

بررسی سینتیک تبلور مجدد، تکامل ریزساختار و خواص مکانیکی ورق آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱ تولید شده به روش ریخته‌گری دوغلتکی در فرآیند آنیل

محمد طالبی، علیرضا ایوانی، سعید شبستری

دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

خلاصه:

در این پژوهش، اثر عملیات آنیل بر ریزساختار و خواص مکانیکی ورق نورد سرد آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱ تولید شده به روش ریخته‌گری دوغلتکی بررسی شد. پس از نورد سرد با کاهش سطح مقطع ۴۳٪، نمونه‌ها در محدوده دمایی ۳۰۰ تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد آنیل شدند. به منظور پایش غیرمخرب فرآیندهای بازایی و تبلور مجدد، از آزمایش جریان گردابی نیز استفاده شد. نتایج نشان داد دمای آنیل نقش کلیدی در تکامل ریزساختار، اندازه دانه و توزیع ذرات بین‌فلزی (آلومینیوم-آهن-سیلیسیم) دارد. تحلیل سینتیکی با مدل $JMAK^1$ بیانگر افزایش توان آورامی و تسریع جوانه‌زنی با افزایش دما بود، به طوری که در ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد ساختاری یکنواخت با دانه‌های ریزتر و ذرات کروی‌تر حاصل شد. این تغییرات با بهبود خواص مکانیکی همراه بوده و دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به عنوان دمای بهینه آنیل معرفی گردید.

واژگان کلیدی: آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱، آنیل، تبلور مجدد، مدل JMAK، جریان گردابی، ریزساختار

Investigation of Recrystallization Kinetics, Microstructural Evolution, and Mechanical Properties of Twin-Roll Cast AA8011 Aluminum Alloy Sheet during Annealing

In this study, the effect of annealing treatment on the microstructure and mechanical properties of cold-rolled AA8011 aluminum alloy sheets produced by twin-roll casting was investigated. After cold rolling with a 43% reduction in thickness, the samples were annealed at temperatures ranging from 300 to 600 °C. An eddy current test was employed as a non-destructive method to monitor recovery and recrystallization processes. The results showed that annealing temperature plays a key role in the evolution of microstructure, grain size, and distribution of intermetallic particles. Kinetic analysis based on the JMAK model indicated that the Avrami exponent increases with temperature, leading to accelerated nucleation. At 600 °C, a more uniform microstructure with finer grains and more spherical intermetallic particles was obtained. These changes were accompanied by improved mechanical properties, and 600 °C was identified as the optimum annealing temperature.

Keywords: AA8011 aluminum alloy, annealing, recrystallization, JMAK model, eddy current, microstructure.

¹ Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov

فرآیند ریخته‌گری دوغلتکی (TRC) یکی از روش‌های پیشرفته تولید ورق‌های نازک آلومینیومی است که با تلفیق مراحل ریخته‌گری و نورد، امکان حذف نورد گرم را فراهم می‌کند. این فناوری علاوه بر کاهش هزینه تجهیزات، مصرف انرژی و فضای مورد نیاز، کنترل بهتری بر ریزساختار و خواص مکانیکی محصول ایجاد می‌کند و امکان تولید مستقیم ورق‌هایی با ضخامت حدود ۱۰ میلی‌متر از مذاب را فراهم می‌سازد [1-2]. آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱ به دلیل وزن کم، مقاومت مناسب به خوردگی، شکل‌پذیری بالا و خواص مکانیکی مطلوب، کاربرد گسترده‌ای در صنایع بسته‌بندی و تولید ورق دارد. این آلیاژ از نوع عملیات حرارتی‌ناپذیر بوده و استحکام آن عمدتاً از حضور ذرات ریز و پراکنده بین‌فلزی حاصل می‌شود. با این حال، نورد سرد موجب ایجاد ساختار فیبری کشیده و ذخیره انرژی ناشی از تغییر شکل پلاستیک در زمینه می‌شود که بر رفتار مکانیکی آلیاژ تأثیرگذار است [3-1].

عملیات آنیل نقش مهمی در آزادسازی انرژی ذخیره‌شده، بازیابی ریزساختار و آغاز تبلور مجدد دارد. دما و زمان آنیل بر نرخ جوانه‌زنی، رشد دانه‌ها و سینتیک تبلور مجدد تأثیر مستقیم داشته و افزایش دما معمولاً موجب تسریع تبلور مجدد و یکنواخت‌تر شدن ساختار می‌شود [۴]. در آلیاژهای Al-Fe-Si، به دلیل حلالیت بسیار کم آهن در آلومینیوم، فازهای بین‌فلزی غنی از آهن تشکیل می‌شوند. فاز α معمولاً اثر منفی کمی بر خواص مکانیکی دارد، در حالی که فاز β با مورفولوژی صفحه‌ای و شکننده می‌تواند موجب تمرکز تنش و کاهش شکل‌پذیری شود. از این رو کنترل اندازه، مورفولوژی و توزیع این ذرات برای بهبود عملکرد مکانیکی ورق‌های نورد شده اهمیت زیادی دارد [۵].

در سال‌های اخیر، آزمون جریان گردابی به عنوان یک روش غیرمخرب و حساس به تغییرات ریزساختاری مورد توجه قرار گرفته است. این روش قادر است تغییرات ناشی از بازیابی و تبلور مجدد را از طریق اندازه‌گیری تغییرات خواص الکترومغناطیسی ماده پایش کند و به عنوان ابزاری سریع و کم‌هزینه برای ارزیابی آلیاژهای آلومینیوم مورد استفاده قرار گیرد [۶].

هدف این پژوهش بررسی اثر دما و زمان آنیل بر ریزساختار، توزیع ذرات بین‌فلزی و خواص مکانیکی ورق نورد سرد آلیاژ ۸۰۱۱ تولید شده به روش ریخته‌گری دوغلتکی است. همچنین سینتیک تبلور مجدد با استفاده از مدل JMAK تحلیل شده و قابلیت آزمون جریان گردابی در پایش فرایندهای بازیابی و تبلور مجدد مورد ارزیابی قرار گرفته است. نتایج این پژوهش می‌تواند در بهینه‌سازی شرایط آنیل و فرایندهای صنعتی تولید ورق‌های آلومینیومی مورد استفاده قرار گیرد.

روش تحقیق

در این پژوهش، به منظور بررسی نقش عملیات آنیل بر تکامل اندازه دانه و رفتار تبلور مجدد در ورق آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱ با ضخامت ۴.۵ میلی‌متر، از ورق‌های تولیدشده به روش ریخته‌گری دوغلتکی استفاده شد. ترکیب

شیمیایی آلیاژ با استفاده از روش طیف سنجی نشری جرقه ای^۲ توسط دستگاه ARL2460 تعیین گردید. ترکیب شیمیایی اندازه گیری شده در جدول ۱ در مقایسه با ترکیب استاندارد آلیاژ ۸۰۱۱ ارائه شده است.

جدول (۱) - ترکیب شیمیایی آلیاژ ۸۰۱۱ ریخته گری شده پیوسته

عنصر (wt%)	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr
آلیاژ ۸۰۱۱ مورد استفاده	باقیمانده	۰/۷۲۲	۰/۹۳۳	۰/۰۰۱	۰/۰۰۵	۰/۰۰۵	۰/۰۰۷	۰/۰۲۵	۰/۰۰۱
استاندارد. [۷]	باقیمانده	۰/۸- ۰/۴	۰/۶-۱	۰-۰/۱	۰-۰/۱	۰-۰/۱	۰-۰/۱	۰-۰/۰۵	۰-۰/۱

ضخامت نمونه پس از ریخته گری از ۸ میلی متر به ۴/۵ میلی متر کاهش یافت که معادل ۴۳ درصد کاهش سطح مقطع است. به منظور بررسی اثر دما و زمان آنیل بر سینتیک تبلور مجدد، نمونه های نورد شده با ضخامت ۴/۵ میلی متر در محدوده دمایی ۳۰۰ تا ۶۰۰ درجه سانتی گراد با فواصل دمایی ۵۰ درجه سانتی گراد و در بازه زمانی ۱ تا ۵۴۰ دقیقه تحت عملیات آنیل قرار گرفتند. زمان آنیل در هر دما با توجه به شروع فرآیند تبلور مجدد تنظیم شد. عملیات آنیل در کوره مقاومت الکتریکی با میزان خطای ۵ درجه سانتی گراد انجام شد و پس از رسیدن کوره به دمای مورد نظر، نمونه ها در زمان های مشخص آنیل به منظور تبلور مجدد شدند. به منظور جلوگیری از تغییرات ریزساختاری، نمونه ها بلافاصله پس از خروج از کوره در آب سرد شدند. برای هر دما، تعداد ۷ تا ۱۰ نمونه آنیل جزئی تهیه شد تا امکان رسم منحنی های S شکل تغییرات سختی و بررسی پیشرفت تبلور مجدد با زمان فراهم گردد. خواص مکانیکی نمونه ها در حالت، نورد شده و آنیل شده با انجام آزمایش کشش تک محوره مورد بررسی قرار گرفت. نمونه های کشش مطابق با استاندارد ASTM E8 برای هر شرایط برابر سه نمونه تهیه شده و آزمایش ها با استفاده از دستگاه کشش MTS مدل M20، با سرعت کشش ۱۰ میلی متر بر دقیقه و در دمای محیط انجام شدند که میانگین نتایج در نظر گرفته شد.

به منظور تعیین کسر حجمی تبلور مجدد یافته (X)، آزمایش سختی سنجی میکرو ویکرز توسط دستگاه سختی سنج مدل MH1 با نیروی ۱۰۰ گرم و زمان اعمال نیروی ۱۵ ثانیه انجام شد. سختی نمونه ها در سه حالت نورد سرد (H_o)، آنیل جزئی (H) و آنیل کامل (H_f) اندازه گیری گردید. در واقع منظور از H_o بیشترین سختی، H_f کمترین سختی و H سختی اندازه گیری شده در دمای مورد نظر است. از نمونه های آنیل جزئی در دماها و زمان های

² Spark Emission Spectroscopy (SES)

مختلف انتخاب شدند، به گونه‌ای که مراحل مختلف پیشرفت تبلور مجدد از آغاز تا تکمیل آن قابل بررسی باشد. در واقع، در حالت آنیل جزئی، بخشی از ساختار دچار تبلور مجدد شده و بخشی دیگر همچنان تغییر شکل یافته باقی می‌ماند، در حالی که در آنیل کامل، ساختار به‌طور کامل تبلور مجدد یافته و به حالت تعادلی نزدیک می‌شود. برای هر نمونه، سختی در سه نقطه تصادفی اندازه‌گیری و میانگین مقادیر به منظور محاسبه کسر تبلور مجدد یافته بر اساس رابطه (۱) مورد استفاده قرار گرفت [۸].

رابطه ۱:

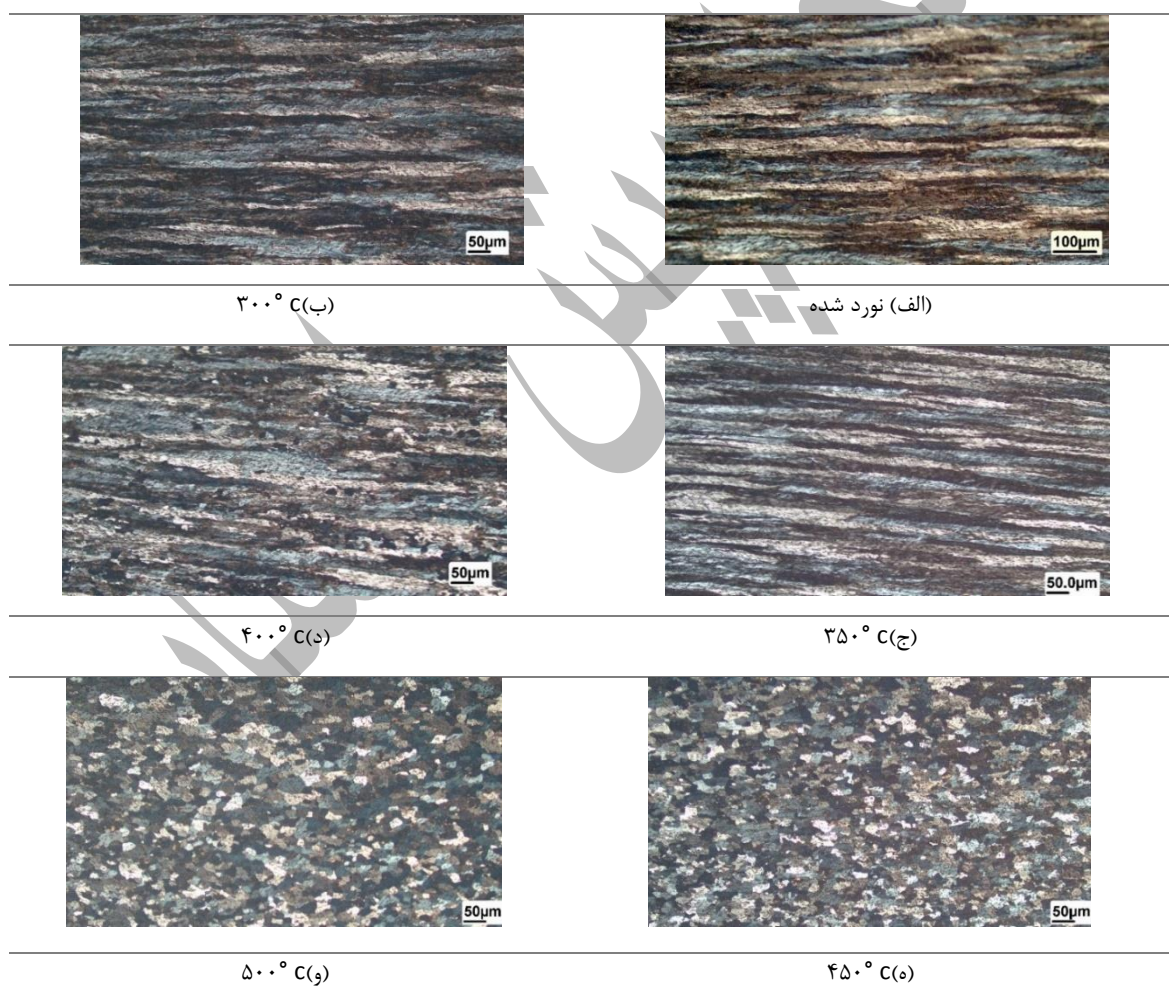
$$X = (H_0 - H) / (H_0 - H_f)$$

بررسی ریزساختار نمونه‌ها در مقطع طولی و موازی جهت نورد انجام شد. نمونه‌ها پس از سنباده‌زنی (از ۱۲۰ تا ۳۰۰۰) و پولیش مکانیکی با ذرات MgO به اندازه ۰.۳ میکرومتر، به وسیله محلول بارکر (۵ میلی‌لیتر اسید فلوروبوریک ۴۰ درصد و ۲۰۰ میلی‌لیتر آب مقطر) در ولتاژ ۲۰ ولت و مدت ۱۲۰ ثانیه الکترواچ شدند. مطالعات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری HUVITZ تحت نور پلاریزه انجام گرفت. همچنین توزیع و مورفولوژی ذرات بین‌فلزی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و ترکیب شیمیایی آن‌ها با آنالیز EDS بررسی شد. اندازه دانه، کسر حجمی و توزیع ذرات بین‌فلزی نیز با نرم‌افزار ImageJ اندازه‌گیری و میانگین نتایج گزارش گردید. آزمون غیرمخرب جریان گردابی با دستگاه PMGG 413 در محدوده فرکانسی ۱ تا ۱۰ کیلوهرتز و با ولتاژ ورودی ثابت انجام شد. سیگنال خروجی توسط اسیلوسکوپ دیجیتال ثبت و فرکانس دارای بیشترین تفکیک‌پذیری به عنوان فرکانس بهینه انتخاب گردید. برای افزایش دقت اندازه‌گیری، ابتدا امپدانس کوئل در حالت بدون نمونه به عنوان امپدانس مرجع (Z_0) تعیین شد و سپس امپدانس نرمال شده هر نمونه از نسبت امپدانس نمونه به Z_0 محاسبه گردید.

نتایج و بحث

شکل (۱) درشت ساختار ورق نورد سرد شده آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱ با ضخامت ۴/۵ میلی‌متر را در حالت بدون عملیات آنیل و پس از آنیل در دماهای ۳۰۰، ۳۵۰، ۴۰۰، ۴۵۰، ۵۰۰، ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه نشان می‌دهد. بررسی تغییرات استحکام و سختی نشان داد که دمای آنیل تأثیر قابل‌توجهی بر تکامل ریزساختار ورق نورد سرد آلیاژ ۸۰۱۱ دارد. پس از نورد سرد با کاهش سطح مقطع ۴۳ درصد، ساختار آلیاژ به صورت دانه‌های کشیده در راستای نورد مشاهده شد. در دماهای ۳۰۰ و ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد تنها فرآیند بازیابی رخ داده و با وجود کاهش بخشی از نابجایی‌ها و آزاد شدن انرژی ذخیره‌شده، نشانه‌ای از تبلور مجدد مشاهده نشد.

با افزایش دمای آنیل، نیروی محرکه لازم برای بازیابی و تبلور مجدد افزایش یافت و در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد نخستین دانه‌های تبلور مجدد یافته ظاهر شدند. با این حال، در این دما ساختار هنوز کاملاً یکنواخت نبوده و بخش‌هایی از دانه‌های تغییر شکل یافته باقی ماندند. افزایش دما تا ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد موجب افزایش کسر حجمی تبلور مجدد، تشکیل دانه‌های هم‌محور و یکنواخت‌تر شدن ریزساختار شد؛ به‌طوری‌که دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد را می‌توان به عنوان دمای بهینه آنیل در زمان نگهداری ۳۰ دقیقه در نظر گرفت. بررسی اثر زمان آنیل در دماهای ۴۰۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان داد که تبلور مجدد در دماهای کمتر از ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد حتی پس از زمان‌های طولانی آغاز نمی‌شود. با افزایش دمای آنیل از ۴۰۰ به ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، زمان شروع تبلور مجدد از حدود ۳۰ دقیقه به حدود ۴ دقیقه کاهش یافت (شکل ۲ و ۳)، در حالی که فرآیند در تمامی دماهای بررسی‌شده پس از حدود ۴۰ دقیقه تقریباً کامل شد. این رفتار نشان می‌دهد که افزایش دما با فراهم کردن نیروی محرکه بیشتر، موجب تسریع تبلور مجدد و ایجاد ساختاری یکنواخت‌تر می‌شود [۹ و ۱۰].





(ج) ۶۰۰ °C



(ز) ۵۵۰ °C

شکل (۱) درشت ساختار ورق نورد شده آلیاژ ۸۰۱۱ در ضخامت ۴/۵ میلیمتر در دماهای مختلف به مدت ۳۰ دقیقه الف) نورد شده ب)

۶۰۰ °C (ج) ۵۵۰ °C (ز) ۵۰۰ °C (ه) ۴۵۰ °C (و) ۴۰۰ °C (د) ۳۵۰ °C (چ) ۳۰۰ °C



(الف) ۱ دقیقه



(ب) ۵ دقیقه



(ج) ۱۰ دقیقه



(د) ۱۵ دقیقه



(ه) ۳۰ دقیقه



(و) ۴۰ دقیقه



(ز) ۶۰ دقیقه



(ح) ۱۲۰ دقیقه



(ط) ۱۸۰ دقیقه



(ی) ۳۶۰ دقیقه

شکل (۲) درشت ساختار ورق نورد شده آلیاژ ۸۰۱۱ در ضخامت ۴/۵ میلیمتر در دمای ۴۰۰ درجه سانتیگراد در محدوده زمانی ۱ تا ۳۶۰ دقیقه الف) ۱ دقیقه ب) ۵ دقیقه ج) ۱۰ دقیقه د) ۱۵ دقیقه ه) ۳۰ دقیقه و) ۴۰ دقیقه ز) ۶۰ دقیقه ح) ۱۲۰ دقیقه ط) ۱۸۰ دقیقه ی) ۳۶۰ دقیقه



(الف) ۱ دقیقه



(ب) ۳ دقیقه



(ج) ۴ دقیقه



(د) ۸ دقیقه



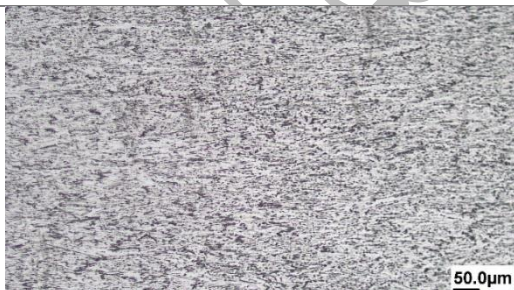
۱۵ (و) دقیقه



۳۰ (ه) دقیقه

شکل (۳) درشت ساختار ورق نورد شده آلیاژ ۸۰۱۱ در ضخامت ۴/۵ میلیمتر در ۶۰۰ درجه سانتیگراد در محدوده زمانی ۱ تا ۳۰ دقیقه (الف) ۱ دقیقه (ب) ۳ دقیقه (ج) ۴ دقیقه (د) ۸ دقیقه (و) ۱۵ دقیقه (ه) ۳۰ دقیقه

فاز رسوبی غالب در آلیاژ ۸۰۱۱ از نوع Al-Fe-Si است. شکل (۴) نشان می‌دهد که دمای آنیل تأثیر قابل توجهی بر توزیع، اندازه و مورفولوژی ذرات بین‌فلزی دارد. در نمونه نورد سرد بدون آنیل، ذرات به صورت تجمعات بلوکی و غیر یکنواخت مشاهده شدند. در دماهای ۴۰۰ و ۴۵۰ درجه سانتیگراد از شدت این تجمعات کاسته شد، اما توزیع ذرات همچنان ناهمگن بود. با افزایش دمای آنیل تا ۶۰۰ درجه سانتیگراد، توزیع ذرات یکنواخت‌تر شده و بسیاری از آن‌ها مورفولوژی کروی‌تری پیدا کردند. همچنین شکل (۵) نشان داد که با افزایش دمای آنیل از ۴۰۰ به ۶۰۰ درجه سانتیگراد، میانگین مساحت ذرات از ۱۱/۱ به ۹/۲ میکرومتر مربع کاهش یافته و سهم ذرات با مساحت کمتر از ۱۰ میکرومتر مربع از حدود ۸۰ درصد به ۹۱ درصد افزایش یافته است. این نتایج بیانگر ریزش‌دگی و پراکندگی یکنواخت‌تر ذرات بین‌فلزی در دماهای بالاتر آنیل است. ذرات نامنظم و بلوکی به دلیل ایجاد تمرکز تنش، شکل‌پذیری را کاهش می‌دهند؛ در حالی که ذرات ریزتر و کروی‌تر اثر منفی کمتری بر تغییر شکل پلاستیک دارند. از این رو، آنیل در دمای ۶۰۰ درجه سانتیگراد مناسب‌ترین شرایط ریزساختاری را برای ورق نورد سرد آلیاژ ۸۰۱۱ فراهم کرده است.



۴۰۰°C (ب)



(الف) نورد شده



۵۰۰°C (د)



۴۵۰°C (ج)



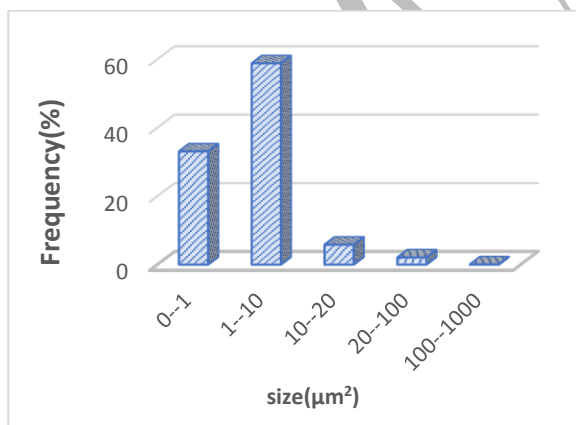
۶۰۰°C (و)



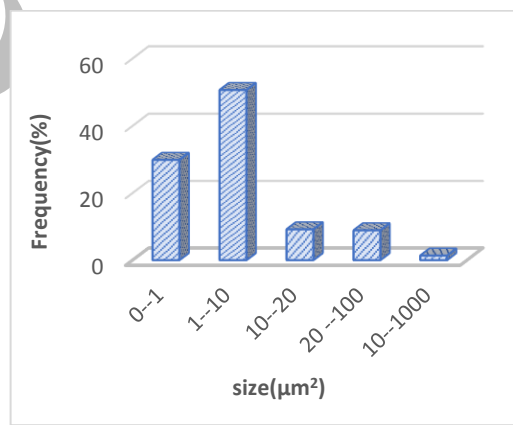
۵۵۰°C (ه)

شکل (۴) ریز ساختار ورق نورد شده آلیاژ ۸۰۱۱ در ضخامت ۴/۵ میلیمتر در دماهای آنیل مختلف به مدت ۳۰ دقیقه (الف) نورد شده ب) ۴۰۰°C ج)

۴۵۰°C د) ۵۰۰°C ه) ۵۵۰°C و) ۶۰۰°C



(ب)



(الف)

شکل (۵) نمودار توزیع ذرات ترکیبات بین فلزی در آلیاژ ۸۰۱۱ در دماهای (الف) ۴۰۰ درجه سانتیگراد ب) ۶۰۰ درجه سانتیگراد

سینتیک تبلور مجدد و رفتار مکانیکی آلیاژ:

شکل (۶) تغییرات کسر تبلور مجدد را بر حسب زمان آنیل در دماهای ۴۵۰، ۵۰۰، ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتیگراد نشان می‌دهد. منحنی‌های حاصل رفتار S شکل داشته و بیانگر تبلور مجدد استاتیکی همراه با یک دوره نهفتگی

پیش از شروع فرآیند هستند. بر اساس روند منحنی‌ها، تبلور مجدد شامل سه مرحله است: افزایش تدریجی نرخ تبلور مجدد پس از زمان نهفتگی، ناحیه رشد تقریباً خطی با نرخ نسبتاً ثابت و در نهایت کاهش تدریجی نرخ تا تکمیل فرآیند. ساختار حاصل از نورد سرد به دلیل چگالی بالای نابجایی‌ها از نظر ترمودینامیکی ناپایدار بوده و تمایل دارد با دانه‌های جدید و کم‌عیب جایگزین شود. با این حال، آغاز تبلور مجدد تنها زمانی امکان‌پذیر است که کاهش انرژی ذخیره‌شده بر افزایش انرژی سطحی ناشی از تشکیل مرزهای دانه جدید غلبه کند؛ از این رو وجود تغییر شکل بحرانی برای شروع تبلور مجدد ضروری است [۱۱]. نتایج همچنین نشان داد که تبلور مجدد فرآیندی وابسته به دما بوده و با افزایش دمای آنیل، نرخ جوانه‌زنی و رشد دانه‌ها افزایش می‌یابد. در نتیجه منحنی‌های تبلور مجدد به سمت زمان‌های کوتاه‌تر جابه‌جا شده و فرآیند در مدت زمان کمتری کامل می‌شود.

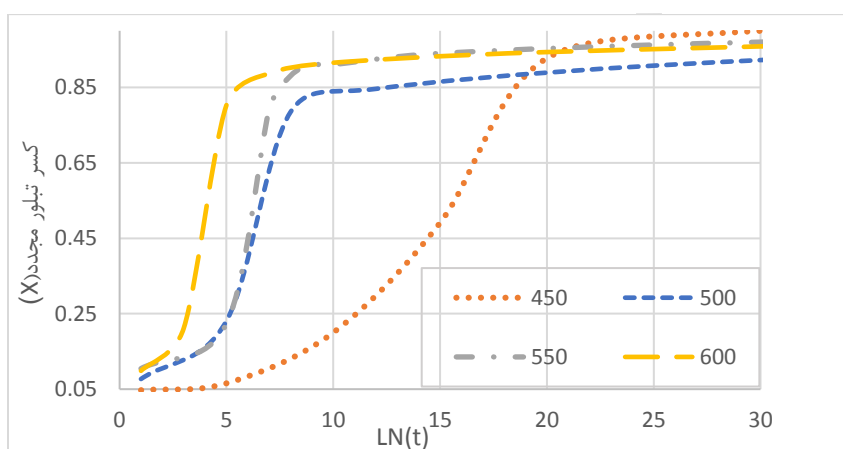
به منظور بررسی سینتیک تبلور مجدد استاتیکی، توان n مدل Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) مطابق با توضیحات قبل، با استفاده از داده‌های تجربی استخراج شد (جدول ۲). نتایج نشان می‌دهد که مقدار توان آورامی با افزایش دمای آنیل افزایش می‌یابد. به طور کلی، توان n بیانگر وابستگی زمانی نرخ جوانه‌زنی در فرآیند تبلور مجدد بوده و به نحوه رشد جوانه‌ها وابسته است [۱۱]. برای تعیین مقدار n ، ابتدا کسر تبلور مجدد در زمان‌های مختلف آنیل از طریق تغییرات سختی و بررسی ریزساختار محاسبه شد. سپس معادله JMAK به فرم لگاریتمی تبدیل گردید. بر اساس این رابطه، با رسم نمودار $\ln(\ln(1/(1-x)))$ بر حسب $\ln(t)$ ، یک رابطه خطی حاصل می‌شود که شیب آن برابر با توان آورامی (n) و عرض از مبدأ آن برابر با K است. در این پژوهش، داده‌های تجربی مربوط به کسر تبلور مجدد در زمان‌های مختلف برای هر دمای آنیل در نرم‌افزار وارد شده و پس از برازش خطی، مقدار n از شیب خط استخراج گردید. توان آورامی اطلاعات مهمی درباره مکانیزم تبلور مجدد ارائه می‌دهد؛ به طوری که مقدار آن به نحوه جوانه‌زنی، نرخ رشد دانه‌ها و ابعاد رشد وابسته است. مقادیر پایین‌تر n معمولاً نشان‌دهنده جوانه‌زنی محدود و کنترل فرآیند توسط بازیابی است، در حالی که افزایش مقدار n بیانگر رشد فعال‌تر دانه‌ها و مشارکت بیشتر فرآیند تبلور مجدد در تحول ریزساختار می‌باشد. در استخراج مدل JMAK فرض می‌شود که نرخ جوانه‌زنی و رشد در طول فرآیند ثابت بوده و مکان‌های جوانه‌زنی به صورت تصادفی در ساختار توزیع شده‌اند. در این حالت، مقدار تئوریک توان JMAK برابر ۴ است. در صورتی که نرخ جوانه‌زنی با گذشت زمان کاهش یابد، مقدار n در محدوده ۳ تا ۴ قرار می‌گیرد. حالتی که جوانه‌زنی به سرعت در ابتدای فرآیند انجام شده و سپس متوقف شود، به عنوان جوانه‌زنی مکان اشباع شناخته می‌شود که در این شرایط مقدار n برابر ۳ خواهد بود. همچنین، در صورتی که رشد دانه‌ها به دلیل محدودیت‌های هندسی یا قیدهای ریزساختاری تنها در یک یا دو بعد انجام گیرد، مقدار توان JMAK به ترتیب به حدود ۱ یا ۲ کاهش می‌یابد [۱].

در این پژوهش، مقدار توان n در بازه ۱ تا ۲ به دست آمد که نشان‌دهنده غالب بودن رشد محدود دانه‌ها و سهم کمتر جوانه‌زنی پیوسته در فرآیند تبلور مجدد است. این نتایج با پژوهش‌های گزارش‌شده برای آلومینیوم ۴۰ درصد نورد شده [۱۲] و آلومینیوم با سیستم Al-Fe-Si با ۸۰ درصد نورد سرد [۱۱] تطابق مناسبی دارد. همچنین

افزایش مقدار n در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد نسبت به دماهای پایین‌تر، بیانگر فعال‌تر شدن فرآیند جوانه‌زنی و رشد سریع‌تر دانه‌ها در این دماست که با یکنواخت‌تر شدن ریزساختار همخوانی دارد.

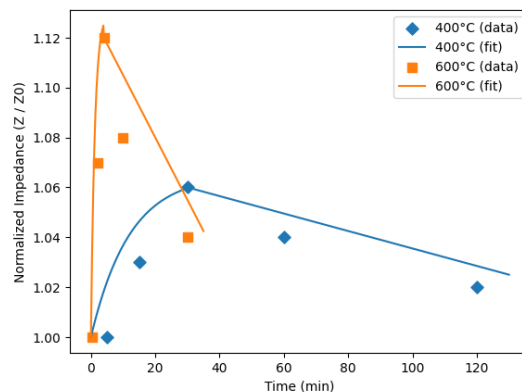
جدول (۲) پارامتر n استخراج شده رابطه ی JMAK برای دماهای آنیل مختلف

n	۰/۹۶۱	۱/۱۵۹	۱/۱۶۴	۱/۲۶۲
دما (°C)	۴۵۰	۵۰۰	۵۵۰	۶۰۰



شکل (۶) نمودار کسر تبلور مجدد یافته بر حسب زمان آنیل برای نمونه ای که تا ۴۳٪ نورده شده در ضخامت ۴/۵ میلیمتر در دماهای مختلف آنیل

نتایج آزمایش جریان گردابی مطابق با شکل (۷) نشان می‌دهد که تغییرات امپدانس کوئل به‌طور مستقیم بازتاب‌دهنده تحولات ریزساختاری آلومینیوم در حین آنیل است. در دمای ۴۰۰ درجه سانتیگراد، افزایش تدریجی امپدانس در بازه زمانی اولیه (کمتر از حدود ۳۵ دقیقه) به پدیده بازیابی نسبت داده می‌شود، در حالی که پس از این بازه، کاهش امپدانس بیانگر آغاز تبلور مجدد است. در دمای ۶۰۰ درجه سانتیگراد نیز همین رفتار در مقیاس زمانی کوتاه‌تر و در بازه‌ای کمتر از حدود ۶ دقیقه مشاهده می‌شود که حاکی از تسریع سینتیک تبلور مجدد در دماهای بالاتر است. مقایسه نتایج آزمایش جریان گردابی با مشاهدات ریزساختاری حاصل از تصاویر میکروسکوپی نشان می‌دهد که زمان شروع تبلور مجدد استخراج‌شده از هر دو روش، همخوانی مناسبی با یکدیگر دارد. افزون بر این، نمودارهای کسر تبلور مجدد محاسبه‌شده نیز همین روند را تأیید کرده و نشان می‌دهند که تغییرات سیگنال جریان گردابی به‌خوبی با پیشرفت تبلور مجدد در آلومینیوم هم‌بستگی دارد. این تطابق، قابلیت آزمایش جریان گردابی را به‌عنوان ابزاری غیرمخرب و قابل اعتماد برای تشخیص و پایش مراحل مختلف بازیابی و تبلور مجدد در آلومینیوم تأیید می‌کند [۱۳].



شکل (۷)- تغییرات امپدانس نرماله شده بر حسب زمان آنیل در دو دمای ۴۰۰ و ۶۰۰ درجه ی سانتیگراد

شکل (۸) نمودارهای تنش- کرنش نمونه‌های آنیل شده آلیاژ ۸۰۱۱ را در دماهای ۴۰۰ تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت در راستای نورد نشان می‌دهد. نتایج حاکی از آن است که با افزایش دمای آنیل، استحکام تسلیم و استحکام کششی به تدریج کاهش می‌یابد، در حالی که ازدیاد طول نسبی به‌طور محسوسی افزایش پیدا می‌کند. ازدیاد طول از حدود ۴۹ درصد در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد به ۶۶٫۵ درصد در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد رسید که معادل افزایش حدود ۳۵ درصدی است. این رفتار ناشی از تغییرات ریزساختاری ایجادشده در طی آنیل است. در دماهای پایین‌تر، باقی‌ماندن بخشی از ساختار تغییرشکل‌یافته و چگالی بالای نابجایی‌ها موجب حفظ استحکام بیشتر و در مقابل کاهش قابلیت تغییر شکل پلاستیک می‌شود.

با افزایش دمای آنیل، فرآیندهای بازیابی و تبلور مجدد فعال‌تر شده و چگالی نابجایی‌ها کاهش می‌یابد. در نتیجه، مقاومت در برابر حرکت نابجایی‌ها کمتر شده و استحکام کششی اندکی افت می‌کند. همچنین رشد دانه در دماهای بالاتر، مطابق رابطه Hall-Petch، در کاهش استحکام مؤثر است. از سوی دیگر، تکمیل تبلور مجدد، یکنواخت‌تر شدن اندازه دانه‌ها و بهبود توزیع ذرات بین‌فلزی موجب افزایش شکل‌پذیری می‌شود. تصاویر ریزساختاری نیز نشان دادند که با افزایش دمای آنیل، پراکندگی ذرات یکنواخت‌تر شده و تجمعات موضعی کاهش می‌یابد که این امر از تمرکز تنش و شروع زود هنگام ترک جلوگیری می‌کند. در مجموع، افزایش دمای آنیل اگرچه باعث کاهش نسبی استحکام به دلیل کاهش چگالی نابجایی‌ها و رشد دانه شد، اما با بهبود یکنواختی ریزساختار، کاهش ناهمسانگردی و توزیع مناسب‌تر ذرات بین‌فلزی، افزایش قابل توجهی در انعطاف‌پذیری و قابلیت تغییر شکل پلاستیک آلیاژ ۸۰۱۱ ایجاد کرد.

به منظور بررسی ناهمسانگردی، مقادیر تنش و کرنش برای هر دما به صورت میانگین $\pm$ انحراف معیار در جدول (۳) ارائه شد و نمودارهای تنش-کرنش نمونه‌های با ضخامت ۴/۵ میلی‌متر در راستاهای نورد، عمود بر نورد و ۴۵ درجه نسبت به جهت نورد در شکل (۹) نمایش داده شده است. شاخص ناهمسانگردی بر اساس معادله (۲) محاسبه و نتایج آن در جدول (۴) آورده شده است. نتایج نشان داد با افزایش دمای آنیل، مقدار شاخص ناهمسانگردی کاهش یافته و کمترین مقدار آن در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به دست آمده است. این رفتار

بیانگر تضعیف بافت نوردی و یکنواخت‌تر شدن ریزساختار در دماهای بالاتر آنیل است. افزایش دما موجب تسریع نفوذ اتمی، جوانه‌زنی و رشد دانه‌های تبلور مجدد شده و در نتیجه ناهمسانگردی ساختاری کاهش می‌یابد [۱۴].

در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، اگرچه به دلیل رشد دانه و کاهش چگالی نابجایی‌ها افت نسبی استحکام مشاهده شد، اما ریزساختار حاصل یکنواختی بیشتری نسبت به سایر دماها داشت. تکمیل فرآیند تبلور مجدد، همگن‌تر شدن اندازه دانه‌ها و توزیع یکنواخت‌تر ذرات بین‌فلزی در زمینه، موجب کاهش تجمعات موضعی و بهبود رفتار تغییر شکل شد. بنابراین، علی‌رغم کاهش نسبی استحکام، کاهش ناهمگنی ریزساختار و بهبود توزیع ذرات بین‌فلزی منجر به افزایش انعطاف‌پذیری و کاهش ناهمسانگردی آلیاژ گردید.

معادله ۲:

$$IPA = (2X_{\max} - X_{\text{mid}} - X_{\min}) / (2X_{\max})$$

$X_{\max}$ مقدار بیشینه استحکام کششی یا درصد ازدیاد طول نسبی، X_{mid} مقدار میانی استحکام کششی یا درصد ازدیاد طول نسبی، $X_{\min}$ مقدار کمینه استحکام کششی یا درصد ازدیاد طول نسبی و IPA مقدار شاخص ناهمسانگردی را بیان می‌کند.

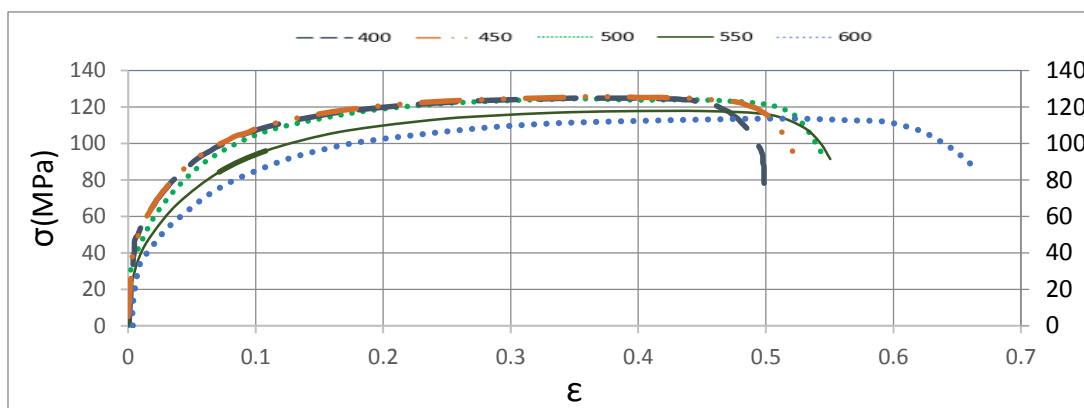
جدول (۳) - مقادیر تنش و کرنش در دماهای مختلف (الف) در راستای نورد. (ب) عمود بر نورد. (ج) ۴۵ درجه نسبت به نورد

الف					
دما (°C)	۴۰۰	۴۵۰	۵۰۰	۵۵۰	۶۰۰
استحکام کششی (مگا پاسکال)	$120 \pm 2/1$	$125 \pm 1/8$	$125 \pm 2/4$	$118 \pm 2/7$	$110 \pm 2/7$
کرنش	0.5 ± 0.02	0.53 ± 0.01	0.56 ± 0.02	0.57 ± 0.02	0.68 ± 0.03

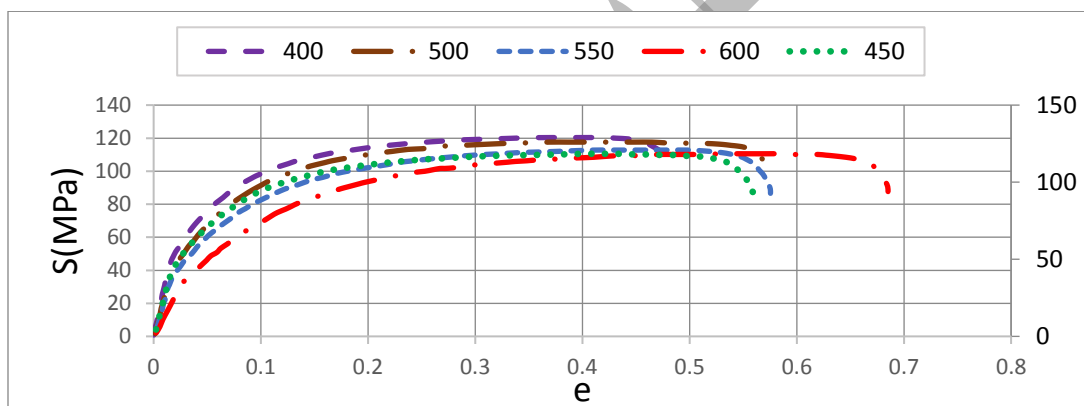
ب					
دما (°C)	۴۰۰	۴۵۰	۵۰۰	۵۵۰	۶۰۰
استحکام کششی (مگا پاسکال)	$118 \pm 1/9$	$117 \pm 2/1$	$117 \pm 2/5$	$113 \pm 2/4$	$108 \pm 2/6$
کرنش	0.47 ± 0.04	0.56 ± 0.02	0.56 ± 0.01	0.57 ± 0.04	0.68 ± 0.01

ج					
دما (°C)	۴۰۰	۴۵۰	۵۰۰	۵۵۰	۶۰۰

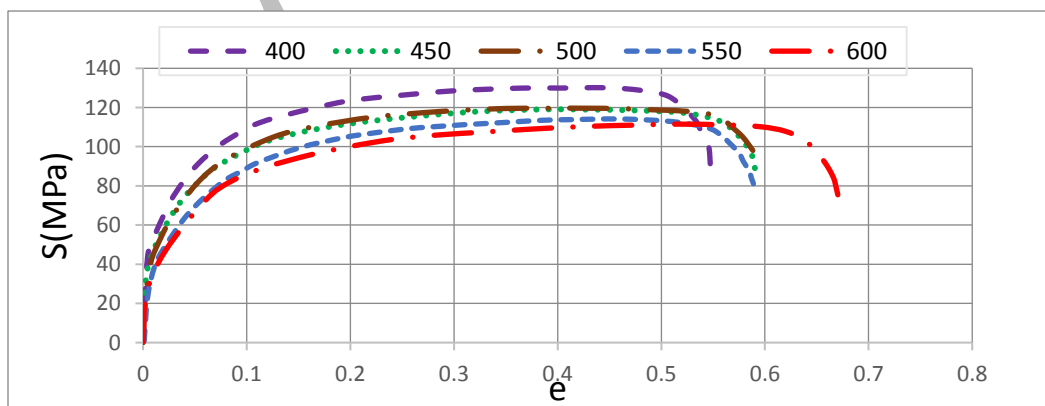
$111 \pm 2/5$	$114 \pm 2/5$	$120 \pm 2/7$	$120 \pm 2/2$	$129 \pm 2/1$	استحکام کششی (مگا پاسکال)
0.74 ± 0.03	0.59 ± 0.02	0.59 ± 0.04	0.58 ± 0.04	0.55 ± 0.01	کرنش



شکل (۸) نمودار تنش-کرنش آلیاژ آلومینیوم ۸۰/۱۱ در ضخامت ۴/۵ میلیمتر آنیل شده در دماهای مختلف در راستای نورد



(الف)



(ب)

شکل (۹) نمودار تنش کرنش آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱ در ضخامت ۴/۵ میلیمتر در دماهای مختلف (الف) عمود بر راستای نورد ب)

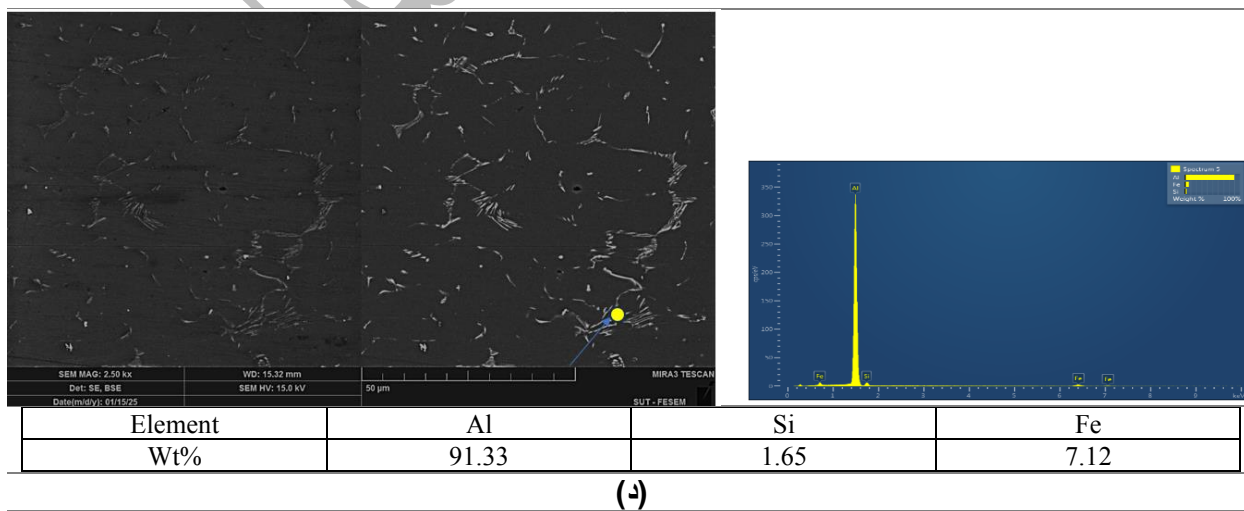
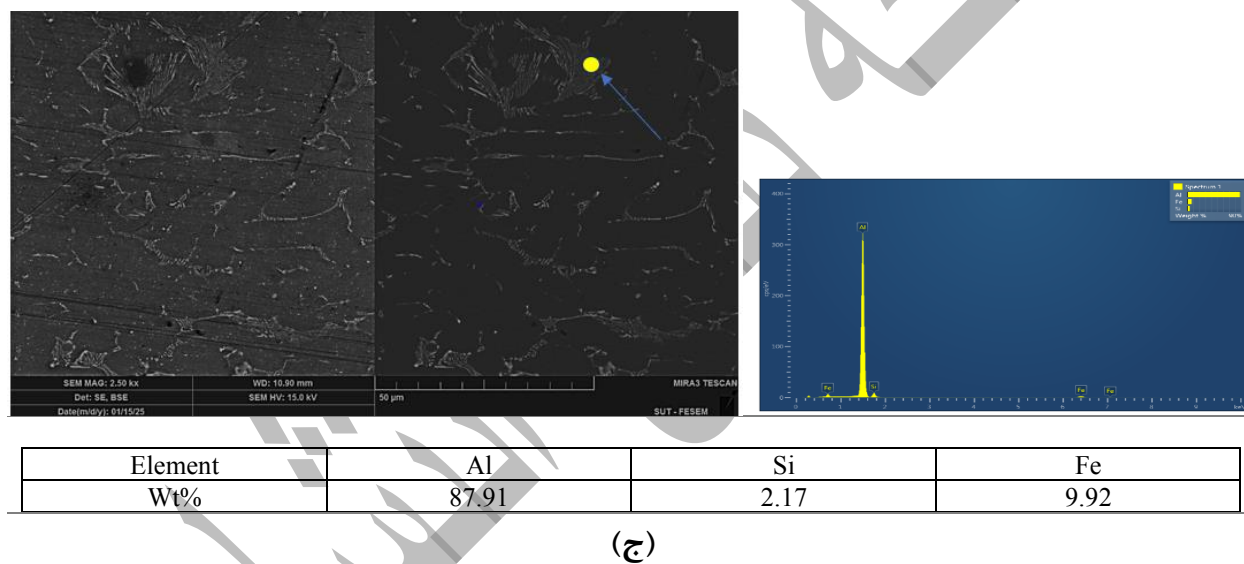
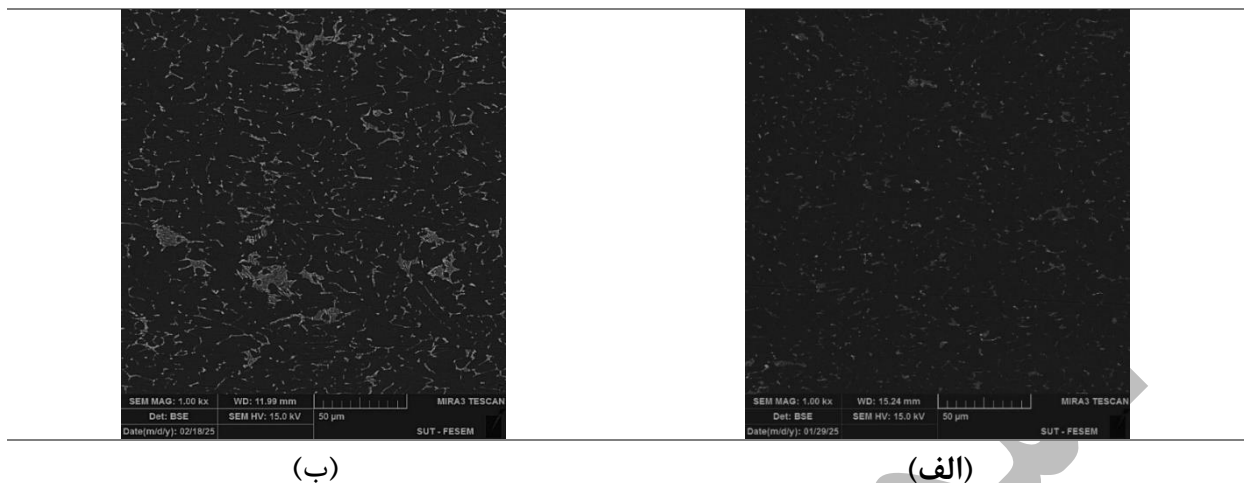
۴۵ درجه نسبت به راستای نورد

جدول (۴) شاخص ناهمسانگردی ورق آلیاژ ۸۰۱۱ در دماهای مختلف

دما (°C)	۴۰۰	۴۵۰	۵۰۰	۵۵۰	۶۰۰
شاخص ناهمسانگردی (استحکام کششی) %	۶/۹	۴	۴	۳/۴	۳
شاخص ناهمسانگردی (درصد ازدیاد طول نسبی) %	۱۲/۷	۱۰/۱	۷/۵	۵/۹	۳/۳

به منظور تأیید نتایج حاصل از مشاهدات میکروسکوپ نوری، ریزساختار نمونه‌های آنیل‌شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد (شکل ۱۰). تصاویر SEM در دماهای ۴۰۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان داد که افزایش دمای آنیل تأثیر قابل‌توجهی بر اندازه، توزیع و مورفولوژی ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن در آلیاژ ۸۰۱۱ دارد. در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد، ذرات بین‌فلزی عمدتاً به صورت نامنظم، بلوکی و با لبه‌های تیز مشاهده شدند و توزیع یکنواختی در زمینه آلومینیوم نداشتند. در مقابل، در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد ذرات ریزتر، کروی‌تر و با پراکندگی یکنواخت‌تر در زمینه ظاهر شدند. این نتایج با مشاهدات میکروسکوپ نوری همخوانی داشته و بیانگر تکامل مطلوب ریزساختار در دماهای بالاتر آنیل است. به منظور شناسایی ترکیب شیمیایی فازهای بین‌فلزی، آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی (EDS) بر روی ذرات منتخب انجام شد. نتایج نشان داد که این ذرات عمدتاً متعلق به فازهای غنی از آهن در سیستم سه‌تایی Al-Fe-Si هستند. مقایسه نتایج EDS در دماهای ۴۰۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان داد که با افزایش دما، سهم سیلیسیم در ترکیبات بین‌فلزی کاهش می‌یابد. این رفتار به ضریب نفوذ و حلالیت بیشتر سیلیسیم نسبت به آهن در آلومینیوم نسبت داده می‌شود؛ به گونه‌ای که در دماهای بالاتر، نفوذ سیلیسیم به زمینه تسهیل شده و بخشی از فازهای بین‌فلزی دچار تغییر ترکیب یا انحلال جزئی می‌شوند. در نتیجه، اندازه ذرات کاهش یافته، مورفولوژی آن‌ها کروی‌تر شده و توزیع یکنواخت‌تری در زمینه ایجاد می‌شود [۱۶-۱۵].

ریزتر و کروی‌تر شدن ترکیبات بین‌فلزی در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد موجب کاهش تمرکز تنش، بهبود سازگاری مکانیکی ذرات با زمینه آلومینیوم و افزایش شکل‌پذیری ورق می‌شود. بنابراین، نتایج SEM و EDS به‌طور همزمان نشان می‌دهند که افزایش دمای آنیل منجر به توزیع یکنواخت‌تر ترکیبات بین‌فلزی و در نهایت بهبود خواص مکانیکی آلیاژ ۸۰۱۱ می‌گردد.



شکل ۱۰- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه الف) در دمای ۶۰۰ درجه سانتیگراد ب) ۴۰۰ درجه سانتیگراد ج) بزرگنمایی بالاتر و نتایج آنالیز EDS در دمای ۶۰۰ درجه سانتیگراد د) بزرگنمایی بالاتر و نتایج آنالیز EDS در دمای ۴۰۰ درجه سانتیگراد

نتیجه گیری:

۱. در این پژوهش، تأثیر عملیات آنیل بر ریزساختار، ترکیبات بین فلزی، سینتیک تبلور مجدد و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱ تولیدشده به روش ریخته‌گری دوغلتکی و نورد سرد با کاهش سطح مقطع ۴۳ درصد بررسی شد. نتایج نشان داد دمای آنیل نقش اصلی در کنترل تبلور مجدد و بهبود خواص مکانیکی آلیاژ دارد.

۲- بررسی ریزساختار نشان داد در دماهای ۳۰۰ و ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد تنها فرآیند بازیابی رخ می‌دهد، در حالی که تبلور مجدد از حدود ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد آغاز می‌شود. با افزایش دما تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، ساختار به‌طور کامل تبلور مجدد یافته و دانه‌های یکنواخت‌تر و هم‌محور تشکیل می‌شوند؛ بنابراین ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به‌عنوان دمای بهینه آنیل تعیین شد.

۳- تحلیل سینتیک تبلور مجدد با مدل JMAK نشان داد توان آورامی در محدوده ۱ تا ۲ قرار دارد و با افزایش دما افزایش می‌یابد. این موضوع بیانگر فعال‌تر شدن جوانه‌زنی و رشد دانه‌ها در دماهای بالاتر است.

۴- نتایج SEM و EDS نشان داد فازهای بین‌فلزی غنی از آهن در سیستم Al-Fe-Si با افزایش دمای آنیل ریزتر، کروی‌تر و یکنواخت‌تر می‌شوند. نفوذ بیشتر سیلیسیم در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد موجب اصلاح مورفولوژی و کاهش اندازه این ذرات شده و تمرکز تنش را کاهش می‌دهد.

۵- نتایج آزمون کشش نشان داد با افزایش دمای آنیل، استحکام تسلیم و استحکام کششی کاهش یافته اما ازدیاد طول افزایش می‌یابد. بیشترین شکل‌پذیری و کمترین ناهمسانگردی در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد مشاهده شد که ناشی از تکمیل تبلور مجدد و یکنواخت شدن ریزساختار است.

۶- نتایج آزمایش جریان گردابی نشان داد تغییرات امپدانس کویل با فرآیندهای بازیابی و تبلور مجدد همبستگی مناسبی دارد. تطابق نتایج این روش با مشاهدات ریزساختاری و کسر تبلور مجدد، قابلیت آن را به‌عنوان یک روش غیرمخرب برای پایش تحولات ریزساختاری آلیاژ ۸۰۱۱ تأیید کرد.

واژه نامه:

اصطلاح فارسی	معادل انگلیسی
آنیل	Annealing
آزمون جریان گردابی	Eddy Current Testing
ازدیاد طول	Elongation
استحکام تسلیم	Yield Strength

استحکام کششی نهایی	Ultimate Tensile Strength (UTS)
امپدانس کوئل	Coil Impedance
بازیابی	Recovery
توان آورامی	Avrami Exponent
تبلور مجدد	Recrystallization
ترکیبات بین فلزی	Intermetallic Compounds
چگالی نابجایی	Dislocation Density
جوانه زنی	Nucleation
رشد دانه	Grain Growth
ریز ساختار	Microstructure
ریخته گری دو غلتکی	Twin-Roll Casting (TRC)
سینتیک تبلور مجدد	Recrystallization Kinetics
شاخص ناهمسانگردی	Anisotropy Index
شکل پذیری	Ductility
طیف سنجی پراکندگی انرژی	Energy Dispersive Spectroscopy (EDS)
کار سختی	Work Hardening
کسر تبلور مجدد	Recrystallized Fraction
مرز دانه	Grain Boundary
مدل جانسون-مهل-آورامی-کولموگوروف	Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) Model
میکروسکوپ الکترونی روبشی	Scanning Electron Microscopy
ناهمسانگردی	Anisotropy
نورد سرد	Cold Rolling
دانه هم محور	Equiaxed Grain
انرژی ذخیره شده تغییر شکل	Stored Deformation Energy
کروی شدن ذرات	Particle Spheroidization

منابع:

- [1] M. Aghaie-Hafri, "Formability of AA8011 Aluminum Alloy Sheet in Homogenized and Unhomogenized Conditions," *Materials Science*, pp. 646–664, 2004.
- [2] Y. Birol, "Response to Annealing Treatment of a Twin-Roll Cast Thin Al-Fe-Mn-Si Strip," *Materials Processing Technology*, vol. 209, pp. 506–510, 2009.
- [3] M. Cieslar, M. Slamova, M. Hajek, and J. Vesely, "Effect of Thermomechanical Pretreatment on Mechanical Properties of Modified Al-Mn-Fe-Si Based Alloys," *Materials Science Forum*, vols. 567–568, pp. 325–328, 2008.

- [4] F. J. Humphreys and M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2nd ed. Amsterdam: Elsevier, 2004.
- [5] L. Zhang, S. Wang, A. Dong, and L. Damoah, "Removal of Iron from Aluminum: A Review," *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*, vol. 33, no. 2, pp. 99–157, 2012.
- [6] P. J. Shull, *Nondestructive Evaluation: Theory, Techniques and Applications*. New York: Marcel Dekker, 2002.
- [7] *Aluminium and Aluminium Alloys—Chemical Composition and Form of Wrought Products—Part 3: Chemical Composition and Form of Product*, DIN EN 573-3, 2009.
- [8] P. N. Kalu and D. R. Waryoba, "A JMAK-Microhardness Model for Quantifying the Kinetics of Restoration Mechanisms in Inhomogeneous Microstructure," *Materials Science and Engineering A*, vol. 464, pp. 68–75, 2007.
- [9] P. G. Showman, *Phase Transformation in Metals*. New York: McGraw-Hill, 1969.
- [10] Y. Zeng, D. Song, and Y. Yang, "Influence of Heating Rate on the Recrystallization Temperature of Al–Mg Alloy," *Materials Research and Technology*, pp. 933–944, 2022.
- [11] M. P. Anderson, D. J. Srolovitz, G. S. Grest, and P. S. Sahni, "Computer Simulation of Grain Growth—I. Kinetics," *Acta Metallurgica*, vol. 32, no. 5, pp. 783–791, 1984.
- [12] Chun YB, Semiatin SL, Hwang SK. Monte Carlo modeling of microstructure evolution during the static recrystallization of cold-rolled, commercial-purity titanium. *Acta Mater*;54(14):3673–89, 2006
- [13] M. J. Sablik, "Modeling the Effect of Grain Size and Dislocation Density on Hysteretic Magnetic Properties in Steels," *Applied Physics*, vol. 89, pp. 5610–5613, 2001.
- [14] C. Shi and Y. Wu, "Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Properties of 8011 Cold-Rolled Sheet," *Materials Science and Engineering A*, vol. 612, no. 3, pp. 165–175, 2019.
- [15] Wang J, Zhou X, Thompson G, Hunter J, Yuan Y. Near-surface microstructure on twin-roll cast 8906 aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*.46(6), p.p 2688 2695, 2015.
- [16] Birol Y. Recrystallization of twin-roll cast Al–Fe–Si foil stock processed without homogenization. *Journal of Alloys and Compounds*,. 488(1), p.p 112-116, 2009.