

افزایش شدید خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ با اعمال یک پاس نورد سرد

میشم میرزایی^۱، محمد رضا روشن^{۲*} و سیروس جوادپور^۳

چکیده

آلیاژهای قابل پیرسختی به دلیل وجود رسوبات ریز و پراکنده، خواص مکانیکی مناسبی از خود نشان می‌دهند. این آلیاژها به دلیل تشکیل رسوبات و مناطق GP به سختی مورد تغییر شکل پلاستیک شدید قرار می‌گیرند. در این پژوهش تاثیر عملیات نورد سرد روی آلیاژ ۲۰۲۴ آلومینیوم در شرایط عملیات محلولی شده بررسی شد. نتایج نشان دادند چنانچه عملیات نورد سرد بلافاصله پس از آبدهی به ماده اعمال شود، امکان انجام نورد با کرنش زیاد در دمای محیط فراهم می‌گردد. افزون بر این، در نتیجه کرنش بالا تنها با اعمال یک پاس نورد توزیعی مناسب از رسوبات در جهت نورد تشکیل شده که باعث افزایش چشمگیر استحکام ماده و کاهش قابل ملاحظه زمان پیرسازی می‌گردد.

واژه های کلیدی: آلیاژهای قابل پیرسختی، نورد سرد، خواص مکانیکی.

Archive of SID

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، بخش مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شیراز، پست الکترونیک: mirzaei.maysam@gmail.com

۲- نویسنده مسئول، دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، بخش مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شیراز.

۳- دانشیار بخش مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شیراز، پست الکترونیک: javadpor@shirazu.ac.ir

*- نویسنده مسول مقاله: mammadroshan@yahoo.com

پیشگفتار

شکل پلاستیک شدید به دلیل محدودیت‌هایی از قبیل عدم کاربردهای تجاری، عدم توانایی تولید در ابعاد بزرگ و عدم پیوستگی خط تولید دارای کارایی لازم نمی باشند. در این میان فرایند نورد بدلیل امکان نرخ تولید بالا، قیمت پایین و تولید پیوسته بسیار مورد توجه است. گزارش‌ها نشان می دهند که حدود ۴۶٪ آلیاژهای آلومینیوم که مورد استفاده قرار می‌گیرند، به صورت ورق و فویل می باشند [۱۵]. تلاش‌های زیادی بمنظور نورد آلیاژهای قابل پیرسختی آلومینیوم در شرایط عملیات محلولی صورت گرفته است. در بیش‌تر پژوهش‌ها بمنظور دستیابی به خواص مناسب و غلبه بر مشکل ترک خوردن ماده، عملیات نورد در دماهای بسیار پایین (محیط نیتروژن مایع) و تحت کرنش‌های کم انجام گرفته است [۱۴، ۱۶-۱۹]. اما از سوی دیگر، استفاده از شرایط فرا سرد و کرنش‌های پایین به دلیل خطر بالای کار در محیط نیتروژن مایع و تعداد پاس‌های بالا از نظر اقتصادی و بهره‌وری بهینه نمی باشد. در صنعت انجام فرایند نورد با تعداد پاس‌های کم‌تر و در نتیجه، کرنش بیش‌تر در هر پاس بهینه است. بنابراین، در این پژوهش بمنظور رسیدن به خواص مناسب و غلبه بر مشکلات یاد شده، به عنوان یک راهکار نوین، آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ بلافاصله پس از آبدهی نورد شد تا از ایجاد مناطق GP و در پی آن تشکیل ترک جلوگیری شود. در نتیجه، امکان اعمال کرنش‌های بالا و تعداد پاس کم‌تر و نورد در دمای محیط فراهم می‌گردد. بمنظور دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب ورق‌های آلومینیوم ۲۰۲۴ در دمای محیط تحت چندین پاس نورد با بیش‌ترین کرنش ممکن قرار گرفتند و سپس عملیات پیرسازی روی آن‌ها انجام گرفت و تأثیر فرایندهای گوناگون نورد بر خواص مکانیکی و توزیع رسوبات مورد مطالعه قرار گرفت.

مواد و روش‌ها

ورق آلومینیوم ۲۰۲۴ به ضخامت ۵ میلی متر و ترکیب شیمیایی که در جدول ۱ آورده شده است، در این پژوهش مورد استفاده قرار گرفت. نمونه‌ها در دمای ۴۹۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶۰ دقیقه عملیات محلولی شده و سپس در آب سرد آبدهی شدند. عملیات نورد با بیش‌ترین

آلیاژهای قابل پیرسختی آلومینیوم به دلیل داشتن نسبت استحکام به وزن زیاد به گونه‌ای گسترده در صنایع هوا و فضا استفاده می شود. در این میان آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ بسیار مورد توجه قرار گرفته است. این آلیاژ افزون بر استحکام زیاد بیش‌ترین میزان سختی را در میان آلیاژهای آلومینیوم داراست. بالا بودن استحکام آلیاژهای قابل پیرسختی ناشی از وجود رسوبات است. عناصر آلیاژی عمده ی موجود در آلیاژ ۲۰۲۴ شامل مس و منیزیم است. عمده رسوباتی که در این آلیاژ به وجود می آید $CuAl_2$ و $CuMgAl_2$ است که در نتیجه استحاله فازی در محلول جامد فوق اشباع آلومینیوم بدست می آید [۱]. خواص فیزیکی و مکانیکی آلیاژهای قابل پیرسختی به شدت تحت تأثیر ساختار و توزیع این رسوبات است. در سال‌های اخیر فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید^۱ به دلیل ایجاد ساختارهایی با استحکام و انعطاف‌پذیری مناسب به گونه ای گسترده مورد استفاده قرار می گیرند [۲]. آلیاژهای آلومینیوم قابل پیرسختی به دلیل تشکیل رسوبات و مناطق GP به سختی تحت تغییر شکل پلاستیک شدید قرار می گیرند [۳]. مناطق GP و دیگر رسوبات نیمه پایدار که حین پیرسازی طبیعی بوجود می‌آید جلوی حرکت ناب‌جایی‌ها را می‌گیرد و در نتیجه آن داکتیلیته کاهش یافته و بنابراین، در حین فرایند ماده ترک می‌خورد [۳، ۴]. بمنظور غلبه بر این مشکل، فرایند شکل دادن آلیاژهای فوق اشباع در دماهای بالا انجام می‌شود. این کار می‌تواند منجر به فرآوری ماده شود [۳، ۵-۱۳] و در نتیجه، بیش‌ترین استحکام بدست نمی آید. از سوی دیگر، می‌توان با پیشگیری از تشکیل رسوبات و مناطق GP^2 پیش از فرایند تغییر شکل، بر مشکل ترک خوردن قطعه حین شکل دهی فایق آمد. با این هدف، قطعات باید پیش از فرایند در دمای بسیار پایین نگهداری شوند [۱۴] یا فاصله زمانی بین آبدهی قطعه و فرایند تغییر شکل کاهش یابد [۴]. به این فاصله زمانی که تا پیش از آن فرایند شکل دادن با موفقیت قابل انجام است زمان بحرانی گفته می‌شود [۴]. عمده فرایندهای تغییر

¹ - Severe Plastic Deformation (SPD)

² - Guinier-Preston (GP) Zone

شکل بسیار شدیدتری نسبت به نمونه C قرار گرفته است. روشن است که در این شرایط مقدار تولید نابه‌جایی در این نمونه از نمونه C بیش‌تر است در کنار این، به دلیل کرنش بالاتر در یک پاس اندازه دانه کوچک‌تر و توزیع ریزتری از رسوبات قابل دستیابی است. بنابراین، منطقی است که استحکام و انعطاف پذیری نمونه E از نمونه C بیش‌تر باشد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، پس از نخستین پاس نورد استحکام به گونه‌ای قابل توجه در مقایسه با نمونه عملیات محلولی شده افزایش یافته است و اعمال پاس‌های بیش‌تر تأثیر زیادی بر روی استحکام کششی ماده ندارد. بمنظور بهبود خواص مکانیکی، نمونه‌ها در دمای 160°C به مدت زمان‌های گوناگون پیرسازی شدند. شکل ۲ ریز سختی نمونه‌ها را پس از زمان‌های گوناگون پیرسازی نشان می‌دهد. نمونه‌های آلیاژی ۲۰۲۴ که به گونه معمولی (T6) پیرسازی می‌شوند، نیاز به بیش از ۸ ساعت عملیات حرارتی در دمای 190°C دارد، اما همان‌گونه که مشاهده می‌شود، پیک پیرسازی نمونه‌های نورد سرد شده در مدت زمان کم‌تر از ۴ ساعت در دمای 160°C رخ می‌دهد. نمودارهای تنش-کرنش نمونه‌های نورد شده پس از عملیات پیرسازی در شکل ۳ مشاهده می‌شود. رفتار مکانیکی نمونه‌های نورد شده پس از عملیات پیرسازی تقریباً مشابه است و افزایش شمار پاس‌ها اثری قابل توجه بر خواص مکانیکی نمونه‌ها پس از پیرسازی ندارد. با این حال، استحکام کششی نمونه‌های نورد و پیرسازی شده به گونه‌ای چشمگیر از نمونه‌های پیرسازی شده معمولی بیش‌تر است. شکل ۴ تصاویر میکروسکوپ الکترونی SEM از ریز ساختار نمونه‌های گوناگون را نشان می‌دهد. براساس آنالیز EDX نقاط سفید موجود در زمینه، رسوب می‌باشد (شکل ۵). با توجه به شکل ۴، میزان زیادی از رسوبات طی فرایند نورد در جهت نورد تشکیل می‌شوند. بر اساس این نتایج می‌توان گفت که مکانیزم رسوب دهی حین فرایند نورد رخ می‌دهد. رسوب دهی دینامیک حین تغییر فرم پلاستیک آلیاژهای آلومینیوم در شرایط فوق اشباع رخ می‌دهد [۲۱-۲۵]. پدیده رسوب دهی دینامیک به پیرسازی کرنشی دینامیک^۱ (DSA) وابسته است که در آن

کاهش سطح مقطع ممکن انجام گرفت. فرایندهای گوناگون نورد که در این پژوهش انجام گرفت، در جدول ۲ مشاهده می‌شود. گفتنی است، برخی از نمونه‌های E حین فرایند نورد ترک لبه‌ای برداشتند. بمنظور حل این مشکل نمونه‌ها طی چند پاس با کرنش کم‌تر نورد شدند. بمنظور بهبود خواص مکانیکی نمونه‌ها عملیات پیرسازی در دمای 160°C با مدت زمان بیشینه ۱۸ ساعت و با فاصله زمانی ۲ ساعت انجام شد. لازم به بیان است که دمای عملیات حرارتی که بمنظور پیرسازی نمونه‌های آلومینیوم ۲۰۲۴ به صورت معمولی (T6) استفاده می‌شود، 190°C می‌باشد. بمنظور یافتن پیک پیرسختی، آزمون ریزسختی انجام شد. نمونه‌ها با کاغذ سمباده تا شماره ۳۰۰۰ پولیش شدند و عملیات نهایی پولیش با استفاده از پودر آلومینا و خمیر الماسه انجام شد. آزمون ریزسختی ویکرز با ۲۰۰ گرم بار که به مدت ۱۵ ثانیه بر نمونه‌ها اعمال می‌شد، انجام گرفت. استحکام کششی نمونه‌ها و نمونه بدون نورد، پیش و پس از عملیات حرارتی پیرسازی با استفاده از آزمون کشش بررسی شد. نمونه‌ها بر اساس استاندارد ASTM-E8 آماده سازی شد. آزمون کشش در دمای محیط و با نرخ کرنش اولیه 2×10^{-3} و با استفاده از دستگاه آزمون کشش Instron انجام شد.

ریزساختار نمونه‌ها پیش و پس از پیرسازی با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی از نوع TESCAN مجهز به EDX بررسی شد.

نتایج و بحث

نمودارهای آزمون کشش نمونه‌ها در شکل ۱ آورده شده است. مشاهده می‌شود که پس از اعمال نخستین پاس نورد، استحکام ماده به شدت افزایش می‌یابد. این در حالیست که نمونه‌ی D مقداری کاهش استحکام کششی نسبت به نمونه C از خود نشان می‌دهد. این رفتار می‌تواند به دلیل ایجاد عیوب داخلی بر اثر کار سرد باشد [۲۰]. هم‌چنین، مشاهده می‌شود که استحکام نمونه‌های C و E تقریباً یکسان است. هرچند نمونه C انعطاف‌پذیری کم‌تری دارد. همان‌گونه که در جدول ۲ نشان داده شده است نمونه E پس از نخستین پاس نورد مورد تغییر

^۱ -Dinamic Strain Aging

پراکنده شدن رسوبات قبلی می‌شود. از آن‌جا که بیش‌تر رسوبات حین فرایند نورد تشکیل می‌شوند؛ لذا، زمان لازم برای عملیات پیرسازی و رسیدن به پیک پیرسازی کاهش می‌یابد. عملیات حرارتی پیرسازی پس از نورد، با حذف عیوب کریستالی بوجود آمده در اثر نورد، باعث بهبود انعطاف پذیری می‌گردد؛ افزون بر این، در کنار افزایش انعطاف پذیری به دلیل ایجاد رسوبات ریز حین پیرسازی تا حدی استحکام ماده افزایش می‌یابد، اما از آن‌جایی که عمده رسوبات در حین فرایند نورد بوجود آمده است، این افزایش چشمگیر نیست. استحکام کششی نمونه‌های نورد و پیرسازی شده (۵۴۰ مگاپاسکال) در حدود ۵۰٪ بیش‌تر از نمونه‌های پیرسازی شده T_6 معمولی (۳۵۰ مگاپاسکال) می‌باشد. در مجموع، می‌توان گفت انجام یک پاس نورد در دمای محیط و پس از آن پیرسازی نمونه‌ها در زمان و دمای کم‌تر از پیرسازی معمولی موجب افزایش شدید خواص مکانیکی ماده می‌شود.

استحکام بالای نمونه‌ها به دلیل وجود رسوبات ریز و پراکنده، کرنش سختی ناشی از دانسیته بالای نابه‌جایی‌هایی که حین نورد در ماده ایجاد می‌شود و کاهش اندازه دانه بر اثر انجام نورد سرد می‌باشد. رسوبات حین نخستین پاس نورد تشکیل شده و پاس‌های بعدی موجب خرد شدن آن‌ها می‌گردد. حرکت نابه‌جایی‌ها در اثر تغییر شکل پلاستیک، تشکیل رسوبات را به صورت پراکنده حتی در دماهای نسبتاً پایین موجب می‌شود. رسوبات جلوی حرکت نابه‌جایی‌ها را می‌گیرند. هم‌چنین، رسوبات موجود می‌تواند موجب تکثیر نابه‌جایی‌ها حین اعمال کرنش با نورد شود. بنابراین، نرخ تجمع نابه‌جایی‌ها هنگامی که رسوبات حین تغییر فرم پلاستیک ایجاد می‌شود، بیش‌تر است. این مکانیزم‌ها موجب بهبود خواص مکانیکی ماده می‌شود، هر چند قابلیت تغییر فرم ماده به گونه‌ای چشمگیر کاهش می‌یابد. انرژی نقص چیدن^۱ آلیاژ فوق اشباع کم است؛ این موضوع باعث می‌شود جلوی بازیابی دینامیک گرفته شود. لذا، چنانچه ماده با کاهش سطح مقطع زیاد همچون ۷۵٪ تغییر فرم داده شود، امکان ترک خوردن نمونه حین فرایند نورد بر اثر نرخ کارسختی زیاد وجود دارد. حین رسوب دهی غلظت اتم‌های محلول

خوشه‌های اولیه از اتم‌های محلول که برای جوانه زنی اولیه رسوبات مورد نیاز است به وسیله DSA ایجاد می‌شود. زمانی که نابه‌جایی‌ها از اتم‌های محلول رها می‌شود (اتم‌سفر کاترل)، خوشه‌های به جا مانده از اتم‌های محلول می‌تواند باعث جوانه زنی رسوبات گردد. حرکت اتم‌های محلول که با حرکت نابه‌جایی‌ها انجام می‌شود می‌تواند سبب رسوب دهی دینامیک به میزان قابل توجهی شود [۲۱]. بر اثر اعمال کرنش شدید حین نورد، چگالی بالایی از نابه‌جایی‌ها درون ماده ایجاد می‌شود؛ در نتیجه، مقدار قابل توجهی از رسوبات به طور دینامیک در جهت نورد بوجود می‌آید. شکل ۴a و ۴b ریز ساختار نمونه A را پیش از پیرسازی نشان می‌دهد. شکل‌های ۴e و ۴f به ترتیب ریزساختارهای نمونه‌های C و E را پیش از پیرسازی نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که بیش‌تر رسوبات پس از اعمال نخستین پاس نورد در جهت نورد تشکیل می‌شود و با اعمال پاس‌های بیش‌تر میزان رسوبات تقریباً ثابت می‌ماند، اما رسوبات موجود خرد و پراکنده می‌شود (نمونه‌های C و E).

ریز ساختار نمونه‌های C و E بسیار شبیه به هم می‌باشند. این واقعیت می‌تواند توجیحی برای خواص مکانیکی مشابه این نمونه‌ها باشد (شکل ۱b). عملیات پیرسازی پس از نورد موجب تشکیل رسوبات ریز و به احتمال زیاد، درشت شدن رسوبات قبلی می‌شود که در بزرگ‌نمایی بیش‌تر قابل مشاهده است (شکل ۴c و ۴d).

شکل ۶ خواص مکانیکی نمونه‌ها را پیش و پس از پیرسازی نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، اعمال یک پاس نورد با میزان کاهش سطح مقطع ۵۰٪ باعث دستیابی به تنش تسلیمی معادل ۵۰۰ مگاپاسکال می‌گردد که در مقایسه با نمونه‌ی عملیات محلولی شده افزایشی در حدود ۳۵۰ مگاپاسکال در تنش تسلیم ماده مشاهده می‌شود. مکانیزم رسوب‌دهی دینامیک موجب ایجاد رسوبات ریز حین نخستین پاس نورد می‌شود، لذا غلظت اتم‌های محلول در زمینه ماده کاهش می‌یابد. در نتیجه، حین پاس‌های بعدی نورد رسوب قابل توجهی به صورت دینامیک تشکیل نمی‌شود. به همین دلیل، انجام پاس‌های بیش‌تر تاثیر بسزایی روی خواص مکانیکی ندارد؛ هر چند اعمال پاس‌های بیش‌تر نورد باعث خرد شدن و

¹ - Stacking Fault Energy (SFE)

می دهد. افزون بر این، نتایج نشان دادند که مدت زمان عملیات پیرسازی پس از نورد با کرنش بالا به مقداری قابل توجه کاهش می یابد که از نظر اقتصادی بسیار بهینه است. بررسی های ریز ساختاری نشان داد که عمده رسوبات در اثر رسوب دهی دینامیک هنگام نخستین پاس نورد و در جهت نورد تشکیل می شود و افزایش شمار پاس تأثیری چندان بر مقدار رسوبات ندارد و بیشتر باعث شکستگی و پراکندگی رسوبات در زمینه می شود.

سپاسگزاری

نویسندگان این مقاله بر خود لازم می دانند که از زحمات مهندس محرمی و مهندس دهقانی به جهت انجام بررسی های میکروسکوپ الکترونی (SEM) در مرکز تحقیقات متالورژی رازی سپاسگزاری و قدردانی کنند.

References

- 1- H. Kaçar, E. Atik, and C. Meriç, "The Effect of Precipitation-Hardening Conditions on Wear Behaviours at 2024 Aluminium Wrought Alloy," *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 142, pp. 762-766, 2003.
- ۲- اسلامی، ا.ح. مشکسار، م. م. و زبرجد، س. م. "بررسی خواص مکانیکی و مغناطیسی کامپوزیت لایه ای مس-نیکل تولید شده به روش اتصال نورد تجمعی (ARB)" نشریه مواد نوین، دوره سوم، شماره دوازدهم، ص ۸۹-۱۰۴، تابستان ۱۳۹۲
- 3- N. Q. Chinh, J. Gubicza, T. Czeppe, J. Lendvai, C. Xu, R. Z. Valiev, and T. G. Langdon, "Developing a Strategy for the Processing of Age-Hardenable Alloys by ECAP at Room Temperature," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 516, pp. 248-252, 2009.
- 4- M. R. Roshan, S. A. J. Jahromi, and R. Ebrahimi, "Predicting the Critical Pre-Aging Time in ECAP Processing of Age-Hardenable Aluminum Alloys," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 509, pp. 7833-7839, 2011.

کاهش می یابد؛ بنابراین، انرژی نقص چینش افزایش می یابد [۲۶]. هر چند در این حالت افزون بر کرنش که حین پاس های قبلی به ماده اعمال شده، وجود رسوبات نیز موجب کاهش کارپذیری ماده می شود. بنابراین حین پاس های بعدی چنانچه کاهش سطح مقطع ماده زیاد باشد، امکان ترک خوردن ماده افزایش می یابد.

نتیجه گیری

نمونه های آلیاژ ۲۰۲۴ آلومینیوم عملیات محلولی شده مورد چند پاس عملیات نورد سرد با کرنش زیاد قرار گرفت. نتایج نشان دادند که انجام نخستین پاس نورد با کرنش بالا افزایشی قابل توجه در حدود ۵۰٪ در استحکام ماده را سبب می شود و افزایش مداوم تعداد پاس ها تأثیر چندان بر استحکام ماده ندارد. عملیات پیرسازی پس از نورد به مقدار چشمگیری انعطاف پذیری ماده را افزایش

- 5- M. Cai, D. Field, and G. Lorimer, "A Systematic Comparison of Static and Dynamic Ageing of Two Al-Mg-Si Alloys," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 373, pp. 65-71, 2004.
- 6- J. Gubicza, I. Schiller, N. Chinh, J. Illy, Z. Horita, and T. Langdon, "The Effect of Severe Plastic Deformation on Precipitation in Supersaturated Al-Zn-Mg Alloys," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 460, pp. 77-85, 2007.
- 7- J. Kim, H. Jeong, S. Hong, Y. Kim, and W. Kim, "Effect of Aging Treatment on Heavily Deformed Microstructure of a 6061 Aluminum Alloy After Equal Channel Angular Pressing," *Scripta Materialia*, Vol. 45, pp. 901-907, 2001.
- 8- W. Kim, C. Chung, D. Ma, S. Hong, and H. Kim, "Optimization of Strength and Ductility of 2024 Al by Equal Channel Angular Pressing (ECAP) and Post-ECAP Aging," *Scripta Materialia*, Vol. 49, pp. 333-338, 2003.
- 9- W. Kim and J. Wang, "Microstructure of the post-ECAP aging Processed 6061 Al alloys," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 464, pp. 23-27, 2007.

- 10- J. Mao, S. Kang, and J. Park, "Grain Refinement, Thermal Stability and Tensile Properties of 2024 Aluminum Alloy After Equal-Channel Angular Pressing," *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 159, pp. 314-320, 2005.
- 11- C. Nam, J. Han, Y. Chung, and M. Shin, "Effect of Precipitates on Microstructural Evolution of 7050 Al Alloy Sheet During Equal Channel Angular Rolling," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 347, pp. 253-257, 2003.
- 12- H. J. Roven, M. Liu, and J. C. Werenskiold, "Dynamic Precipitation During Severe Plastic Deformation of an Al-Mg-Si Aluminium Alloy," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 483, pp. 54-58, 2008.
- 13- Y. Zhao, X. Liao, Z. Jin, R. Valiev, and Y. Zhu, "Microstructures and Mechanical Properties of Ultrafine Grained 7075 Al Alloy Processed by ECAP and their Evolutions During Annealing," *Acta Materialia*, Vol. 52, pp. 4589-4599, 2004.
- 14- S. K. Panigrahi and R. Jayaganthan, "Development of Ultrafine Grained High Strength Age Hardenable Al 7075 Alloy by Cryorolling," *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 3150-3160, 2011.
- 15- S. K. Panigrahi, R. Jayaganthan, and V. Pancholi, "Effect of Plastic Deformation Conditions on Microstructural Characteristics and Mechanical Properties of Al 6063 alloy," *Materials & Design*, Vol. 30, pp. 1894-1901, 2009.
- 16- S. K. Panigrahi and R. Jayaganthan, "A Study on the Mechanical Properties of Cryorolled Al-Mg-Si Alloy," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 480, pp. 299-305, 2008.
- 17- S. K. Panigrahi and R. Jayaganthan, "Development of Ultrafine Grained Al-Mg-Si Alloy with Enhanced Strength and Ductility," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 470, pp. 285-288, 2009.
- 18- P. Das, R. Jayaganthan, T. Chowdhury, and I. V. Singh, "Fatigue Behaviour and Crack Growth Rate of Cryorolled Al 7075 Alloy," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, pp. 7124-7132, 2011.
- 19- R. Jayaganthan, H. G. Brokmeier, B. Schwebke, and S. Panigrahi, "Microstructure and Texture Evolution in Cryorolled Al 7075 Alloy," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 496, pp. 183-188, 2010.
- 20- M. A. Meyers, A. Mishra, and D. J. Benson, "Mechanical properties of nanocrystalline materials," *Progress in Materials Science*, Vol. 51, pp. 427-556, 2006.
- 21- A. Deschamps, F. Bley, F. Livet, D. Fabregue, and L. David, "In-situ small-Angle X-ray Scattering Study of Dynamic Precipitation in an Al-Zn-Mg-Cu Alloy," *Philosophical Magazine*, Vol. 83, pp. 677-692, 2003.
- 22- A. Deschamps, L. Le Sinq, Y. Brechet, J. Embury, and M. Niewczas, "Anomalous Strain Hardening Behaviour of a Supersaturated Al-Zn-Mg alloy," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 234, pp. 477-480, 1997.
- 23- A. Deschamps, M. Niewczas, F. Bley, Y. Brechet, J. Embury, L. Le Sinq, F. Livet, and J. Simon, "Low-Temperature Dynamic Precipitation in a Supersaturated Al-Zn-Mg Alloy and Related Strain Hardening," *Philosophical Magazine A*, Vol. 79, pp. 2485-2504, 1999.
- 24- M. Hornqvist and B. Karlsson, "Effect of Heat Treatment on the Strain Hardening Behaviour of an Al-Zn-Mg Alloy," *International journal of materials Research*, Vol. 100, pp. 1574-1581, 2009.
- 25- M. Hornqvist and B. Karlsson, "Dynamic Strain Ageing and Dynamic Precipitation in AA7030 During Cyclic Deformation," *Procedia Engineering*, Vol. 2, pp. 265-273, 2010.

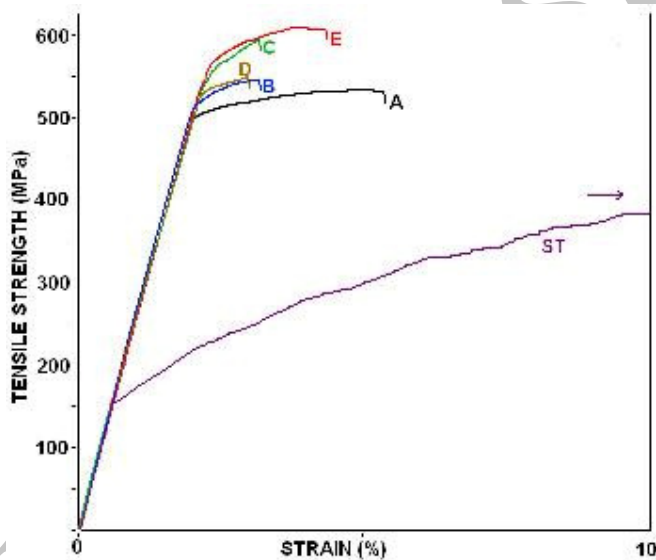
پیوست ها

جدول ۱ - ترکیب شیمیایی (بر حسب درصد وزنی) آلیاژ ۲۰۲۴ مورد استفاده در این پژوهش.

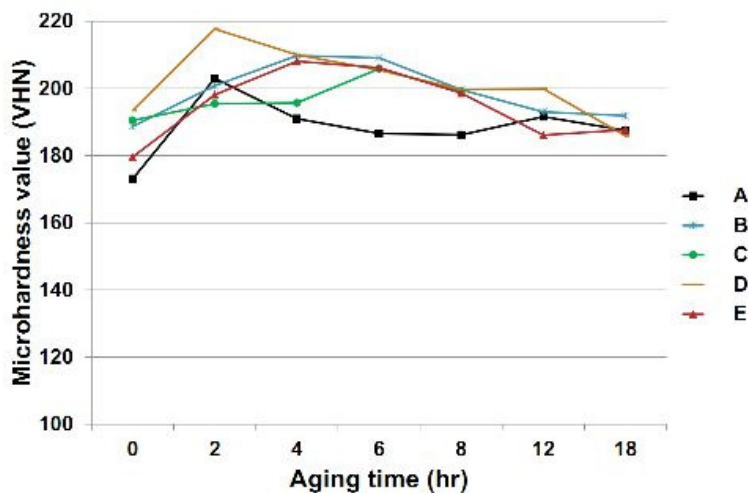
آلیاژ	Cu	Mg	Zn	Si	Mn	Fe	Al
۲۰۲۴	۴/۹۳	۱/۱	۰/۱۲۶	۰/۱۸۵	۰/۲۸۸	۰/۴۶۱	مابقی

جدول ۲ - فرایندهای گوناگون نورد اعمال شده بر نمونه ها.

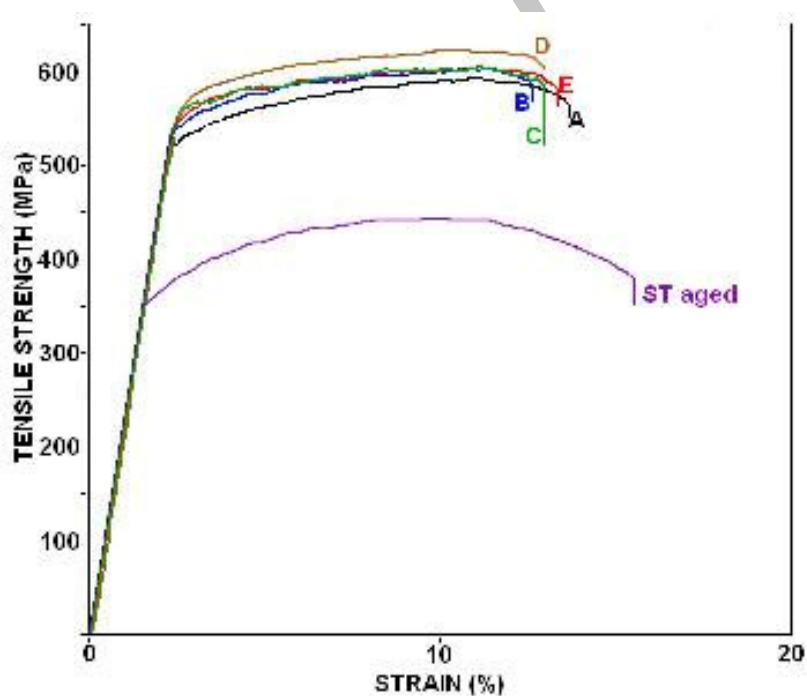
نمونه	فرایند
A	نورد سرد تا ضخامت ۲/۵ میلی متر
B	نورد سرد تا ضخامت های به ترتیب ۲/۵، ۲/۰۵، ۱/۶ میلی متر
C	نورد سرد تا ضخامت های به ترتیب ۲/۵، ۲/۰۵، ۱/۶، ۱/۲۵ میلی متر
D	نورد سرد تا ضخامت های به ترتیب ۲/۵، ۲/۰۵، ۱/۶، ۱/۲۵، ۰/۹۵ میلی متر
E	نورد سرد تا ضخامت های به ترتیب ۲/۵، ۱/۲۵ میلی متر
FAIL	نورد سرد تا ضخامت ۱/۲۵ میلی متر



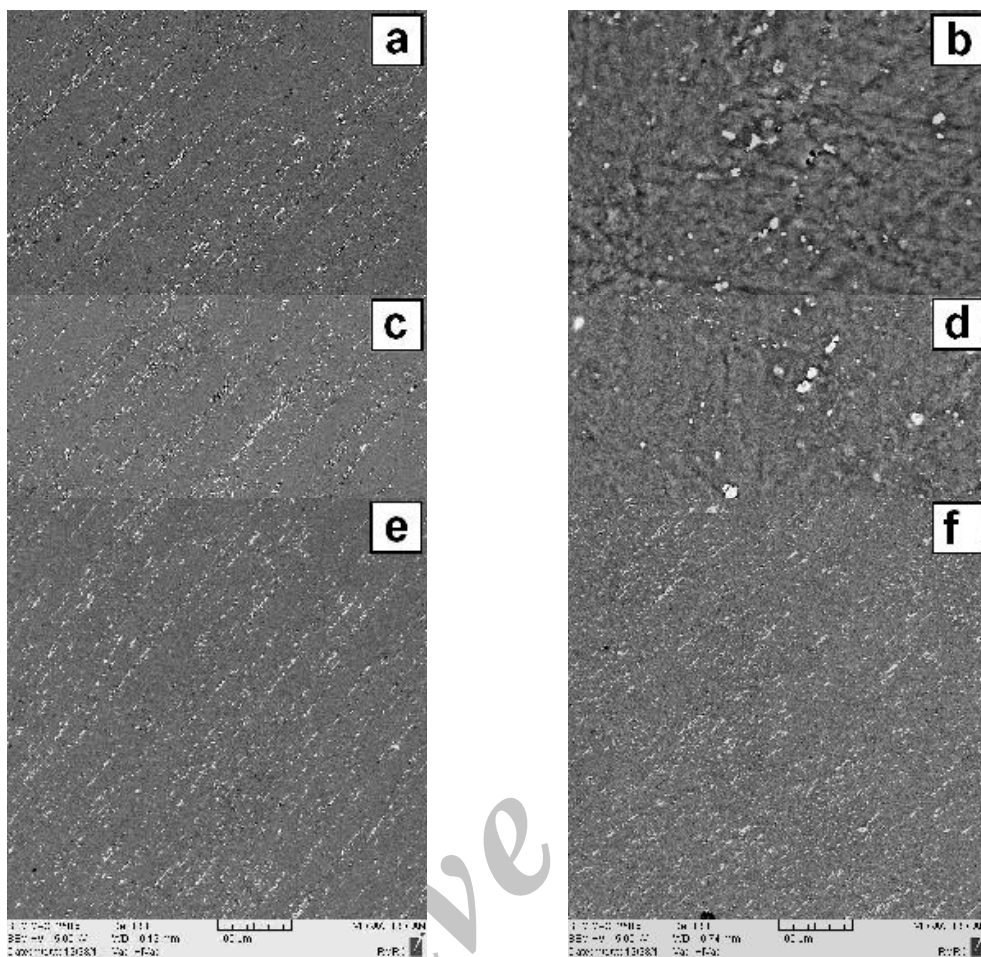
شکل ۱- نمودار های تنش - کرنش نمونه های عملیات محلولی شده (ST) و نورد سرد شده (A تا E) قبل از عملیات حرارتی پیرسازی.



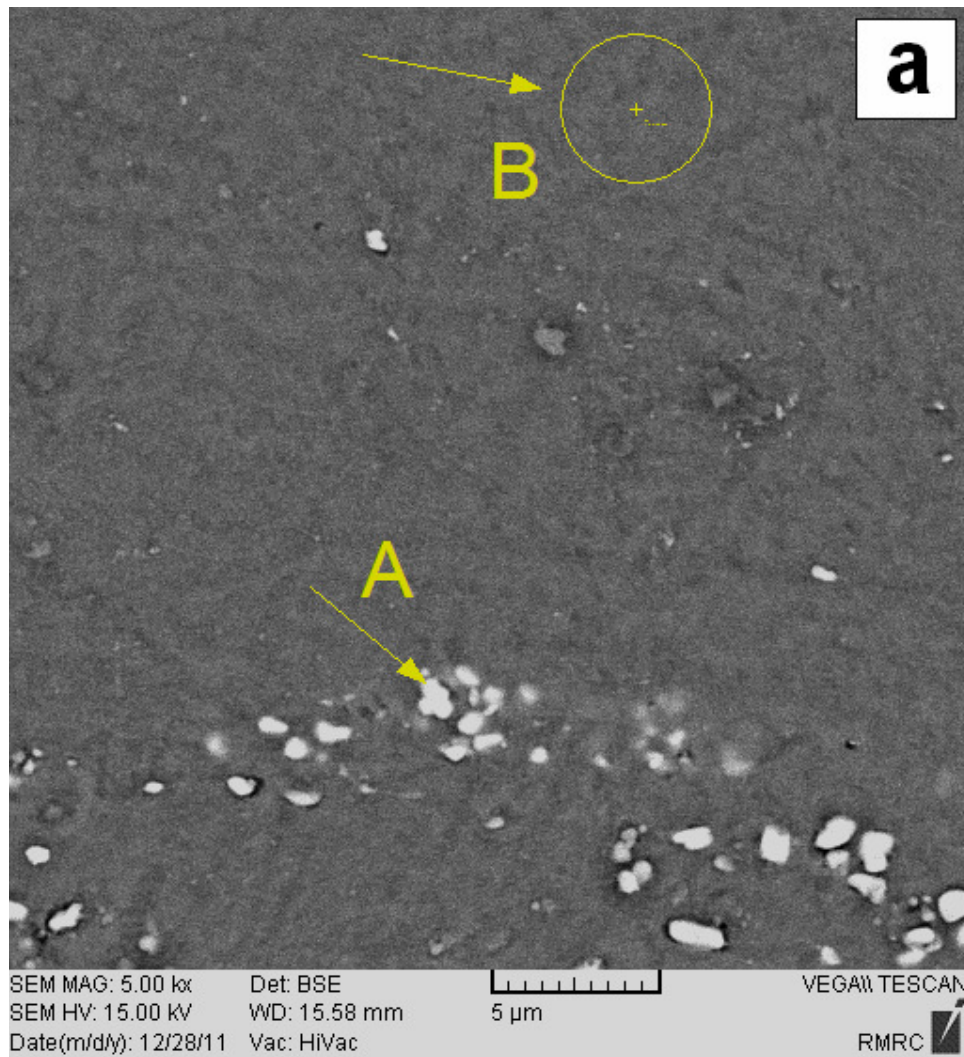
شکل ۲- نمودارهای میکروسختی نمونه ها بر حسب زمان پیرسازی.



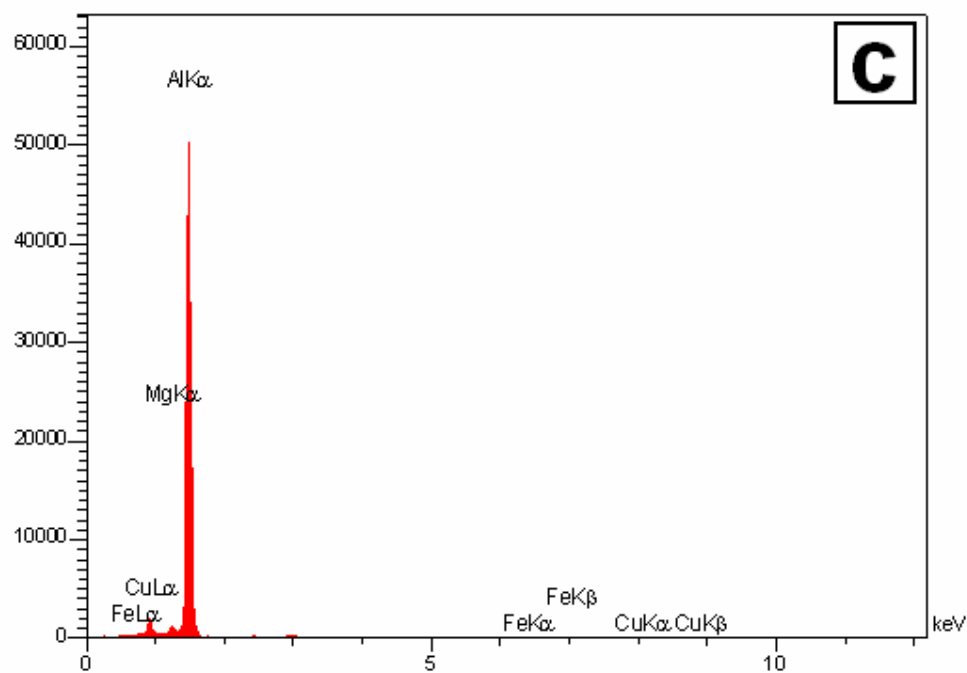
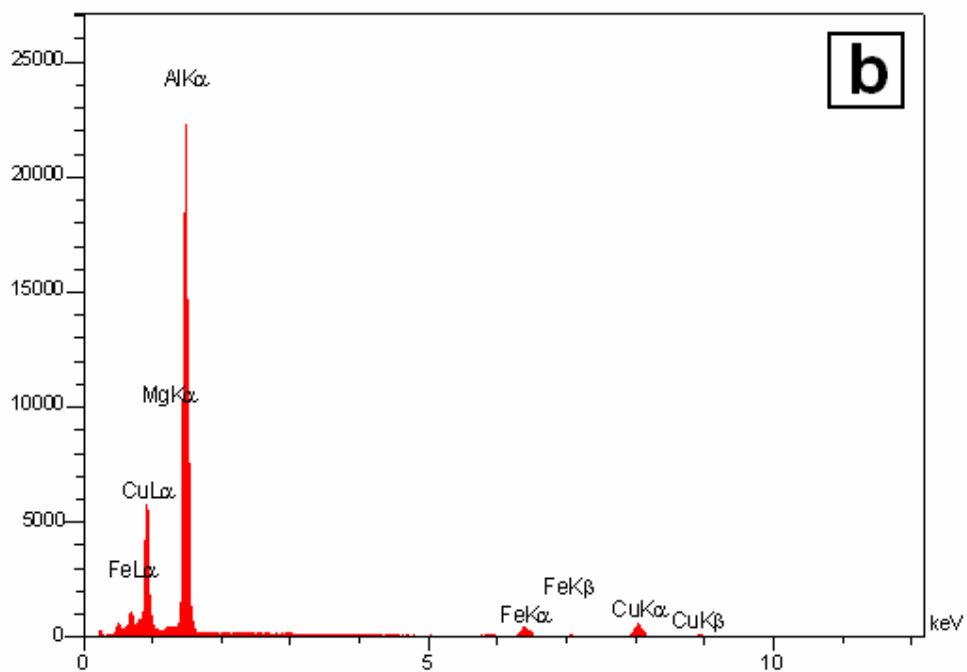
شکل ۳- نمودار های تنش - کرنش نمونه های عملیات محلولی شده (ST aged) و نورد سرد شده (A تا E) پس از عملیات حرارتی پیرسازی.



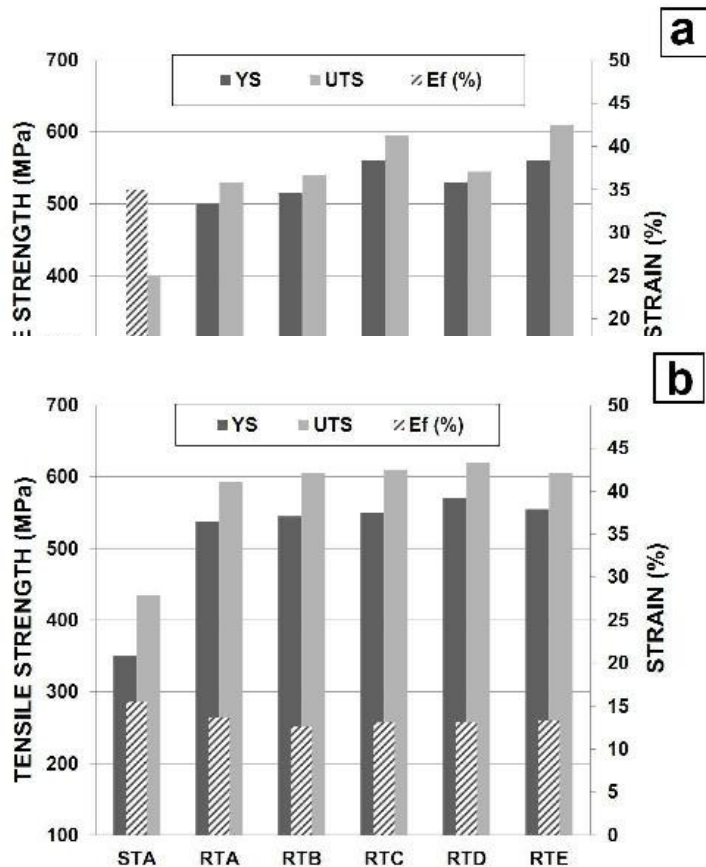
شکل ۴- ریز ساختار نمونه های نورد شده، (a) و (b) نمونه A پیش از پیرسازی، (c) و (d) نمونه A پس از پیرسازی، (e) و (f) نمونه های C و E بدون پیرسازی.



Archi



شکل ۵- (a) تصویر SEM از رسوبات و زمینه، (b) و (c) آنالیز EDX نقاط سفید A و زمینه B.



شکل ۶- خصوصیات کششی نمونه های نورد شده (a) پیش از عملیات حرارتی پیرسازی (b) پس از عملیات حرارتی پیرسازی. ST مربوط به نمونه آبدهی شده و STA نمونه پیرسازی شده معمولی (T6) بدون نورد می باشد.