cu-Ni مطالعات کمی صورت گرفته است، در این پژوهش، ترکیب $Al_{70}Cu_{20}Ni_{10}$ به روش آلیاژسازی مکانیکی و عملیات

¹- Quasicrystals

²- Icosahedral

³- Octagonal

⁴- Decagonal

⁵- Dodecagonal

⁶- Vacancy Ordered Phase

همچنین اندازه بلور فاز شبه بلور τ_3 ، در نمونه‌های تهیه شده به کمک روش شرر توسط رابطه زیر محاسبه گردید [۱۹]:

$$D = k\lambda / (\beta \cos\theta) \quad (2)$$

در این رابطه $k=1$ ، $\lambda = 1/5418 \text{ \AA}$ ، θ زاویه پراش پرتو ایکس و β پهنای پیک در نصف ارتفاع پیک در زاویه θ می‌باشد.

به منظور بررسی رفتار خوردگی الکتروشیمیایی آلیاژها، قرص‌های تهیه شده پس از پولیش و تمیز شدن با الکل و اتصال سیم رسانای مسی، توسط رزین اپوکسی عایق کاری گردیدند، به گونه‌ای که سطح کاری برابر با 0.452 cm^2 حاصل شد. محیط تست خوردگی محلول ۳/۵٪ سدیم کلراید انتخاب شد. آزمون پلاریزاسیون خطی توسط سیستم سه الکترودی با الکتروود کمکی از جنس پلاتین و الکتروود مرجع از جنس Ag/AgCl در دستگاه Autolab مدل PGSTAT302 با سرعت اسکن 10 mV/s و در دمای محیط انجام شد. پس از انجام آزمون خوردگی، بر اساس استاندارد ASTM-G59 [۲۰] مقاومت

$$R_p = \left(\frac{dE}{di} \right)_{i=0}, \quad dE/dt = 0 \quad (3)$$

محاسبه شد که dE/di شیب نمودار پتانسیل-دانسیتته جریان در $i=0$ می‌باشد. سپس با در دست داشتن مقاومت پلاریزاسیون، دانسیته جریان خوردگی، i_{corr} از راه روابط زیر محاسبه گردید [۲۰]:

$$B = b_a b_c / (2.303(b_a + b_c)) \quad (4)$$

$$i_{\text{corr}} = 10^6 B / R_p \quad (5)$$

که در آن B ضریب Stern-Geary بوده و b_a و b_c به ترتیب شیب تافل نمودارهای پلاریزاسیون آندی و کاتدی می‌باشند. در نهایت بر اساس استاندارد ASTM-G102، نرخ خوردگی بر حسب میلی متر در سال (mpy) توسط رابطه زیر محاسبه شد [۲۱]:

$$CR = K i_{\text{corr}} EW / \rho \quad (6)$$

در این رابطه، $\rho = 3/27 * 10^{-3} \text{ mm g}/\mu\text{A cm yr}$ ، چگالی آلیاژ بر حسب g/cm^3 و EW وزن اکی والان آلیاژ می‌باشد و برابر است با [۲۱]:

$$EW = 1 / (J (n_i f_i / W_i)) \quad (7)$$

حرارتی بعدی تولید شده و اثر دمای عملیات حرارتی بر تشکیل فاز شبه بلوری و رفتار خوردگی آنها مورد بررسی قرار گرفته است.

مواد و روش پژوهش

در این کار، مواد اولیه شامل پودرهای آلومینیوم، مس و نیکل با خلوص بالا می‌باشند که به ترتیب با نسبت اتمی ۷۰:۲۰:۱۰ توسط آسیاب گلوله‌ای سیاره‌ای با گلوله و محفظه‌ای از جنس فولاد تمپر شده، در اتمسفر آرگون و در دمای محیط به مدت ۲۴ ساعت، تحت عملیات آسیاکاری قرار گرفتند. سرعت آسیاکاری ۴۵۰ دور بر دقیقه و نسبت وزنی گلوله به پودر ۲۰ به ۱ انتخاب گردید. سپس پودرها تحت فشار توسط دستگاه پرس تک محوری به قرص‌هایی با قطر ۷/۳۶ میلی متر تبدیل شدند و در دماهای ۷۵۰، ۸۰۰، و ۸۵۰ درجه سانتیگراد در فشار محیط در کوره به مدت ۸ ساعت آنیل گردیدند و بلافاصله در مخلوط یخ و آب (دمای صفر درجه سانتیگراد) سرد شدند. جهت جلوگیری از اکسید شدن نمونه‌ها در حین عملیات حرارتی، قبل از قرار دادن نمونه‌ها در کوره، در لوله‌هایی از جنس کوارتز در شرایط خلأ کپسوله شدند و سپس بر روی آنها عملیات حرارتی مناسب صورت گرفت. روند تغییرات فازی و ساختاری قطعات در دماهای مختلف توسط پراش پرتو ایکس (XRD) با پرتو $\text{CuK}\alpha$ با $\lambda = 0.154 \text{ nm}$ ، ولتاژ ۴۰ kV و آمپراژ ۴۰ mA با دستگاه Pananalytical، X \oplus Pert Pro PMD مورد بررسی قرار گرفت و در نهایت آنالیز کیفی نتایج حاصل از XRD به کمک نرم افزار Match نسخه 2012 و x \oplus pert انجام شد. آنالیز کمی جهت تعیین درصد فاز شبه بلور τ_3 در آلیاژهای تهیه شده با استفاده از فرمول زیر بدست آمد [۱۸]:

$$I_0 (\text{intense peak}) + I_{\tau_3} (\text{intense peak}) \quad (1)$$

$\tau_3 \text{ phase (\%)} = I_{\tau_3} (\text{intense peak}) / [I_{\tau_3} (\text{intense peak}) + I_0 (\text{intense peak})]$ که در این رابطه I_{τ_3} شدت پیک بلندترین پیک مربوط به فاز τ_3 و I_0 شدت پیک بلندترین پیک مربوط به فاز θ می‌باشد. از آنجایی که آلیاژهای تهیه شده دو فازی بودند، مقدار فاز دوم (θ) از رابطه $\tau_3 \text{ phase} - \% 100$ قابل محاسبه می‌باشد.

قابل توجه است که پیک (۱۰۰) در الگوی پراش اشعه X تأیید کننده تشکیل فاز τ_3 می باشد و نمی توان این پیک را به فاز B2 نسبت داد در حالی که بقیه پیکها بر اساس فاز B2 اندیس گذاری می شوند. موقعیت پیکها و پارامتر شبکه نمونه های آلیاژی شده بر اساس گزارشات یاداو و همکارانش [۲۳] (هگزگونال، $a=4.1050\text{\AA}$ ، $c=4.9541\text{\AA}$) مشابه فاز τ_3 از نوع Al_3Ni_2 ($a=4.065\text{\AA}$ ، $c=4.906\text{\AA}$) می باشد. این افزایش در پارامتر شبکه به دلیل اتم های مس و اثرات نانو بلوری شدن می باشد [۱۱].

با آنالیز پهنای پیک، در نمونه $\text{Al}_{70}\text{Cu}_{20}\text{Ni}_{10}$ ، ۲۴ ساعت آسیاکاری شده و آنیل شده در دماهای ۷۵۰، ۸۰۰ و ۸۵۰ درجه سانتیگراد و با استفاده از رابطه شرر، اندازه بلور محاسبه گردید. همان گونه که در شکل (۲) قابل مشاهده است، در هر سه مورد شبه بلور τ_3 دارای اندازه بلور در مقیاس نانو می باشد که این مقدار از ۵۷ نانومتر در 750°C به مقدار ۸۹ نانومتر در دمای 850°C افزایش می یابد. هم چنین اندازه بلور در فاز θ ، در دماهای 750°C ، 800°C و 850°C به ترتیب ۸۰، ۸۸ و ۹۸ نانومتر به دست آمد.

جهت بررسی رفتار خوردگی ترکیب تولید شده، قطعات پس از آماده سازی سطحی، در دمای محیط در محلول ۳/۵٪ وزنی کلر و سدیم، تحت آزمون پلاریزاسیون خطی قرار گرفتند. شکل (۳) نمودار پلاریزاسیون را برای قطعات آنیل شده در دماهای ۷۵۰، ۸۰۰ و ۸۵۰ درجه سانتیگراد نشان می دهد. با توجه به شکل، مشاهده می شود که با افزایش دمای عملیات حرارتی، میزان پتانسیل خوردگی، از مقدار -0.85 ولت در دمای 750°C به -0.45 ولت در دمای 850°C افزایش و دانسیته جریان خوردگی نیز به همین منوال کاهش یافته است، هم چنین نرخ خوردگی به ترتیب در دماهای 750°C ، 800°C و 850°C از 0.66 mm/year به 0.35 و 0.37 کاهش یافته است.

بر اساس مطالعات راجر و کاستر [۷ و ۲۴] در محلول های اسیدی، میزان مس در فاز مورد نظر، پتانسیل خوردگی را تعیین می کند. فازهای با مقادیر بالای مس دارای پتانسیل خوردگی بالا می باشند و بنابراین از حملات خوردگی مصون می مانند، در حالی که فازهای با مقادیر کم مس، پتانسیل خوردگی کمتری دارند و مستعد خوردگی

n_i ظرفیت عنصر i در آلیاژ، f_i کسر جرمی عنصر i در آلیاژ و W_i وزن اتمی عنصر i در آلیاژ می باشد.

نتایج و بحث

جهت بررسی تشکیل فاز نانو شبه بلور τ_3 در ترکیب $\text{Al}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Ni}_{10}$ ، قطعات تولید شده از آلیاژسازی مکانیکی به مدت ۸ ساعت در دماهای ۷۵۰ و ۸۰۰ و ۸۵۰ درجه سانتیگراد قرار گرفتند. نتایج XRD مربوط به هر قطعه در شکل (۱) نشان داده شده است. همان گونه که ملاحظه می شود فاز غالب در تمام دماها، فاز τ_3 است و در کنار آن ترکیب بین فلزی θ نیز تشکیل گردیده است. با توجه به اینکه پیک اصلی فاز θ در زاویه 47° و فاز τ_3 در زاویه 45° واقع شده است و بر اساس نسبت شدت^۱ پیک های اصلی هر دو فاز، در دمای پایین، میزان فاز θ بیش ترین مقدار را داراست و با افزایش دما، میزان فاز τ_3 افزایش می یابد. براساس رابطه (۱) در دمای 850°C ، فاز τ_3 دارای مقدار ۹۳٪ می باشد و در دماهای 800°C و 750°C به ترتیب دارای مقادیر ۸۹٪ و ۸۶٪ می باشد. در مقابل، مقدار ترکیب بین فلزی θ ، با افزایش دما از 14% در دمای 750°C به 7% در دمای 850°C کاهش می یابد. جدول ۱ بیان کننده این موضوع می باشد.

با افزایش دما، شدت و تیزی^۲ پیک های τ_3 افزایش یافته است که این را می توان به منظم شدن، از بین رفتن نقایص، آزاد شدن کرنش و درشت شدن دانه نسبت داد [۱۱ و ۲۲]. باید توجه داشت که فاز τ_3 یک سوپراساختار از فاز B2 با تهی جای ساختاری در جهت [۱۱۱] می باشد. درجه نظم فوق شبکه^۳ را می توان با محاسبه نسبت شدت پیک (۱۰۰) یا (۰۰۱) به پیک (۱۰۲)، تخمین زد که با افزایش دما زیاد شده است [۱۱]. در شرایط بی نظم این نسبت صفر است که مربوط به ساختار فاز B2 می باشد که به صورت جزیبی منظم شده است. همان گونه که در جدول (۲) ذکر شده است، با افزایش دما، شدت نسبت به این پیک افزایش یافته که نشان دهنده افزایش نظم فوق شبکه می باشد.

¹-Intensity

²-Sharpness

³- Super Lattice

فازهای غنی از مس فازهای اصلی هستند، مقادیر پتانسیل خوردگی نجیب تر از آلیاژهایی هستند که فازهای غنی از مس ساختار اصلی آلیاژ نمی‌باشد [۲۵].

از آنجایی که ترکیب فاز τ_3 ترکیبی نزدیک Cu_3NiAl_6 بوده و دارای درصد کمتری مس نسبت به فاز θ است و در این مورد فاز غالب نیز می‌باشد، بنابراین پتانسیلی منفی تر از فاز θ مورد انتظار است. اما طبق نتایج بدست آمده با افزایش فاز τ_3 ، پتانسیل خوردگی به سمت مقادیر نجیب تر و نرخ خوردگی به سمت مقادیر کمتر جابجا شده است. این نتایج مؤید رفتار خوردگی مناسب تر فاز τ_3 نسبت به θ می‌باشد. این رفتار را می‌توان به نوع ساختار فاز τ_3 (شبه بلوری) در مقایسه با ساختار بلوری ترکیب θ نسبت داد.

می‌باشند. در مقابل در محلول‌های بازی، مقادیر بالای مس منجر به مثبت تر شدن پتانسیل خوردگی ولیکن افزایش نرخ انحلال به دلیل اثر تخریبی مس بر روی تشکیل لایه-ی اکسیدی روی سطح می‌گردد. در محلول نمک شامل $3/5\%$ ؛ کلرو سدیم، پتانسیل خوردگی آلیاژهای پایه آلومینیوم- مس، کمترین مقدار را در میان الکترولیت‌های اسیدی و بازی داراست. در این محلول، انحلال همگن رخ می‌دهد و به صورت رسوب گذاری مجدد مس می‌باشد. نرخ انحلال با مقدار فازهای غنی از مس تعیین می‌شود. هرچه فازهای غنی از مس بیش تر، به دلیل اثر تخریبی مس بر لایه اکسیدی، نرخ انحلال نیز بیش تر خواهد بود [۲۵].

طبق بررسی‌های به عمل آمده، نه تنها ترکیب فازها بلکه مقادیر نسبی آن‌ها در آلیاژ در عملکرد خوردگی نقش مهمی دارد. به طور مثال در آلیاژهای Al-Cu-Fe جایی که

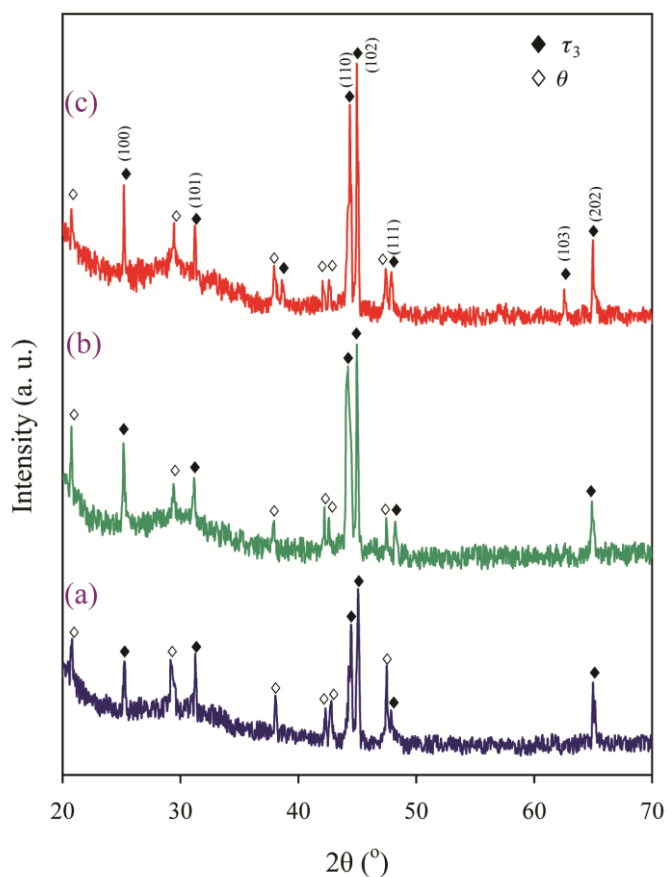
جدول ۱- درصد وزنی فازهای ایجاد شده در آلیاژهای تهیه شده در دماهای آنیل گوناگون.

θ	τ_3	دمای آنیل ($^{\circ}\text{C}$)
۱۴ (۳)	۸۶ (۳)	۷۵۰
۱۱ (۲)	۸۹ (۲)	۸۰۰
۶ (۲)	۹۴ (۲)	۸۵۰

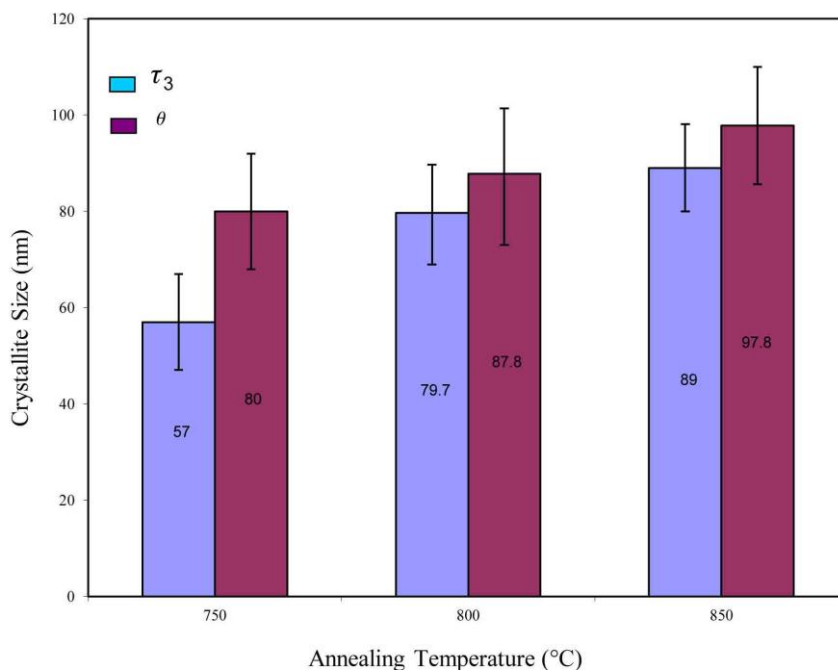
در صد خطا (X) : $\pm X$ درصد وزنی

جدول ۲- محاسبه درجه نظم فوق شبکه آلیاژهای تهیه شده در دماهای آنیل مختلف.

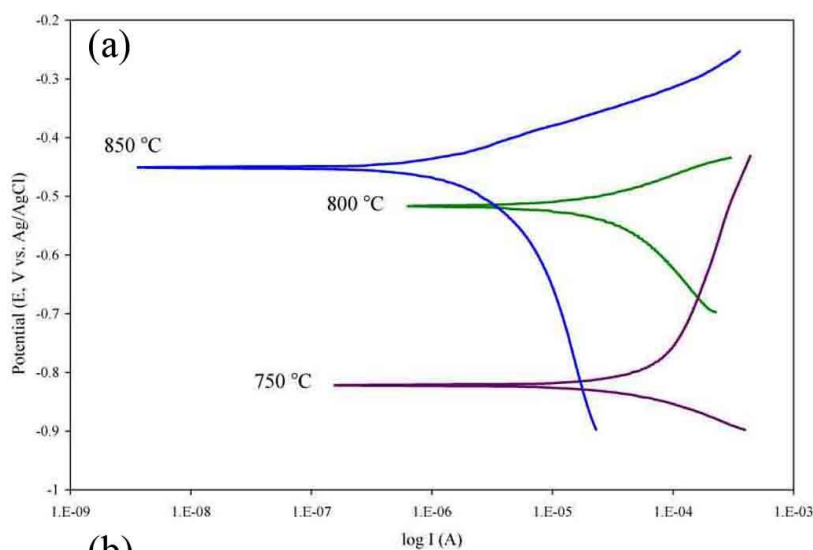
شدت نسبی (۱۰۰) به (۱۰۲)	دمای آنیل ($^{\circ}\text{C}$)
(درجه نظم سوپر شبکه)	
۰/۳۵	۷۵۰
۰/۴۲	۸۰۰
۰/۴۳	۸۵۰



شکل ۱- الگوی پراش اشعه ایکس قطعات آلیاژی شده و عملیات حرارتی شده در دماهای (a) 750°C ، (b) 800°C و (c) 850°C .



شکل ۲- نمودار تغییرات اندازه دانه نمونه های تهیه شده با تغییرات دما.



(b)

نرخ خوردگی (mpy)	دانسسته جریان خوردگی ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	پتانسیل خوردگی (E_{corr} , V vs. Ag/AgCl)	دمای آتیل ($^{\circ}\text{C}$)
۰/۶۸	۸۶/۳	-۰/۸۲	۷۵۰
۰/۳۵	۴۴/۲	-۰/۵۱۶	۸۰۰
۰/۰۳۷	۴/۷	-۰/۴۵	۸۵۰

شکل ۳- (a) نمودار پلاریزاسیون خطی قطعات آماده سازی شده به روش آلیاژسازی مکانیکی و عملیات حرارتی بعدی در دماهای ۷۵۰، ۸۰۰ و ۸۵۰ درجه سانتیگراد، (b) جریان، پتانسیل و نرخ خوردگی نمونه های تست شده در محلول ۳/۵٪ سدیم کلراید.

که تأیید کننده رفتار خوردگی مناسب این فاز نسبت به ترکیب بلوری بین فلزی θ می باشد.

Reference

1. E. H. Saarivirta, "Microstructure, Fabrication and Properties of Quasicrystalline Al-Cu-Fe Alloys: a review", Journal of Alloys and Compounds Vol.363, pp. 150-174, 2004.
2. J. Eckert, "Milling Induced Phase Transitions and Quasicrystal Formation in Al-Cu-Based Alloys", Materials Science Forum, Vol. 88-90, pp. 679-686, 1992.
3. P. Archambault, P. Plandoux, E. Belin-Ferre and J. M. Dubois, "Thermal and Electronic Properties of an AlCoFeCr Approximant of the Decagonal Phase", journal of Materials Research, Vol. 553, 1998.

نتیجه گیری

در این پژوهش تشکیل نانو شبه بلور تک بعدی τ_3 در سیستم آلیاژی Al-Cu-Ni به کمک روش آلیاژسازی مکانیکی و عملیات حرارتی بعدی بررسی گردید و نتایج زیر حاصل شد:

۱. فاز غالب τ_3 پس از ۲۴ ساعت آسیا کاری و عملیات حرارتی بعدی در دماهای ۷۵۰، ۸۰۰، ۸۵۰، C در ساختار نمایان گردید.
۲. در کنار فاز شبه بلور τ_3 ، ترکیب بلوری بین فلزی θ نیز تشکیل گردید که با افزایش دمای عملیات حرارتی مقدار آن کاهش یافت.
۳. با افزایش دمای عملیات حرارتی، نظم فوق شبکه افزایش یافت.
۴. با انجام آزمون پلاریزاسیون خطی بر روی نمونه های تهیه شده، افزایش پتانسیل خوردگی و کاهش جریان خوردگی آلیاژ با افزایش دما و در نتیجه افزایش میزان فاز نانو شبه بلور τ_3 قابل مشاهده بود.

12. T.B. Massalski (Editor), "Binary Alloy Phase Diagrams", ASM, Metals Park, OH, 1986.
13. P. RamachandraRao and M. Laridjani, "A metastable phase Al₃Cu₂", Journal of Materials Science, Vol. 9, pp. 434, 1994.
14. T.P. Yadav, R. M. Yadav, D. P. Singh, "Mechanical Milling: a Top Down Approach for the Synthesis of Nanomaterials and Nanocomposites", Nanoscience and Nanotechnology, Vol. 2(3), pp. 22-48, 2012.
15. C. Suryanarayana, "Mechanical Alloying and Milling", Marcel Dekker, New York, 2004.
۱۶. ح. احمدی، م. علیزاده، ر. امینی، م.ر. غضنفری و م. غفاری، "بررسی ساختاری و ریزساختاری نانو ذرات دی الکترونیک تیتانایت کلسیم- مس تولید شده به روش مکانوشیمیایی"، مجله مواد نوین، جلد ۱ شماره ۴، ص ۵۳-۶۱، تابستان ۱۳۹۰.
۱۷. ع. عبدالهی و ع. علیزاده، "تولید نانوکامپوزیت دو جزئی فوق مستحکم زمینه آلومینومی به روش آلیاژ سازی مکانیکی و اکستروژن داغ و بررسی خواص مکانیکی آن"، مجله مواد نوین، دوره ۴ شماره ۱۳، ص ۸۳-۹۸، پاییز ۱۳۹۲.
18. Y-J. Hsiao, Y-S. Chang, Te-Hua Fang, Yin-Lai Chai, C.-Y. Chung and Y. Chang, "High Dielectric Permittivity of Li and Ta Codoped Nio Ceramics", Journal of Physics D: Applied Physics, Vol. 40, pp. 863-868, 2007.
19. P. Scherrer, "Determining the size and interior structure of colloidal particles by means X-ray, News of the Society of Sciences, Göttingen", Mathematics and Physical Class, Vol. 2, pp. 98-100, 1918
20. ASTM Designation G59-99, Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements, ASTM, West Conshohocken, PA, 1999.
21. ASTM Designation G 102 - 89, Standard Practice for Calculation of
4. Kang S.S. and Dubois J.M., "Pressure-Induced Phase Transitions in Quasi-Crystals and Related Compounds", Europhysics Letters, Vol. 18, pp. 46, 1992.
5. J. von Stebut, C. Strobel, J.M. Dubois, in: C. Janot and R. Mosseri. (Eds.), "Mechanism of the Phase Transformation in Decagonal Phases", Proceedings of the Fifth International Conference on Quasicrystals (ICQ5), Singapore, World Scientific, pp. 704, 1996.
6. S.L. Chang, W.B. Chin, C.M. Zhang, C.J. Jenks, P.A. Thiel., "Oxygen Adsorption on a Single-Grain, Quasicrystal Surface", Surface Science, Vol. 337, pp. 135, 1995.
7. A. Rüdiger, and U. Köster, "Corrosion Behavior of Al-Cu-Fe Quasicrystals", Materials Science and Engineering, Vol. 294-296, pp. 890-893, 2000.
8. G.Vantendeloo, C. Van Heurck, and S. Amelinckx, "One-Dimensional Quasi-Crystals in the Ternary System Al-Cu-Ni?", Solid State Communications, Vol. 71, pp. 705-710, 1989.
9. K. Chattopadhyay, S. Lele, S. Ranganathan, N. Thangaraj, "Vacancy Ordered Phases and One - Dimensional Quasiperiodicity", Acta Metallurgica, Vol. 35, pp. 727, 1987.
10. Hong Zhang, K.H. Kuo, "The Decagonal Quasicrystal and Its Orientation Relationship with the Vacancy Ordered Cscl Phase in Al-Cu-Ni Alloy", Scripta Metallurgica, Vol. 23, pp. 355, 1989.
11. T. P. Yadav, N. K. Mukhopadhyay, R. S. Tiwari and O. N. Srivastava, "Formation of Al₃Ni₂-type Nanocrystalline S3 Phases in the Al-Cu-Ni System by Mechanical Alloying", Philosophical Magazine Letters, Vol. 87, pp. 781-789, 2007.

- Corrosion Rates and Related Information From Electrochemical Measurements, ASTM, West Conshohocken, PA, 1999.
22. T.P. Yadav, N.K. Mukhopadhyay, R.S. Tiwari and O.N. Srivastava, "Study on the Formation of Nano Vacancy Ordered Phases by Mechanical Alloying", Chemistry for Sustainable Development, Vol. 15, pp. 259-263, 2007.
 23. Powder Diffraction File (Joint Committee on Powder Diffraction Standards, Swarthmore, PA, 1990) No. 60696.
 24. A. Rüdiger, and U. Köster, "Corrosion of Al-Cu-Fe Quasicrystals and Related Crystalline Phases", Journal of Non-Crystalline Solids, Vol. 250-252, pp. 898, 1999.
 25. E. Saarivirta, and T. Tiainen, "Corrosion Behaviour of Al-Cu-Fe Alloys Containing a Quasicrystalline Phase", Materials Chemistry and Physics, Vol. 85, pp. 383-395, 2004.

