



پژوهش‌نامه ریخته‌گری

مقاله پژوهشی:

بررسی اثر سرعت گرمایش در عملیات حرارتی پیرسازی غیرهم‌دما بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت در جای آلومینیم - آلومیناید نیکل

رضانعلی فرج‌الهی^۱، حامد جمشیدی اول^{۲*}، روح‌اله جماعتی^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد و صنایع، دانشگاه صنعتی نوشیروانی، بابل.

۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و صنایع، دانشگاه صنعتی نوشیروانی، بابل.

۳- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و صنایع، دانشگاه صنعتی نوشیروانی، بابل.

* نویسنده مکاتبه کننده: تلفن: ۰۱۱-۳۵۵۰۱۸۰۸، Email: h.jamshidi@nit.ac.ir

دریافت: ۱۴۰۱/۱۰/۱۵

پذیرش: ۱۴۰۲/۰۴/۲۳

چکیده:

در این تحقیق اثر سرعت گرمایش بر رفتار پیری غیرهم‌دما کامپوزیت درجای زمینه آلیاژ آلومینیم AA۲۰۲۴ تقویت شده با آلومیناید نیکل مورد مطالعه قرار گرفته است. آلومیناید نیکل به صورت درجا و در اثر افزودن ۴/۵ درصد وزنی نیکل در ضمن کامپوزیت‌سازی به روش ریخته‌گری هم‌زنی در زمینه آلیاژ آلومینیم AA۲۰۲۴ ایجاد شد. نتایج نشان داد که افزودن نیکل باعث می‌شود علی‌غم شکل‌گیری آلومیناید نیکل قابلیت رسوب‌گذاری زمینه آلیاژ آلومینیم AA۲۰۲۴ در ضمن عملیات حرارتی غیرهم‌دما کاهش یابد. همچنین با افزایش سرعت گرمایش در ضمن پیرسازی غیرهم‌دما مقدار رسوبات S-Al₂CuMg شکل گرفته در ساختار کاهش پیدا می‌کند. با افزایش سرعت گرمایش حداکثر سختی در ضمن پیرسازی غیرهم‌دما کاهش یافته و در دماهای بالاتری بدست می‌آید. پیرسازی غیرهم‌دما کامپوزیت زمینه آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ تقویت شده با آلومیناید نیکل با سرعت گرمایش ۵ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه منجر به افزایش سختی و استحکام کششی نهایی به ترتیب به میزان ۱۷ و ۲۲ درصد نسبت به زمینه آلیاژ آلومینیم AA۲۰۲۴ شد.

واژه‌های کلیدی:

کامپوزیت آلومینیم-آلومیناید نیکل، پیرسازی غیرهم‌دما، سرعت گرمایش، ریزساختار، خواص مکانیکی

ارجاع به این مقاله:

رضانعلی فرج‌الهی، حامد جمشیدی اول، روح‌اله جماعتی، بررسی اثر سرعت گرمایش در عملیات حرارتی پیرسازی غیرهم‌دما بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت درجای آلومینیم - آلومیناید نیکل، پژوهش‌نامه ریخته‌گری، زمستان ۱۴۰۱، جلد ۶، شماره ۳، صفحات ۱۸۳-۱۹۴.

شناسه دیجیتال: (DOI): 10.22034/FRJ.2023.379722.1172

۱- مقدمه

برای دستیابی به این اهداف توسعه داده شده‌اند. ذرات سرامیکی یکی از تقویت‌کننده‌های مرسوم در کامپوزیت‌های زمینه فلزی هستند [۱، ۲]. اما باید توجه داشت که علی‌رغم سختی و مقاومت به سایش خوب که توسط این ذرات در زمینه فلزی ایجاد می‌شود، پیوند ضعیف این ذرات با زمینه فلزی می‌تواند باعث تضعیف محصول نهایی شود [۳]. این مشکل عمدتاً در روش‌های غیردرجا مشاهده می‌شود. یک راهکار جهت رفع مشکل پیوند ضعیف در فصل مشترک ذره/زمینه استفاده از روش‌های درجا همانند استفاده از ذرات فلزی با کاهش حلالیت در حین انجماد می‌باشد.

رشد سریع صنعت به طور مداوم محدودیت‌های فعلی و مرزهای مواد مهندسی معمولی را به چالش می‌کشد و دانشمندان و مهندسان را به گسترش مرزهای دانش برای دستیابی به خواص و مشخصه‌های منحصر به فرد سوق می‌دهد. این مشخصه‌ها باید نیازهای بازار رو به رشد و گاه متضاد را برآورده سازد. یک نمونه واضح از این خواسته‌های متضاد در صنعت هوافضا وجود دارد که در آن مواد با استحکام بالا و در عین حال سبک وزن مورد نیاز است. مواد کامپوزیتی یک دسته از موادی هستند که منحصراً

حلالیت پایین در حالت مذاب ضمن ایجاد یک فصل مشترک قوی، ترکیب بین فلزی با سختی و مدول بالا در زمینه آلومینیم شکل می‌دهد. ترکیبات بین فلزی مانند آلومیناید تیتانیوم که دارای تدری کمی هستند در مقایسه با سرامیک‌ها گزینه جذابی برای ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی هستند. علاوه بر آن، تیتانیوم دارای ضریب نفوذ و حلالیت کم درون آلومینیم است. آلومیناید تیتانیوم همانند Al_3Ti دارای مدول یانگ بالا (216 GPa)، چگالی کم ($3/4 \text{ g.cm}^{-3}$) و نقطه ذوب بالا (1350°C) است. بنابراین حضور فاز آلومیناید تیتانیوم در افزایش سفتی آلیاژهای آلومینیم بسیار موثر است [۴، ۵]. همچنین ترکیبات بین فلزی آلومیناید نیکل همانند Al_3Ni می‌توانند به عنوان تقویت کننده در کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی استفاده شوند، زیرا دارای مدول یانگ قابل قبول ($116-152 \text{ GPa}$) و استحکام کششی بالا (2160 MPa) هستند. آلومیناید نیکل دارای استحکام، سختی و عملکرد خوب و همچنین پایداری حرارتی بالایی است [۵].

استفاده از آلیاژهای آلومینیم رسوب سخت‌شونده به عنوان زمینه در کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی انتخاب هوشمندانه‌ای است. در این شرایط ضمن بهره بردن از مکانیزم‌های استحکام بخشی ایجاد شده توسط ذرات تقویت کننده می‌توان از مکانیزم استحکام بخشی توسط رسوبات جهت دستیابی به حداکثر خواص مکانیکی بهره جست. اما باید توجه داشت که عملکرد آلیاژهای آلومینیم رسوب سخت‌شونده به شدت به عملیات حرارتی، به ویژه فرآیندهای محلول‌سازی و پیرسازی بستگی دارد [۶، ۷]. روش متداول برای دستیابی به بالاترین استحکام در آلیاژهای آلومینیم رسوب سخت‌شونده استفاده از مکانیزم رسوب‌سختی یا پیرسختی است که شامل عملیات محلولی در دمای بالا، کوئنچ در آب و پیرسازی مصنوعی می‌باشد [۸]. لازمه استحکام بخشی از طریق رسوب سختی، شکل‌گیری محلول جامد فوق اشباع می‌باشد. فضاهای خالی ایجاد شده در ضمن عملیات محلول‌سازی با سرعت بخشیدن فرایند نفوذ باعث شکل‌گیری رسوبات استحکام بخش در ضمن عملیات پیرسازی می‌شود. با کنترل مراحل فوق می‌توان به رسوبات ریز پراکنده و استحکام بالا رسید [۸-۱۰]. با این حال، حداکثر استحکامی که می‌توان از طریق فرایند پیرسختی سنتی بدست آورد محدود خواهد بود. بررسی‌ها نشان داده است که روش‌های عملیات حرارتی سنتی نمی‌توانند رابطه بین خواص مکانیکی و سایر خواص همانند مقاومت در برابر خوردگی را کاملاً متعادل کنند [۱۱]. به عنوان مثال، پیرسازی مصنوعی (T6) همیشه منجر به بالاترین استحکام و ضعیف‌ترین مقاومت در برابر خوردگی در آلیاژهای آلومینیم

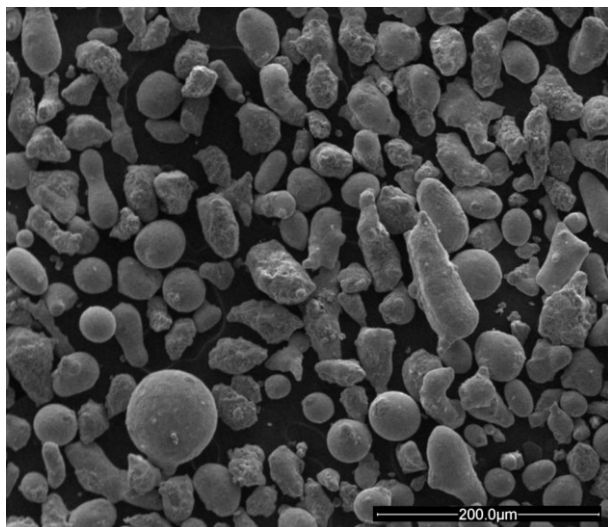
رسوب سخت‌شونده می‌شود [۱۲، ۱۳]. در سال‌های اخیر، عملیات حرارتی پیری غیر همدمای (NIA) در آلیاژهای آلومینیم به‌ویژه آلیاژهای $Al-Zn-Mg-Cu$ استفاده شد و به سرعت توسعه یافت [۱۴]. در مقایسه با عملیات حرارتی رسوب سختی سنتی، پارامترهای ترمودینامیکی مانند ضریب نفوذ و نیروی محرکه هسته‌زایی در حین تغییر دمایی پیوسته ضمن عملیات حرارتی پیری غیرهمدمای تغییر می‌کنند. تفاوت اصلی مابین عملیات حرارتی رسوب سختی سنتی و پیری غیرهمدمای در این است که در عملیات حرارتی پیری غیرهمدمای برخلاف عملیات رسوب سختی سنتی، دمای عملیات حرارتی به طور پیوسته تغییر کرده و عملیات حرارتی در یک دمای مشخص انجام نمی‌شود. تغییر دمایی پیوسته در ضمن عملیات پیری غیرهمدمای می‌تواند ساختار، اندازه و توزیع رسوبات را تغییر دهد که ممکن است خواص مکانیکی و مقاومت در برابر خوردگی آلیاژهای آلومینیم را تقویت کند [۱۵]. به عنوان مثال، جیانگ و همکاران [۱۶] دریافتند که عملیات حرارتی پیری غیرهمدمای می‌تواند ضمن دستیابی به سختی قابل توجه، مقاومت در برابر خوردگی آلیاژ $Al-Zn-Mg-Cu$ را بهبود بخشد. پنگ و همکاران [۱۷] گزارش نمودند که تعادل بین استحکام بالا و مقاومت خوردگی مطلوب آلیاژ $AA7050$ را می‌توان با عملیات حرارتی پیری غیرهمدمای بدست آورد. آن‌ها خواص مکانیکی و مقاومت در برابر خوردگی عالی را به شکل‌گیری رسوبات داخل دانه‌ها و مرزهای دانه نسبت دادند. گزارش شده است که در حین عملیات حرارتی پیری غیرهمدمای، توالی رسوب‌گذاری ممکن است قطع شود و باعث رقابت پیچیده بین رسوبات مختلف شود [۱۴].

همانطور که پیش از این اشاره شد استفاده از ذرات فلزی با حلالیت محدود در حالت مذاب می‌تواند مشکل اصلی ذرات سرامیکی در پیوند فصل‌مشترک ذره / زمینه را حل کند. در این میان نیکل یکی از فلزات ایده‌آل جهت ساخت ذرات تقویت کننده آلومیناید نیکل به صورت درجا در کامپوزیت زمینه آلومینیمی است. ذرات نیکل براساس پارامترهای فرایند تولید کامپوزیت می‌توانند به طور کامل یا به صورت جزئی با زمینه آلومینیم واکنش دهد و ضمن تولید آلومیناید نیکل یک فصل مشترک یکپارچه را مابین ذره و زمینه ایجاد کند. استفاده از آلومینیم‌های رسوب سخت‌شونده همانند آلیاژهای آلومینیم سری ۲۰۰۰ انتخاب مناسبی به عنوان فلز زمینه است اما باید توجه داشت که در صورت استفاده از ذرات تقویت‌کننده فلزی همانند نیکل امکان تغییر در حلالیت عناصر اصلی موجود در زمینه آلومینیم که وظیفه استحکام بخشی را برعهده دارند وجود دارد. از این‌رو علی‌رغم شکل‌گیری ترکیبات بین‌فلزی آلومیناید نیکل با خواص

از رسیدن به دماهای ۱۸۵، ۲۶۰، ۳۳۵ و ۴۱۰ درجه سانتی‌گراد در آب سرد شده و ریزساختار و خواص مکانیکی آن‌ها بررسی شده است. سیکل عملیات حرارتی غیرهمدم استفاده شده در این تحقیق در شکل (۲) آورده شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی شمش آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ جهت ساخت کامپوزیت (بر حسب درصد وزنی)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
۰/۱۴	۰/۲۶	۴/۱۴	۰/۴۹	۱/۴۵	باقیمانده



شکل ۱- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی پودر نیکل مورد استفاده جهت ساخت کامپوزیت.

پس از سنباده‌زنی و پولیشکاری، سطح مقطع نمونه متالوگرافی به منظور آشکارسازی ریزساختار با محلول کلر (۲/۵ میلی لیتر اسید نیتریک، ۱/۵ میلی لیتر اسید هیدروکلریک، ۱ میلی لیتر اسید هیدروفلوریک) اچ شد. تصاویر ریزساختاری از سطح مقطع نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی (FEI ESEM QUANTA 200) تهیه شد. همچنین آنالیز طیفسنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) جهت آنالیز نقطه‌ای و شناسایی ترکیبات و فازهای موجود در نمونه‌ها انجام شد. به منظور بررسی خواص مکانیکی کامپوزیتها از آزمون سختی سنجی ویکرز و آزمون کشش استفاده شده است. سختیسنجی ویکرز توسط دستگاه سختی سنجی KOOPA-UV1 مطابق استاندارد ASTM E92 با استفاده از بار ۱۰ کیلوگرم و مدت زمان ۱۰ ثانیه انجام شد. نمونه‌های آزمون کشش به صورت دمبلی با طول گیج ۲۴ میلی‌متر و قطر ۶ میلی‌متر مطابق شکل (۳) تهیه شد. آزمون کشش نمونه‌ها در دمای اتاق توسط دستگاه کشش SANTAM STM-250 با سرعت فک ۰/۵ میلی‌متر بر دقیقه انجام شد.

منحصربه‌فرد، بررسی اثر افزودن نیکل به زمینه آلومینیم و تاثیر آن بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت حاصل حائز اهمیت است. در این تحقیق کامپوزیت حاوی تقویت‌کننده آلومیناید نیکل با افزودن ۴/۵ درصد وزنی نیکل به مذاب آلیاژ Al-Cu-Mg با استفاده از روش ریخته‌گری همزنی ساخته شد. قابلیت پیرسازی کامپوزیت حاصل با بررسی اثر سرعت گرمایش در ضمن عملیات حرارتی پیرسازی غیر همدم بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت ساخته شده بررسی شد.

۲- روش تحقیق

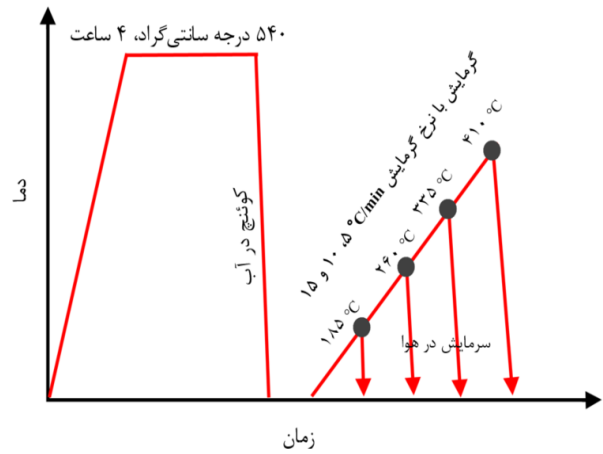
برای ساخت کامپوزیت زمینه آلومینیمی از شمش آلیاژ آلومینیم AA۲۰۲۴ به عنوان ماده زمینه و از پودر نیکل به عنوان فاز تقویت‌کننده استفاده شده است. ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ با روش کوانتومتری تعیین و در جدول (۱) ارائه شده است. پودر نیکل مورد استفاده دارای خلوص ۹۹/۹٪ و اندازه ذرات ۱۵۰-۲۰ میکرومتر می‌باشد. تصویر پودر نیکل مورد استفاده در شکل (۱) آورده شده است.

با توجه به مطالعه اولیه انجام شده توسط محققین [۱۸] پارامترهای ریخته‌گری همزنی جهت دستیابی به بهترین شرایط توزیع ذرات تقویت‌کننده تعیین شد. با توجه بررسی انجام شده بهترین شرایط توزیع ذرات تقویت‌کننده در سرعت همزدن ۳۰۰ دور در دقیقه، زمان همزدن ۱۰ دقیقه و دمای همزدن ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد بدست آمد. از این‌رو در این تحقیق از پارامترهای مذکور برای ساخت کامپوزیت با ۴/۵ درصد وزنی نیکل استفاده شد. فرآیند ساخت کامپوزیت تحت اتمسفر آرگون انجام شد. پودر نیکل توسط فشار گاز آرگون با فشار ۳/۵ بار متناسب با زمان همزدن به درون مذاب وارد و توسط چرخش همزن در مذاب توزیع شد. بعد از تزریق کامل پودر نیکل، همزدن به مدت ۲ دقیقه ادامه پیدا کرد تا هم از انجام واکنش بین پودر نیکل و آلیاژ آلومینیم اطمینان حاصل شود و هم پودر نیکل توزیع مناسب‌تری در مذاب پیدا کند. در نهایت، بوته از کوره خارج و درون یک قالب ماسه‌ای ذوب‌ریزی انجام شد.

نمونه کامپوزیتی پس از عملیات حرارتی همگن‌سازی در دمای ۵۴۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۴ ساعت در آب کوئنچ شد و سپس عملیات حرارتی پیرسازی غیرهم دم با سرعت گرمایش ۵ °C/min و ۱۰ و ۱۵ روی نمونه انجام شد. همچنین برای مقایسه و ارزیابی تاثیر افزودن پودر نیکل بر رفتار پیرسازی غیرهم دم، نمونه بدون افزودن نیکل پس از عملیات همگن‌سازی در دمای ۵۴۰ °C به مدت ۴ ساعت تحت عملیات پیرسازی غیرهم دم با نرخ گرمایش ۵ °C/min و ۱۰ و ۱۵ قرار گرفته است. نمونه‌ها پس

داخلی دندریتی تقریباً عاری از رسوبات است. در شکل (۵) ریزساختار نمونه‌ها پس از عملیات حرارتی همگن‌سازی و کوئنچ در آب نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود اندازه ذرات فاز ثانویه تغییر چندانی نکرده است ولی اثری از ساختار یوتکتیکی دیده نمی‌شود. نکته مهم این است که پس از عملیات همگن‌سازی و کوئنچ در آب قسمت عمده رسوبات حل شده‌اند. از طرفی مشاهده می‌شود که با افزودن نیکل، فاز بلوکی خاکستری رنگ در کنار فاز تیره شکل می‌گیرد. این فازها عمدتاً در فضای بین دندریتها شکل می‌گیرند. همچنین باید توجه داشت که نسبت ابعادی ذرات فاز ثانویه (که به رنگ خاکستری و تیره در ساختار مشاهده می‌شوند) پس از عملیات حرارتی همگن‌سازی تا حدودی تغییر کرده و تمایل به تشکیل ساختار هم‌محور دارند.

در شکل (۶) تغییرات سختی نمونه‌های مختلف در ضمن عملیات حرارتی پیری غیرهمدما با سرعت گرمایش‌های مختلف قابل مشاهده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش دمای پیرسازی سختی در کلیه نمونه‌ها افزایش پیدا کرده و پس از رسیدن به مقدار حداکثر، کاهش پیدا می‌کند. همانطور که مشاهده می‌شود با افزایش سرعت گرمایش حداکثر سختی کاهش و دمای دستیابی به حداکثر سختی افزایش پیدا می‌کند. همچنین مشاهده می‌شود که در اثر افزودن نیکل به زمینه آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ در یک سرعت گرمایش ثابت حداکثر سختی افزایش پیدا می‌کند.



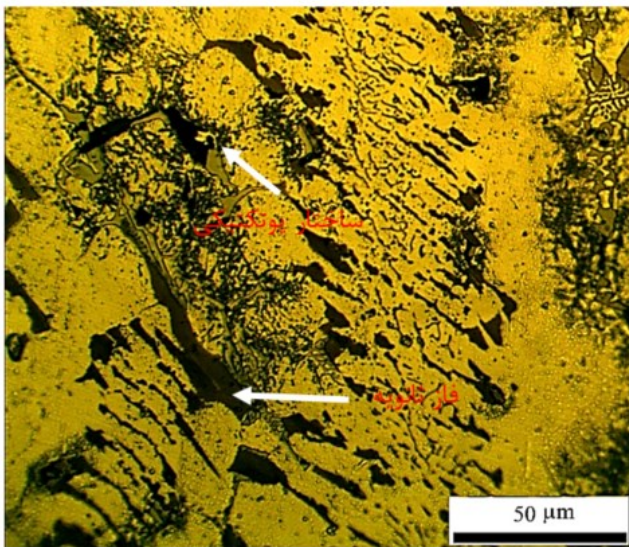
شکل ۲- سیکل عملیات حرارتی غیرهمدما در نرخ گرمایش ۱۵ و ۱۰ °C/min.



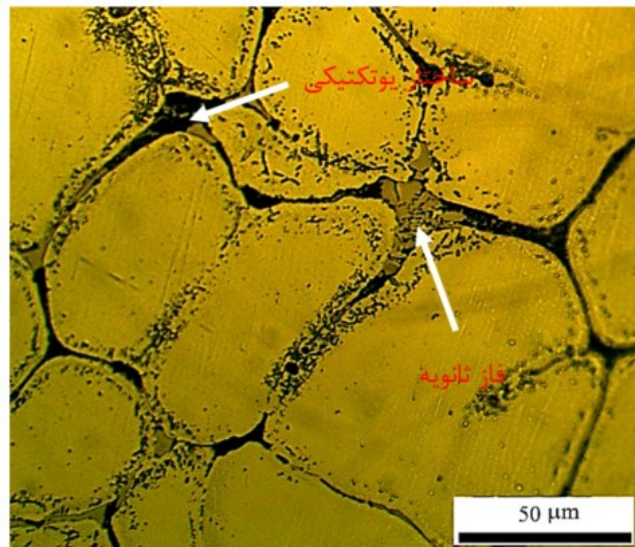
شکل ۳- نمونه کشش مورد استفاده جهت ارزیابی استحکام کششی.

۳- نتایج و بحث

در شکل (۴) تصویر ریزساختار نمونه کامپوزیتی و نمونه بدون تقویت کننده پس از ریخته‌گری و قبل از عملیات حرارتی مشاهده می‌شود. در هر دو نمونه ساختار حاوی ذرات فاز ثانویه به همراه ساختار یوتکتیکی در نواحی بین دندریتی است. در هر دو نمونه رسوبات در فضای بین دندریتی متمرکز شده‌اند و نواحی

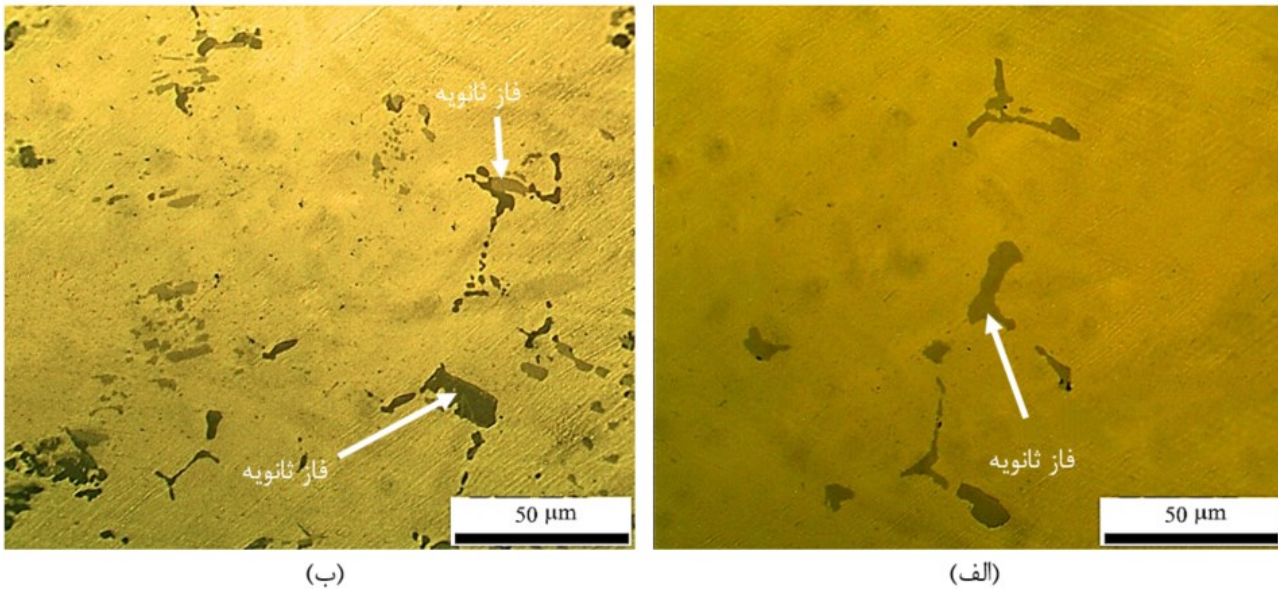


(ب)



(الف)

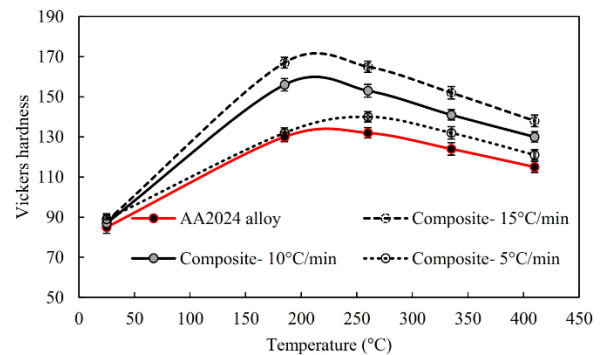
شکل ۴- تصاویر میکروسکوپ نوری قبل از عملیات حرارتی: (الف) آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴، (ب) کامپوزیت زمینه آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴.



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ نوری پس از عملیات حرارتی همگن سازی و کوئنچ در آب: (الف) آلیاژ آلومینیم AA۲۰۲۴، (ب) کامپوزیت زمینه آلیاژ آلومینیم AA۲۰۲۴.

گرمایش ۵ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود با افزودن نیکل در بخش‌هایی از ریزساختار ترکیب بین فلزی Al_3NiCu شکل می‌گیرد. این ترکیبات در مجاورت ترکیبات بین‌فلزی $Al(Cu, Mn, Fe, Si)$ شکل می‌گیرند. باید توجه داشت که با افزودن نیکل و همچنین عملیات پیرسازی، رسوبات $S-Al_2CuMg$ کاهش پیدا کرده و اندازه آنها کوچک‌تر خواهد شد. با توجه به مرجع [۲۲]، افزودن نیکل در سیستم آلیاژی $Al-Cu-Mg$ باعث کاهش حلالیت مس در آلیاژ شده و به واسطه شکل‌گیری ترکیبات بین‌فلزی $Al-Ni-Cu$ (مانند Al_7NiCu_4 , Al_3NiCu)، نسبت مس به منیزیم در زمینه آلومینیم کاهش پیدا کرده و طبق دیاگرام فازی قابلیت رسوب‌گذاری $S-Al_2CuMg$ کاهش می‌یابد. نکته قابل توجه این است که با مقایسه ریزساختار نمونه‌های بدست آمده با سرعت گرمایش ۱۰ و ۱۵ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش سرعت گرمایش تغییر چندانی در مقدار یا نوع ذرات فاز ثانویه $Al(Cu, Mn, Fe, Si)$ و ترکیب حاوی نیکل ایجاد نمی‌شود. اما با افزایش سرعت گرمایش حجم رسوبات $S-Al_2CuMg$ کاهش پیدا می‌کند. کاهش حجم رسوبات $S-Al_2CuMg$ می‌تواند دلیلی بر کاهش حداکثر سختی مشاهده شده در نمونه‌های عملیات حرارتی شده با سرعت گرمایش بالا باشد.

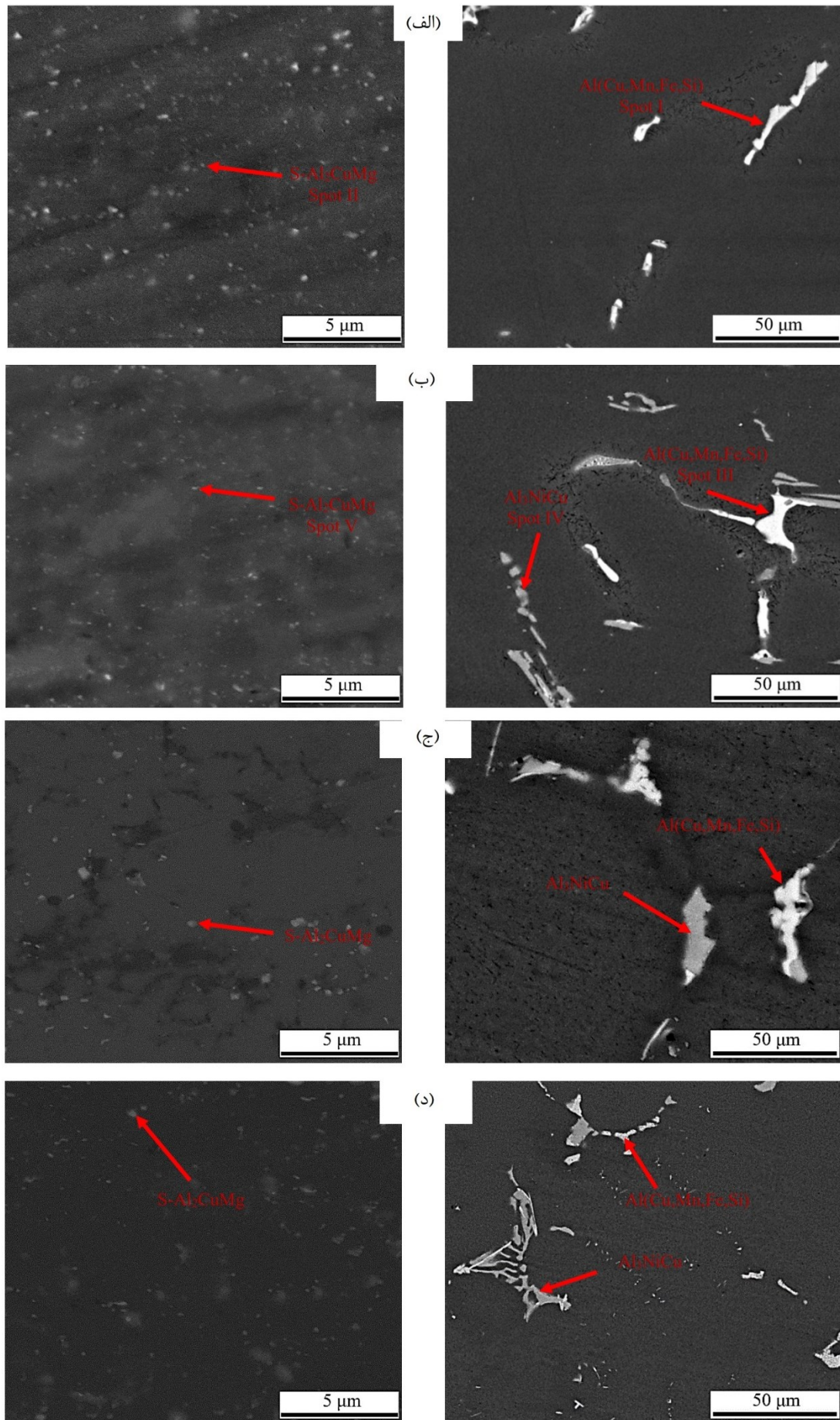
در شکل (۸)، نتایج آزمون استحکام کششی نمونه کامپوزیتی پیش از عملیات پیرسازی و نمونه‌های با حداکثر سختی تحت سرعت گرمایش مختلف ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، انجام عملیات حرارتی پیرسازی روی نمونه کامپوزیتی سبب افزایش قابل‌ملاحظه استحکام می‌شود. شکل‌گیری رسوبات



شکل ۶- تغییرات سختی نمونه‌های مختلف در حین عملیات حرارتی پیرسازی غیرهمدم.

به منظور بررسی دقیق‌تر ریزساختار و درک ماهیت رسوبات و ترکیبات موجود، بررسی ریزساختار به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی روی نمونه‌هایی که حداکثر سختی را در سرعت گرمایش‌های مختلف نشان دادند انجام شد و نتایج در شکل (۷) گزارش شده است. علاوه بر این آنالیز شیمیایی رسوبات و ترکیبات بین‌فلزی در جدول (۲) نشان داده شده است. با توجه به شکل (۷-الف) ریزساختار نمونه بدون افزودن نیکل حاوی رسوبات و ترکیبات بین‌فلزی $S-Al_2CuMg$ و $Al(Cu, Mn, Fe, Si)$ است. رسوبات که در کل ساختار به صورت یکنواخت توزیع یافته‌اند فاز $S-Al_2CuMg$ می‌باشند. با توجه به اینکه دمای انحلال ترکیبات بین‌فلزی $Al(Cu, Mn, Fe, Si)$ به مراتب بیشتر از دمای هم‌وزن‌سازی است امکان حل شدن این ترکیبات در ساختار وجود ندارد.

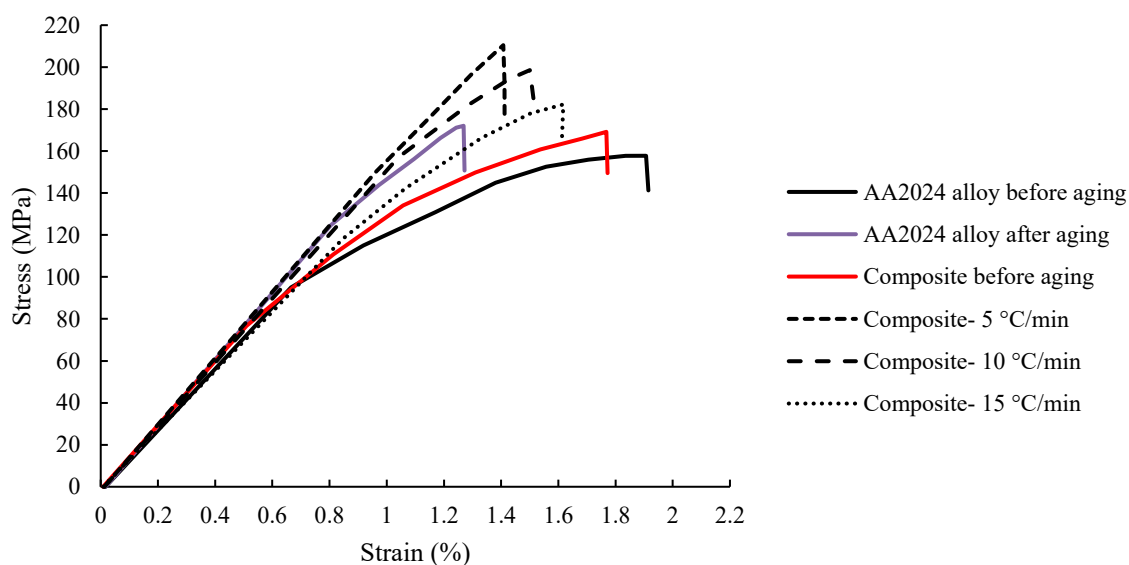
حضور ترکیبات بین‌فلزی $Al(Cu, Mn, Fe, Si)$ توسط محققین دیگر [۱۹-۲۱] در آلیاژ AA۲۰۲۴ گزارش شده است. در شکل ۷ (ب) ریزساختار نمونه کامپوزیتی پس از پیرسازی با سرعت



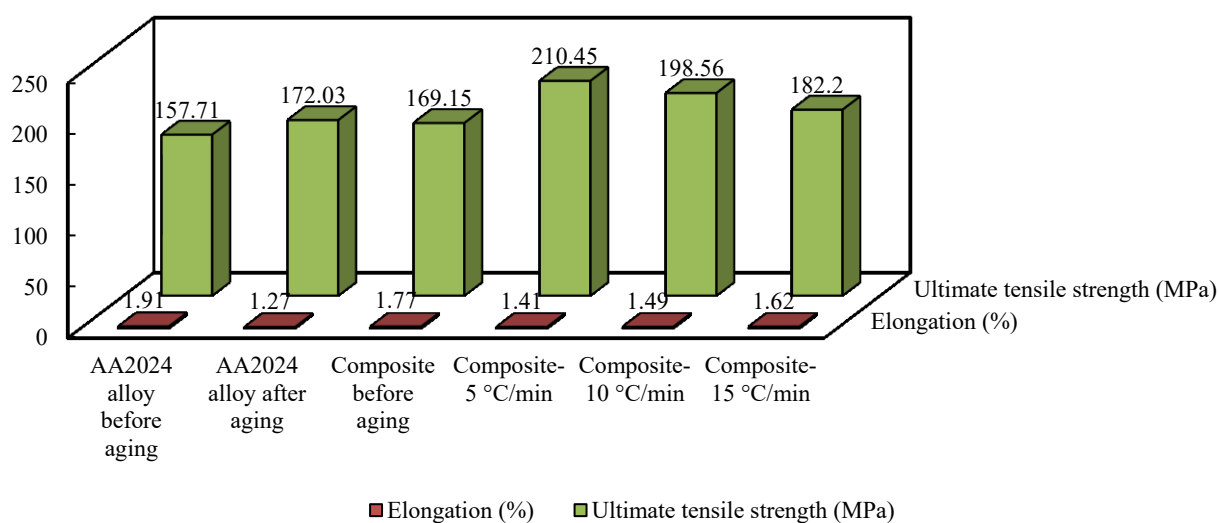
شکل ۷- تصاویر ریزساختار میکروسکوپ الکترونی روبشی پس از عملیات پیرسازی غیرهمدما و رسیدن به حداکثر سختی: الف) آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴، ب) نمونه کامپوزیتی در سرعت گرمایش ۵ ° C/min، ج) نمونه کامپوزیتی در سرعت گرمایش ۱۰ ° C/min، د) نمونه کامپوزیتی در سرعت گرمایش ۱۵ ° C/min.

جدول ۲- آنالیز شیمیایی نقاط مختلف نشان داده شده در شکل ۷.

Spot I	Element	Fe	Mg	Cu	Ni	Si	Mn	Al
	Atomic %	13.21	0.78	1.23	0	4.78	8.94	71.06
Spot II	Element	Fe	Mg	Cu	Ni	Si	Mn	Al
	Atomic %	0.84	22.32	20.19	0	0.36	0.29	56.00
Spot III	Element	Fe	Mg	Cu	Ni	Si	Mn	Al
	Atomic %	18.34	0.46	2.09	0.08	1.08	7.98	69.97
Spot IV	Element	Fe	Mg	Cu	Ni	Si	Mn	Al
	Atomic %	0.03	0.1	18.87	19.95	0.06	0.02	60.97
Spot V	Element	Fe	Mg	Cu	Ni	Si	Mn	Al
	Atomic %	0.03	25.45	23.12	0.05	0.21	0.15	50.99



(الف)



(ب)

شکل ۸- نتایج آزمون کشش: (الف) منحنی تنش-کرنش نمونه‌های مختلف، (ب) نتایج استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول نهایی.

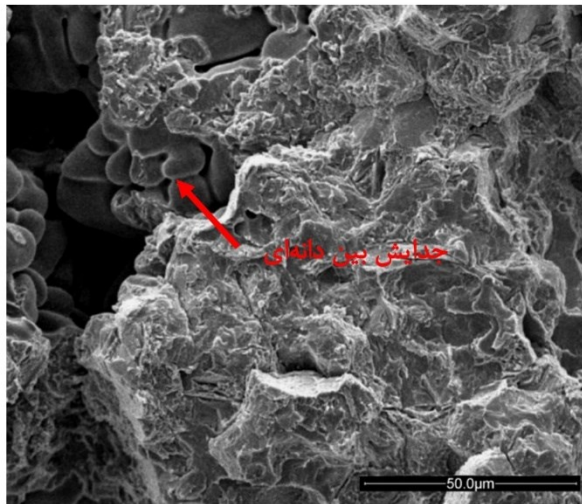
رسوبات استحکام بخش $S-Al_2CuMg$ می‌توانند عامل تاثیر گذار در این مورد باشند. با افزایش سرعت گرمایش استحکام کششی نهایی کاهش و درصد ازدیاد طول افزایش پیدا می‌کند. با توجه به اینکه درصد فاز تقویت کننده در همه نمونه‌های کامپوزیتی ثابت است، کاهش استحکام با افزایش سرعت گرمایش را به کاهش شکل‌گیری رسوبات استحکام بخش $S-Al_2CuMg$ نسبت داد. با مقایسه دو نمونه حاوی نیکل و بدون افزودنی نیکل که در یک سرعت گرمایش ثابت عملیات حرارتی شده‌اند مشاهده می‌شود که در نمونه حاوی افزودنی نیکل علی‌رغم رسوبات $S-Al_2CuMg$ کمتر، استحکام کششی در نمونه کامپوزیتی افزایش داشته و مقدار ازدیاد طول کاهش یافته است. تئوری میکرو مکانیک [۲۳] بیان می‌کند که عوامل مختلفی مانند استحکام بخشی ناشی از محلول جامد، استحکام بخشی مرزخانه، استحکام بخشی ناشی از رسوبات و استحکام بخشی ناشی از تفاوت مدول برشی در افزایش استحکام زمینه موثر می‌باشند. از طرف دیگر، اندازه‌گیری مس محلول در زمینه آلومینیم نشان می‌دهد که درصد اتمی مس در نمونه کامپوزیتی و نمونه بدون افزودنی نیکل کمتر از ۰/۳ درصد اتمی است. همان‌طور که در تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مشخص است، بیشتر مس محلول برای تشکیل رسوب $S-Al_2CuMg$ در نمونه عاری از نیکل استفاده شده، در حال که در نمونه حاوی نیکل، مس موجود در زمینه آلومینیم به وسیله تشکیل رسوب $S-Al_2CuMg$ و جذب توسط ترکیبات غنی از نیکل و غنی از آهن استفاده می‌شود. در نتیجه، اثر استحکام بخشی محلول جامد در همه نمونه‌ها را می‌توان ناچیز در نظر گرفت.

از آنجایی که آلیاژ $AA2024$ جزء آلیاژهای پیرسخت‌شونده است، تغییر در نوع، اندازه و مورفولوژی رسوبات، مکانیزم موثری در تغییر سختی و استحکام آن است [۲۴]. لذا می‌توان بیان داشت که در نمونه‌های کامپوزیتی عملیات حرارتی شده با سرعت گرمایش‌های مختلف از آنجایی که ریزساختار از نظر نوع و اندازه ذرات فاز ثانویه تفاوت چندانی ندارد، کاهش رسوبات $S-Al_2CuMg$ عامل اصلی افت استحکام و افزایش ازدیاد طول در نمونه کامپوزیتی عملیات حرارتی شده با سرعت گرمایش بالا است.

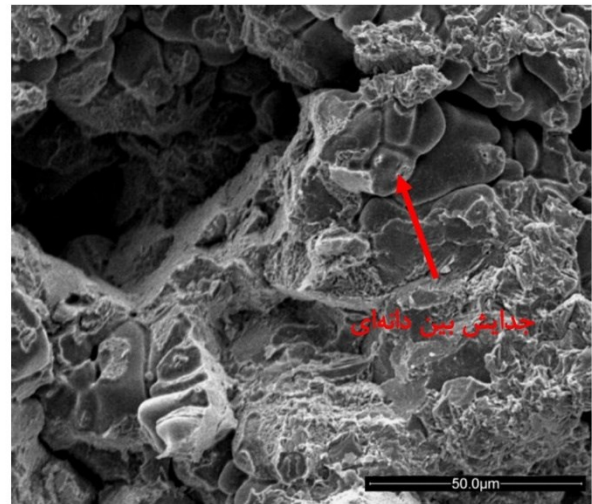
بیشتر بودن استحکام در نمونه کامپوزیتی نسبت به نمونه بدون افزودنی نیکل، علی‌رغم کمتر بودن مقدار رسوبات S حکایت از این نکته دارد که مکانیزم‌های استحکام بخشی دیگری باید بر مکانیزم استحکام بخشی از طریق رسوبات غالب باشد. تفاوت در مدول الاستیک اجزاء کامپوزیت می‌تواند مکانیزم استحکام بخشی دیگری را فعال کند. به دلیل تفاوت چشمگیر در مدول الاستیک با زمینه، تشکیل ترکیبات بین فلزی غنی از نیکل مانند Al_3NiCu

می‌تواند استحکام را به وسیله مکانیزم استحکام بخشی از طریق تفاوت مدول بهبود دهد. آلومینیم مدول الاستیکی برابر با 185 GPa دارد، در حالی که Al_3NiCu دارای مدول الاستیک 185 GPa است [۲۵]. حرکت نابجایی در سیستم‌های چندفازی با تفاوت مدول برشی چشمگیر بین فازها، موجب تغییر در سطح انرژی نابجایی‌ها می‌شود. تحت این شرایط، با تغییر انرژی نابجایی‌ها، استحکام مواد افزایش می‌یابد. براساس [۲۶]، مدول الاستیک بالا باعث پیوند بین فلزی مستحکم‌تر می‌شود. وقتی مدول الاستیک افزایش یابد، مدول برشی نیز افزایش می‌یابد. این یعنی اینکه با تشکیل ترکیبات بین فلزی Al_3NiCu در سراسر زمینه آلومینیم، استحکام بخشی مدولی منجر به استحکام بالاتر در کامپوزیت می‌شود. باید توجه داشت که جذب مس موجود در زمینه آلیاژ آلومینیم 2024 توسط ذرات غنی از نیکل توانسته است بر قابلیت استحکام بخشی از طریق رسوبات در کامپوزیت زمینه آلیاژ آلومینیم 2024 تاثیرگذار باشد. نکته مهم این است که استحکام بخشی از طریق مکانیزم مدولی ذرات غنی از نیکل بر کاهش استحکام ناشی از کم شدن رسوب‌گذاری رسوبات $S-Al_2CuMg$ غالب می‌باشد. اما در شرایط یکسان و حضور مقدار مشابه از ذرات غنی از نیکل در نمونه‌های کامپوزیتی مشاهده شد که کم شدن سهم استحکام بخشی از طریق رسوبات $S-Al_2CuMg$ توانسته است باعث کاهش استحکام در نمونه کامپوزیتی شود.

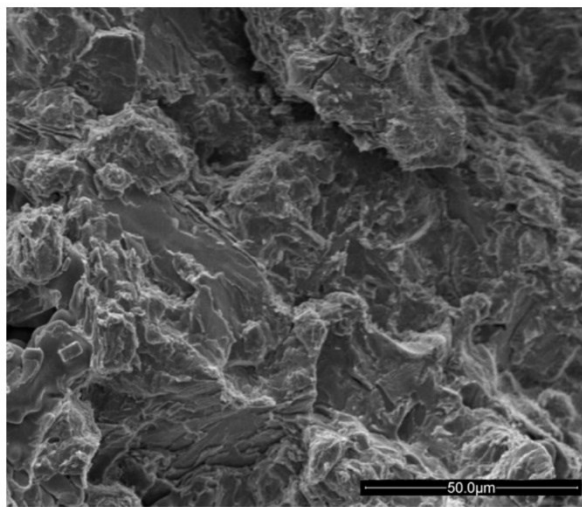
تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح شکست نمونه‌های مختلف در شکل (۹) نشان داده شده است. رفتار شکست در نمونه‌ها عمدتاً به صورت ترد است. در سطح شکست همه نمونه‌ها صفحات کلیواژ، ترک‌های ریز و دیمپل‌های ریز مشاهده می‌شود. در سطح شکست نمونه‌های مختلف جدایش بین دانه‌ای مشاهده می‌شود که مقدار آن در نمونه کامپوزیتی به مراتب کمتر می‌باشد. قابل توجه است که با انجام عملیات حرارتی پیرسازی جدایش بین دانه‌ای کاهش قابل ملاحظه‌ای پیدا می‌کند. جدایش بین دانه‌ای آلومینیم نشان دهنده وجود تخلخل انقباضی اولیه است. تخلخل انقباضی کمتر که به معنی کاهش ساختار یوتکتیک می‌باشد، می‌تواند تمایل به پارگی داغ را کاهش دهد [۲۷، ۲۸]. شکست ذرات غنی از نیکل و عدم جدایش فاز زمینه آلومینیم از این ذرات نشان دهنده پیوند بسیار قوی مابین این ذرات و زمینه آلومینیم است. حضور ترکیبات غنی از آهن که دارای مورفولوژی تیغه‌ای هستند می‌تواند بر تمرکز تنش و آغاز ترک در نمونه‌های کشش کمک کند. هرچند بعد از عملیات حرارتی پیرسازی تا حدودی مورفولوژی ترکیبات غنی از آهن از حالت تیغه‌ای خارج می‌شود اما مقادیر اندک این ترکیبات به عنوان مکان‌های جوانه زنی ترک عمل می‌کند.



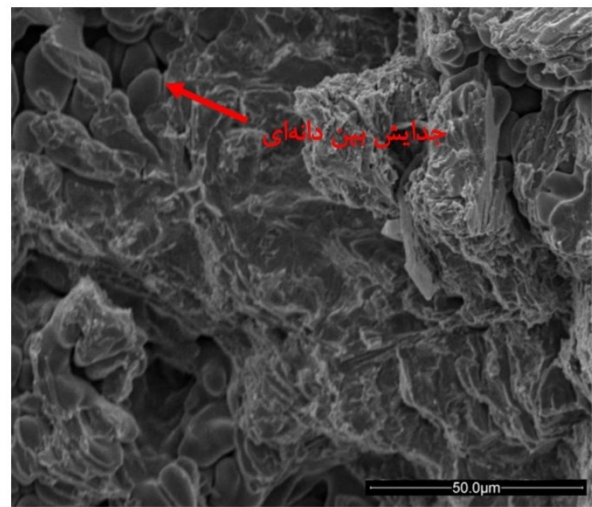
(ب)



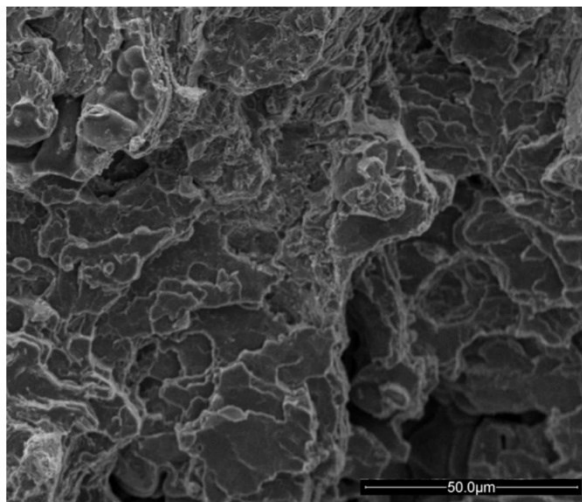
(الف)



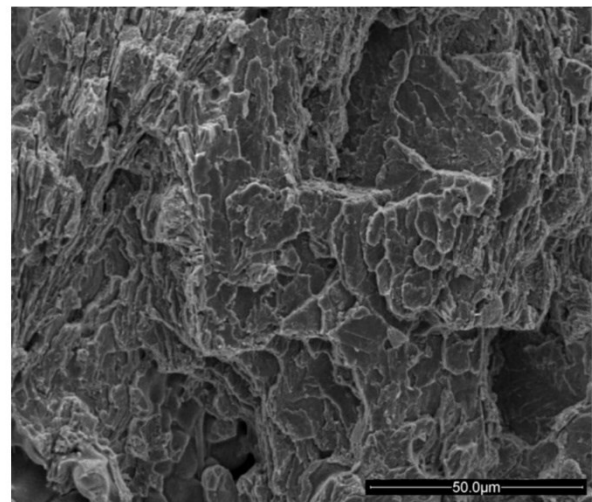
(د)



(ج)



(ی)



(ه)

شکل ۹- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی سطح شکست نمونه‌های مختلف: الف) آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ قبل از پیرسازی، ب) آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴ پس از پیرسازی، ج) کامپوزیت قبل از پیرسازی، د) کامپوزیت پس از پیرسازی با سرعت گرمایش ۵ °C/min، ه) کامپوزیت پس از پیرسازی با سرعت گرمایش ۱۰ °C/min، ی) کامپوزیت پس از پیرسازی با سرعت گرمایش ۱۵ °C/min.

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق اثر سرعت گرمایش در ضمن عملیات حرارتی پیری غیرهمدم کامپوزیت آلومینیم-آلومیناید نیکل تولید شده به روش ریخته‌گری همزنی بر ریزساختار و خواص مکانیکی مورد مطالعه قرار گرفته است. نتایج مهم تحقیق به شرح ذیل می‌باشند:

۱- با افزودن ۴/۵ درصد وزنی نیکل به آلیاژ آلومینیم AA۲۰۲۴ قابلیت رسوب‌گذاری رسوبات استحکام بخش S-Al₂CuMg کاهش پیدا می‌کند.

۲- با افزایش سرعت گرمایش در ضمن عملیات پیرسازی غیرهمدم از ۵ تا ۱۵ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه مقدار رسوبات S-Al₂CuMg در ریزساختار کاهش پیدا می‌کند اما تغییر محسوسی در مقدار ترکیبات بین‌فلزی آلومیناید نیکل ایجاد نمی‌شود.

۳- با افزایش سرعت گرمایش در ضمن عملیات پیرسازی غیرهمدم به دلیل کاهش استحکام بخشی از طریق رسوبات S-Al₂CuMg استحکام کششی نهایی و سختی کاهش پیدا می‌کند. با افزایش سرعت گرمایش از ۵ تا ۱۵ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه استحکام کششی نهایی و سختی به ترتیب ۱۴ و ۱۲ درصد کاهش پیدا می‌کنند.

۴- پیرسازی غیرهمدم با سرعت گرمایش ۵ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه منجر به حداکثر سختی و کششی نهایی در نمونه کامپوزیتی حاوی ۴/۵ درصد وزنی افزودنی نیکل به ترتیب $6/48 \pm 137/21$ و $210/45 \pm 8/98$ مگاپاسکال شد. در مقایسه با زمینه آلیاژ آلومینیم AA۲۰۲۴ سختی و کششی نهایی به ترتیب به میزان ۱۷ و ۲۲ درصد افزایش داشته است.

مراجع

- [1] ن. جعفری، م. سلطانی، بررسی روش‌های اصلاح ترشوندگی بر ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت آلومینیم/کاربید سیلیسیم تولید شده به روش ریخته‌گری گردابی، پژوهشنامه ریخته‌گری، ۱۳۹۸، ۳(۱) ۲۱-۲۸.
- [2] ا. حمیدی، ح. ثقفیان لاریجانی، بررسی ریزساختار و خواص سایشی نانو کامپوزیت A356/Al₂O₃ تولید شده به روش ریخته‌گری هم‌زدنی، پژوهشنامه ریخته‌گری، ۱۳۹۶، ۱(۱) ۵۹-۶۸.
- [3] L. Geng, K. Wu, Metal Matrix Composites, in: Composite Materials Engineering, 2018, 2, 305-487.
- [4] R. Gupta, B.S.S. Daniel, Impression creep behaviour of in-situ Al₃Ti reinforced Al alloy composite fabricated by salt-melt reaction technique, Materials Today: Proceedings, 2018, 5, 16936-16945.
- [5] I. Dinaharan, Liquid metallurgy processing of intermetallic matrix composites, in: Intermetallic Matrix Composites, 2018, 167-202.
- [6] T. Marlaud, A. Deschamps, F. Bley, W. Lefebvre, B. Baroux, Evolution of precipitate microstructures during the retrogression and re-aging heat treatment of an Al-Zn-Mg-Cu alloy, Acta Materialia, 2010, 58, 4814-4826.
- [7] X. Yang, J. Chen, J. Liu, P. Liu, F. Qin, Y. Cheng, C. Wu, Spherical constituent particles formed by a multistage solution treatment in Al-Zn-Mg-Cu alloys, Materials characterization, 2013, 3, 79-88.
- [8] D. Sadeghi-Nezhad, S.H. Mousavi Anijdan, H. Lee, W. Shin, N. Park, M.J. Nayyeri, H.R. Jafarian, The effect of cold rolling, double aging and overaging processes on the tensile property and precipitation of AA2024 alloy, Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9, 15475-15485.
- [9] Z. Wang, M. Chen, H. Jiang, H. Li, S. Li, Effect of artificial ageing on strength and ductility of an Al-Cu-Mg-Mn alloy subjected to solutionizing and room-temperature rolling, Materials Characterization, 2020, 165, 110383.
- [10] Z. Feng, Y. Yang, B. Huang, M. Han, X. Luo, J. Ru, Precipitation process along dislocations in Al-Cu-Mg alloy during artificial aging, Materials Science and Engineering: A, 2010, 528, 706-714.
- [11] W. Wang, Q. Pan, X. Wang, Y. Sun, J. Ye, G. Lin, S. Liu, Z. Huang, S. Xiang, X. Wang, Y. Liu, Non-isothermal aging: A heat treatment method that simultaneously improves the mechanical properties and corrosion resistance of ultra-high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy, Journal of Alloys and Compounds, 2020, 845, 156286.
- [12] W. Huo, J. Shi, L. Hou, J. Zhang, An improved thermo-mechanical treatment of high-strength Al-Zn-Mg-Cu alloy for effective grain refinement and ductility modification, Journal of Materials Processing Technology, 2017, 239, 303-314.
- [13] J. Zuo, L. Hou, J. Shi, H. Cui, L. Zhuang, J. Zhang, Enhanced plasticity and corrosion resistance of high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy processed by an improved thermomechanical processing, Journal of Alloys and Compounds, 2017, 716, 220-230.
- [14] X. Peng, Y. Li, X. Liang, Q. Guo, G. Xu, Y. Peng, Z. Yin, Precipitate behavior and mechanical properties of enhanced solution treated Al-Zn-Mg-Cu alloy during non-isothermal ageing, Journal of Alloys and Compounds, 2018, 735, 964-974.
- [15] J.-Z. Chen, G.-A. Li, X. Cai, J.-T. Jiang, W.-Z. Shao, L. Yang, L. Zhen, Microstructure evolution and the resulted influence on localized corrosion in Al-Zn-Mg-Cu alloy during non-isothermal aging, Materials, 2018, 11, 720.
- [16] J. Jiang, W. Xiao, L. Yang, W. Shao, S. Yuan, L. Zhen, Ageing behavior and stress corrosion cracking resistance of a non-isothermally aged Al-Zn-Mg-Cu alloy, Materials Science and Engineering: A, 2014, 605, 167-175.
- [17] X. Peng, Q. Guo, X. Liang, Y. Deng, Y. Gu, G. Xu, Z. Yin, Mechanical properties, corrosion behavior and microstructures of a non-isothermal aging treated Al-Zn-Mg-Cu alloy, Materials Science and Engineering: A, 2017, 688, 146-154.
- [18] R. Farajollahi, H.J. Aval, R. Jamaati, Evaluating of the microstructure, texture, and mechanical properties of AA2024-Al₃NiCu composites fabricated by the stir casting process, CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2022, 37, 204-218.
- [19] C. Luo, Role of microstructure on corrosion control of AA2024-T3 aluminum alloy, The University of Manchester (United Kingdom), 2011.

- Cu addition, *Composites Part B: Engineering*, 2020, 189, 107891.
- [26] G. Li, W. Jiang, F. Guan, J. Zhu, Z. Zhang, Z. Fan, Microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of A356 aluminum/AZ91D magnesium bimetal prepared by a compound casting combined with a novel Ni-Cu composite interlayer, *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 288.
- [27] J.-q. Han, J.-s. Wang, M.-s. Zhang, K.-m. Niu, Relationship between amounts of low-melting-point eutectics and hot tearing susceptibility of ternary Al-Cu-Mg alloys during solidification, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, 30, 2311-2325.
- [28] Y. Yoshida, H. Esaka, K. Shinozuka, Effect of solidified structure on hot tear in Al-Cu alloy, in: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, IOP Publishing, 2015, 012059.
- [20] G. Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski, Analysis of intermetallic phases in 2024 aluminium alloy, in: *Solid State Phenomena*, Trans. Tech. Publ., 2013, 238-243.
- [21] Y. Zhu, K. Sun, G.S. Frankel, Intermetallic phases in aluminum alloys and their roles in localized corrosion, *Journal of the Electrochemical Society*, 2018, 165, C807-C820.
- [22] L.F. Mondolfo, *Aluminum alloys: structure and properties*, Elsevier, 2013.
- [23] I. Lee, C. Hsu, C. Chen, N. Ho, P. Kao, Particle-reinforced aluminum matrix composites produced from powder mixtures via friction stir processing, *Composites Science and Technology*, 2011, 71, 693-698.
- [24] Z. Rahmati, H.J. Aval, S. Nourouzi, R. Jamaati, Microstructural, tribological, and texture analysis of friction surfaced Al-Mg-Cu clad on AA1050 alloy, *Surface and Coatings Technology*, 2020, 397, 125980.
- [25] J.T. Kim, V. Soprunyuk, N. Chawake, Y.H. Zheng, F. Spieckermann, S.H. Hong, K.B. Kim, J. Eckert, Outstanding strengthening behavior and dynamic mechanical properties of in-situ Al-Al₃Ni composites by



IRANIAN FOUNDRYMEN'S
SOCIETY

Founding Research Journal

Research Paper:

Investigation of the Effect of Heating Rate in Non-isothermal Aging Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of in-situ Aluminum-Nickel Aluminide Composite

Ramezanali Farajollahi¹, Hamed Jamshidi Aval^{2*}, Roohollah Jamaati²

1. M.Sc., 2. Associate Professor.

Department of Materials Engineering, Babol Noshirvani University of Technology, Shariati Avenue, Babol, 47148-71167, Iran
Steel Foundry Company, Mazandaran, Iran

* Corresponding author, h.jamshidi@nit.ac.ir

Paper history:

Received: 05 January 2023
Accepted: 14 July 2023

Keywords:

Aluminum-nickel aluminide composite;
Non-isothermal aging;
Heating rate;
Microstructure;
Mechanical properties.

Abstract:

In this research, the effect of heating rate on non-isothermal aging behavior of AA2024 aluminum alloy matrix composite reinforced with nickel aluminide has been studied. Nickel aluminide was created in-situ in the AA2024 aluminum alloy matrix and as a result of adding 4.5 wt.% of nickel during composite fabrication. The results showed that the addition of nickel reduces the precipitation ability of the AA2024 aluminum alloy during non-isothermal heat treatment despite the formation of nickel aluminide. Also, with the increase of the heating rate, the amount of S-Al₂CuMg precipitates formed in the microstructure decreases during non-isothermal aging. By increasing the heating rate, the maximum hardness is reduced during aging heat treatment and is obtained at higher temperatures. Non-isothermal aging of AA2024 aluminum alloy matrix composite reinforced with nickel aluminide at a heating rate of 5°C/min led to an increase in hardness and ultimate tensile strength by 17 and 22%, respectively, compared to the AA2024 aluminum alloy matrix.

Please cite this article using:

Ramezanali Farajollahi, Hamed Jamshidi Aval, Roohollah Jamaati, Investigation of the Effect of Heating Rate in Non-isothermal Aging Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of in-situ Aluminum-Nickel Aluminide Composite, in Persian, Founding Research Journal, 2022, 6(3) 183-194.

DOI: 10.22034/FRJ.2023.379722.1172

Journal homepage: www.foundingjournal.ir