

ارتقاء خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی تنش آلودگی آلومینیوم ۷۰۷۵ به وسیله نورد و عملیات پیرسازی دو مرحله‌ای

حمیدرضا فولادفر^۱، بابک هاشمی^۲ و موسی یونسی^۳

۱- مربی، دانشگاه آزاد اسلامی واحد زرقان

۲- استادیار مهندسی مواد، دانشگاه شیراز

۳- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشگاه آزاد اسلامی واحد شهر مجلسی

hamid_ff@yahoo.com

چکیده

پیرسازی دو مرحله‌ای، عملیات حرارتی نوینی است که بر روی آلیاژهای گروه ۷۰۰۰ آلومینیوم و به منظور افزایش مقاومت به خوردگی تنش و حفظ استحکام بالای آنها، به عنوان جایگزین عملیات حرارتی T₆ که منجر به افت مقاومت به SCC این آلیاژها می‌شود، پیشنهاد شده است. این عملیات شامل یک مرحله پیرسازی کوتاه در دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد پس از کوئنچ، کوئنچ مجدد و سپس پیرسازی به روش معمول در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد، به منظور دستیابی به توزیع ریز و پراکنده ذرات فاز ثانویه است. در این تحقیق به بررسی و بهسازی عملیات حرارتی نوین پیرسازی دو مرحله‌ای آلومینیوم ۷۰۷۵ پرداخته شده است. انجام یک مرحله نورد سرد پیش از بازگشت و نیز یک مرحله پیش از پیرسازی مجدد، باعث افزایش همزمان استحکام تا اندازه نمونه T₆ و مقاومت به SCC آلیاژ تا نمونه T₇₃ شد. کرنش اولیه منجر به تشکیل بیشتر رسوبات فاز η و کرنش نورد دوم باعث شکست رسوبات روی مرز دانه و افزایش سطح مناطق الکترون‌ده گردید که هر دو عامل، کاهش انحلال رسوبات را به همراه داشته و در نتیجه باعث افزایش مقاومت به SCC شدند.

واژه‌های کلیدی:

پیرسازی دو مرحله‌ای، انحلال آندی، SCC، آلومینیوم ۷۰۷۵.

۱- مقدمه

حاصل می‌شود. مراحل رسوب‌گذاری از محلول جامد فوق

اشباع تا رسوبات پایدار در این آلیاژ به صورت زیر است [۲]:

Solid solution \rightarrow GP Zones \rightarrow η \rightarrow η (MgZn₂)

متأسفانه این گروه در ماکزیمم سختی به دست آمده طی عملیات

حرارتی T₆، تا حدود زیادی مقاومت به خوردگی تنش خود را

از دست می‌دهند. رسوب‌های به وجود آمده پس از عملیات

آلیاژهای آلومینیوم سری ۷۰۰۰ به علت استحکام بالا و دانسیته

پایین، استفاده گسترده‌ای در صنایع هوایی دارند [۱]. علت

استحکام بالای این آلیاژ، توزیع ریز و یکنواخت رسوبات فاز

ثانویه در شبکه است که طی عملیات پیرسختی T₆،

حرارتی T_6 عمدتاً از نوع GP و η' بوده که عامل اصلی افزایش استحکام می‌باشند [۳].

در نمونه‌های فرتوت شده با مشخصه T_7 که از مقاومت به SCC کاملاً قابل قبولی برخوردارند، رسوبات بیشتر از نوع غیرهمبسته و بزرگ‌تر از η است که منجر به کاهش استحکام بین ۱۰ تا ۱۵٪ این نمونه‌ها نسبت به نمونه T_6 می‌شود [۴]. تلاش‌های زیادی جهت درک مکانیزم SCC این آلیاژها انجام شده‌است و آنچه مسلم است ماهیت بین دانه‌ای ترک SCC و ارتباط این خوردگی با رسوبات روی مرز دانه GBP و مناطق عاری از رسوب مجاور مرز دانه PFZ است. هر چه اندازه رسوبات روی مرز دانه بزرگتر و فاصله آنها بیشتر باشد مقاومت به SCC بالاتر است [۵].

به‌منظور دستیابی به این ساختار و ادغام آن با استحکام بالا، چند عملیات حرارتی پیشنهاد شده‌است که از آن جمله عملیات بازگشت و پیرسازی مجدد^۱ است که توسط سینا^۲ [۶]، در دهه ۷۰ ارائه شد و موفق به دستیابی به آلیاژی با استحکام نزدیک به T_6 و مقاومت به خوردگی تشنی نزدیک به T_{73} شد. این پروسه شامل آنیل نمونه‌های T_6 در دمای ۲۴۰-۱۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۵ تا ۲۴۰۰ ثانیه بازگشت، کوئنچ در آب و سپس پیرسازی مجدد مانند عملیات T_6 می‌شد. پس از بازگشت، رسوبات روی مرز دانه درشت و با فاصله شده و مقاومت به SCC را بالا می‌برند و در پیرسازی مجدد، رسوبات ریز در شبکه تشکیل شده و استحکام را به نمونه T_6 نزدیک می‌کنند.

۲- روش تحقیق

آزمایشات بر روی یک ورق با ضخامت ۶ mm از آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ و با ترکیب ۰/۵ wt % Ti، ۱/۶ wt % Cu، ۲/۵ wt % Mg، ۵/۶ wt % Zn انجام شد. نمونه‌ها ابتدا در کوره‌ای با دمای ۴۷۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت زمان ۳ ساعت، تحت عملیات محلول‌سازی^۵ قرار گرفتند و تا دمای محیط به وسیله آب کوئنچ شدند. پروسه‌های مختلف حرارتی و مکانیکی اعمال شده روی آلیاژ در جدول (۱) نمایش داده شده‌است. علاوه بر دو عملیات حرارتی معمول T_6 و T_{73} ، ترکیب‌های جدیدی از عملیات ترمومکانیکی و فرآیند پیرسازی دو مرحله‌ای نیز بر روی نمونه‌ها آزمایش شد.

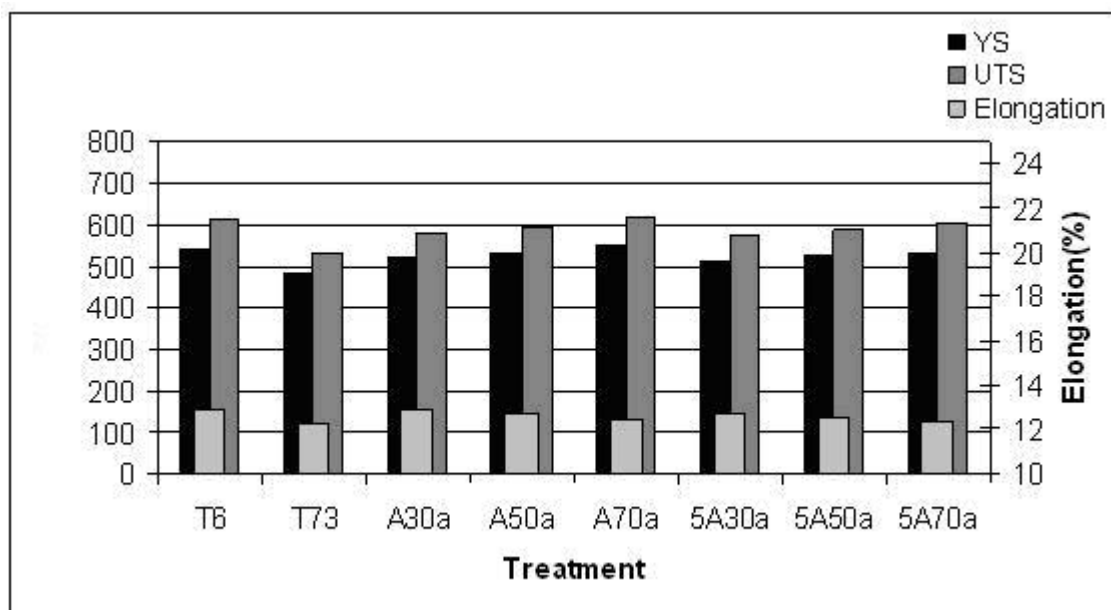
در نامگذاری T_1 ، T_2 ، T_3 در صورت وجود به معنی درصد کرنش اولیه، A به معنی پیرسازی به مدت ۵ دقیقه در دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، I_2 میزان کرنش نورده پس از پیرسازی اول و a به معنی پیرسازی طبیعی به مدت ۲ روز و سپس پیرسازی در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۴ ساعت می‌باشد.

به‌منظور دستیابی به این ساختار و ادغام آن با استحکام بالا، چند عملیات حرارتی پیشنهاد شده‌است که از آن جمله عملیات بازگشت و پیرسازی مجدد^۱ است که توسط سینا^۲ [۶]، در دهه ۷۰ ارائه شد و موفق به دستیابی به آلیاژی با استحکام نزدیک به T_6 و مقاومت به خوردگی تشنی نزدیک به T_{73} شد. این پروسه شامل آنیل نمونه‌های T_6 در دمای ۲۴۰-۱۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۵ تا ۲۴۰۰ ثانیه بازگشت، کوئنچ در آب و سپس پیرسازی مجدد مانند عملیات T_6 می‌شد. پس از بازگشت، رسوبات روی مرز دانه درشت و با فاصله شده و مقاومت به SCC را بالا می‌برند و در پیرسازی مجدد، رسوبات ریز در شبکه تشکیل شده و استحکام را به نمونه T_6 نزدیک می‌کنند.

عملیات دیگری با نام کوئنچ دو مرحله‌ای و پیرسازی (SQA) در سال ۲۰۰۷ توسط او^۳ و همکارانش [۷]، پیشنهاد شد که عبارت است از کوئنچ آلیاژ از دمای محلول‌سازی تا حدود ۲۳۰-۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، توقف به مدت ۵ تا ۳۰ ثانیه در این دما، کوئنچ مجدد و سپس پیرسازی به شیوه معمول. در این روش با توقف در دمای بالا، رسوبات درشت و با فاصله زیاد تشکیل شده و با پیرسازی در دمای پایین، رسوبات ریز درون دانه نیز تشکیل می‌شوند که در کل منجر به حصول ترکیب مناسبی از استحکام و مقاومت به SCC خواهند بود. این روش به علت سرعت کل

جدول (۱): پروسه‌های مختلف انجام شده روی نمونه‌ها.

عنوان	عملیات حرارتی
T6	۴۷۰°C/۳h + کوئنچ در آب + ۱۲۰°C/۲۴ h
T73	۴۷۰°C/۳h + کوئنچ در آب + ۱۲۰°C/۲۴ h + ۱۶۰°C/۱۸ h
A30a	۴۷۰°C/۳h + کوئنچ در آب + ۲۰۰°C/۵ min + کوئنچ + کرنش ۳۰% + ۱۲۰°C/۲۴ h
A50a	۴۷۰°C/۳h + کوئنچ در آب + ۲۰۰°C/۵ min + کوئنچ + کرنش ۵۰% + ۱۲۰°C/۲۴ h
A70a	۴۷۰°C/۳h + کوئنچ در آب + ۲۰۰°C/۵ min + کوئنچ + کرنش ۷۰% + ۱۲۰°C/۲۴ h
5A30a	۴۷۰°C/۳h + کوئنچ در آب + ۵% پیش کرنش + ۲۰۰°C/۵ min + کوئنچ + ۳۰% کرنش + NA + ۱۲۰°C/۲۴ h
5A50a	۴۷۰°C/۳h + کوئنچ در آب + ۵% پیش کرنش + ۲۰۰°C/۵ min + کوئنچ + ۵۰% کرنش + NA + ۱۲۰°C/۲۴ h
5A70a	۴۷۰°C/۳h + کوئنچ در آب + ۵% پیش کرنش + ۲۰۰°C/۵ min + کوئنچ + ۷۰% کرنش + NA + ۱۲۰°C/۲۴ h



شکل (۱): نتایج تست کشش برای نمونه‌های مختلف.

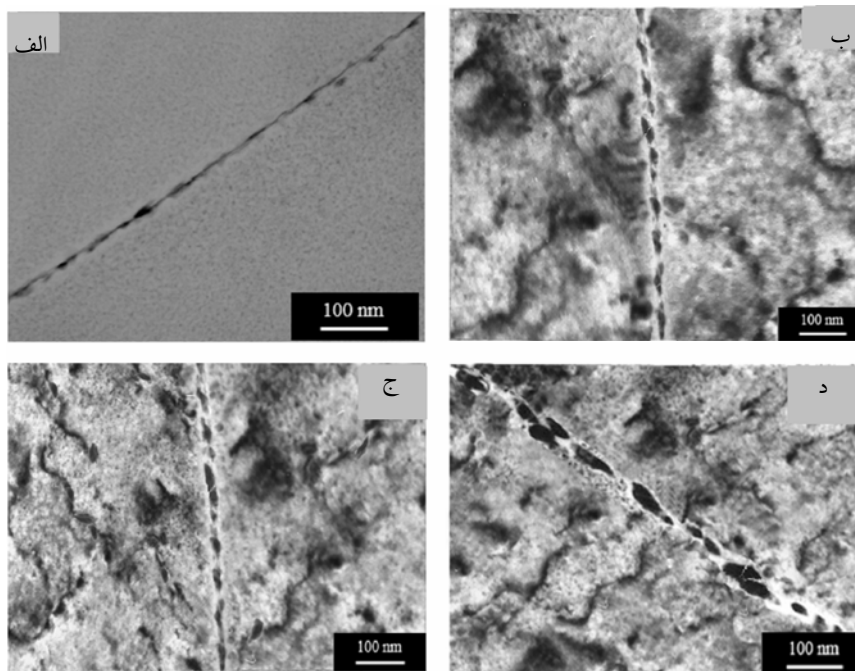
تست شدند. از میکروسکوپ الکترونی روبشی برای بررسی سطح شکست و میکروسکوپ الکترونی عبوری با مشخصات (۱۰۹A، ۲۰۰K، ۲۰۱۰، JEOL, TEM) برای بررسی ریزساختار استفاده شد.

۳- نتایج و مباحث

شکل (۱) خواص مکانیکی آلیاژ را پس از طی فرآیندهای مختلف جدول (۱) نشان می‌دهد. همان گونه که مشاهده می‌شود،

نمونه‌های تست کشش طبق استاندارد ASTM B557M و با طول سنج ۲۵ mm و سطح مقطع (ضخامت × ۶ mm) ماشین کاری و آماده شده و تحت تست کشش یک بعدی با دستگاه Instron 8802 با نرخ کرنش $2 \times 10^{-3} \text{Sec}^{-1}$ قرار گرفتند. اندازه گیری مقاومت به خوردگی تنشی به وسیله تست کشش با نرخ کرنش پایین (SSRT) در هوا و محلول ۳/۵٪ کلرید سدیم انجام شد.

نمونه‌هایی مشابه تست کشش با کرنش معمول، ماشین کاری و پولیش شد و با نرخ کرنشی معادل $3 \times 10^{-6} \text{Sec}^{-1}$ در دمای اتاق



شکل (۲): تصویر TEM مرز دانه در نمونه‌های الف (T₆، ب) A50a، ج) 5A50a و د) 5A70a.

حد رسوبات فاز η بر روی نابجایی‌ها جلوگیری می‌کند [۷]. علاوه بر این، افزایش استحکام با افزایش کرنش به دلیل کرنش سختی بیشتر و نیز بالا رفتن دانسیته نابجایی‌ها و در نتیجه توزیع بهتر و ریزتر رسوبات η درون زمینه است. جدول (۲) نتایج تست SSRT شامل استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول یکنواخت را برای نمونه‌های مختلف نشان می‌دهد. نسبت E_{sol}/E_{air} به عنوان معیار مقاومت به SCC در نظر گرفته شده که هر چه این مقدار به ۱ نزدیک‌تر باشد، به مفهوم این است که مقاومت به SCC بالاتر است. نمونه T₆ نسبت به دیگر نمونه‌ها کمترین نسبت E_{sol}/E_{air} و در نتیجه کمترین مقاومت به SCC را از خود نشان می‌دهد و نمونه T₇₃ مطابق انتظار از مقاومت به SCC بالایی برخوردار است. در حالت کلی نمونه‌هایی که پیش از پیرسازی اول ۵٪ نورده شده بودند، بر خلاف استحکام مکانیکی پایین ترشان مقاومت به SCC بالاتری نسبت به نمونه‌های نورده نشده از خود نشان داده‌اند. یکی از مکانیزم‌های خوردگی مرز دانه در طی SCC تردی هیدروژنی است [۱۰].

نمونه T₇₃ کاهش استحکام محسوسی را نسبت به نمونه T₆ نشان می‌دهد که مطابق با نتایج قبلی بررسی شده است.

در مورد نمونه‌های دو مرحله پیر شده می‌توان دو روند متفاوت را تشخیص داد.

نمونه‌هایی که تحت ۵٪ کرنش اولیه قرار گرفته بودند، در کل استحکام پایین‌تری نسبت به نمونه‌های متناظر بدون کرنش اولیه از خود نشان دادند و در مقابل با بالا رفتن کرنش نورده ثانویه، استحکام تسلیم و کششی همه نمونه‌ها افزایش یافته است. حضور نابجایی‌هایی که در طی نورده اولیه به وجود می‌آید، منجر به جوانه‌زنی مستقیم، ناهمگن و محدود رسوبات فاز پایدار η بر روی نابجایی‌ها می‌شود که مقدار عنصر آلیاژی حل شده در زمینه، برای تشکیل رسوبات اصلی استحکام‌دهنده GP و η را کم می‌کند [۹] (شکل ۲-ج و ۲-د). نابجایی‌های ایجاد شده در مرحله دوم نورده نیز می‌توانند نقش مشابهی در کاهش استحکام آلیاژ پس از پیرسازی ثانویه داشته باشند.

اما پیرسازی طبیعی نمونه‌ها منجر به رسوب گذاری همگن تر روی مناطق GP به وجود آمده در دمای پایین شده و از ایجاد بیش از

جدول (۲): نتایج تست SSRT برای نمونه‌های مختلف.

UTS (Mpa)			Elongation (%)		
Treatment	In air	IN 3.5% NaCl	In air	IN 3.5% NaCl	Esol/Air
T6	۵۸۳	۵۷۶	۱۱/۲	۷/۵	۶۶/۹
T73	۵۱۰	۵۰۲	۱۰/۸	۹/۹	۹۲
A30a	۵۵۲	۵۴۱	۱۱/۱	۸/۴	۷۶
A50a	۵۶۴	۵۵۳	۱۱	۸/۷	۷۹
A70a	۵۸۶	۵۷۹	۱۰/۷	۸/۲	۷۷
5A30a	۵۴۶	۵۳۸	۱۱/۲	۸/۹	۷۹
5A50a	۵۵۷	۵۵۰	۱۱	۱۰/۳	۹۴
5A70a	۵۷۲	۵۶۳	۱۰/۸	۹/۲	۸۵

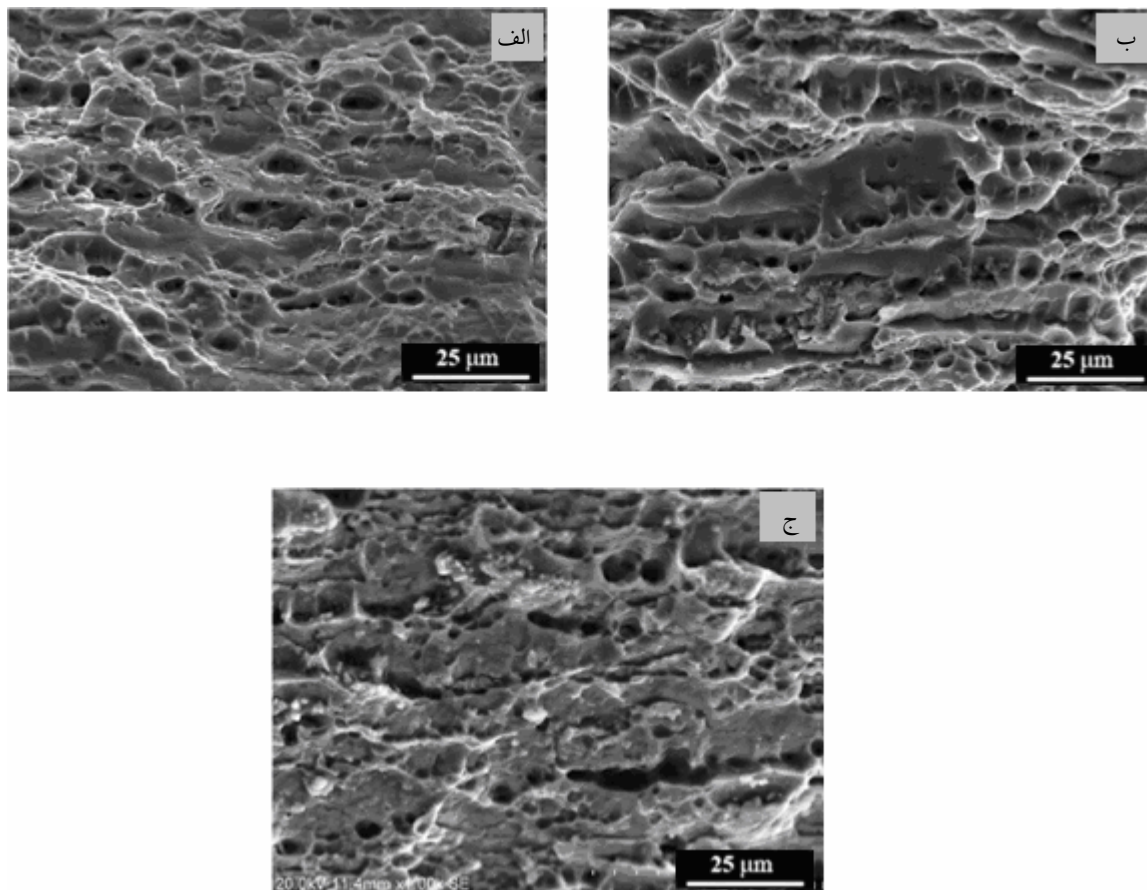
کرنش اعمال شده در خورد ثانویه، همان‌گونه که در شکل (۲) مشخص است، منجر به شکست برخی از رسوبات و نیز کوچکتر شدن منطقه PFZ می‌شود که هر دو اثر با افزایش کرنش خورد افزایش می‌یابند. مقاومت به SCC با افزایش کرنش خورد تا ۵۰٪، افزایش و پس از آن کاهش نشان می‌دهد.

شکسته شدن رسوبات، بدون تأثیر قابل ملاحظه در کاهش حجم مؤثر رسوبات و جلوگیری از ایفای نقش آنها به‌عنوان سد راه هیدروژن، منجر به افزایش سطح آزاد آند و در نتیجه کند شدن روند انحلال رسوبات مرز دانه می‌شود. علاوه بر این با افزایش کرنش خورد، منطقه PFZ کوچکتر شده و میزان رسوبات پراکنده که به‌صورت غیرهمگن در مناطق مختلف PFZ جوانه زده‌اند، بیشتر می‌شود. کوچک شدن PFZ که قطب الکترون گیر و کاتد محسوب می‌شود، تا اندازه‌ای بر بالا رفتن مقاومت به SCC مؤثر است، اما با بالا رفتن مقدار کرنش از ۵۰٪، نتیجه عکس حاصل می‌شود و کوچکتر شدن مناطق PFZ از یک مقدار به‌بعد، منجر به کاهش نرمی شکست مناطق اطراف رسوب و در نتیجه افزایش تردی شکست و کاهش مقاومت به SCC می‌شود.

شکل (۳)، تصاویر SEM سطح مقطع شکست را برای نمونه‌های مشابه، با سه مقدار کرنش خورد متفاوت نشان می‌دهد. در

هیدروژن اتمی محلول در زمینه، برای نفوذ نیازمند مسیرهایی با سرعت نفوذ بالاست و به‌همین دلیل میزان حضور هیدروژن در مسیر پرسرعت مرز دانه‌ها بیشتر است. آبرشت^۶ و همکارانش [۱۱]، نشان دادند نابعایی‌های متحرک تولید شده در نوک ترک، می‌توانند نقش مؤثری در بالا بردن سرعت نفوذ هیدروژن درون شبکه ایفا کرده و در نتیجه باعث بالا بردن نرخ خوردگی شوند.

هیدروژن در برابر رسوبات مانند کاتد عمل کرده و سبب انحلال رسوبات و پیشروی ترک خوردگی می‌شود. با بزرگ شدن رسوبات و تغییر ماهیت آنها از GP و η به η ، لغزشهای اطراف رسوب همگن تر شده و از حالت صفحه‌ای خارج می‌شود [۱۲]. نابعایی‌های ایجاد شده در مرحله پیش کرنش، باعث بالا رفتن سرعت انحلال مناطق GP و رسوبات η شده و به تشکیل رسوبات غیرهمبسته η کمک می‌کند. با تشکیل رسوبات η از مقدار نابعایی‌های متحرک کم شده و در نتیجه با کاهش نفوذ هیدروژن، رشد ترک SCC کندتر می‌شود. از طرفی بزرگ شدن GBP که نقش آند دارد و باعث کاهش انحلال آنندی می‌شود، نقش مهمی در به‌دام انداختن و انباشته کردن هیدروژن اتمی و تبدیل آن به‌ملکولی و در نتیجه جلوگیری از اثر نامطلوب گالوانیکی هیدروژن دارد [۱۳].



شکل (۳): تصاویر مقطع شکست پس از تست SSRT برای نمونه‌های 5A70a و 5A50a و 5A30a.

به افزایش مقاومت به SCC آلیاژ شده و در عوض کاهش نسبی استحکام را به همراه دارد.

۲- بالا رفتن کرنش در مرحله دوم نورد باعث افزایش استحکام شده ولی کرنش‌های بالاتر از ۵۰٪، به دلیل کوچک کردن بیش از حد PFZ منجر به افت مقاومت به خوردگی می‌شود. تا پیش از این کرنش، افزایش کرنش به علت شکسته شدن رسوبات روی مرز دانه و بالا رفتن سطح الکترون‌ده و ثابت ماندن حجم مؤثر رسوبات، باعث کاهش انحلال آندی GBP و بهبود مقاومت به SCC می‌شود.

۳- در این تحقیق با اعمال یک عملیات ترمومکانیکی جدید بر روی آلیاژ Al-7075، مقاومت به خوردگی تنشی بالاتر از نمونه T₇₃ و استحکام بسیار نزدیک به نمونه T₆ حاصل شد.

نمونه‌های 5A50a و 5A30a اثری از تردی خوردگی و یا شکست ترد دیده نمی‌شود و شکست مرز دانه با تغییر فرم پلاستیکی مناطق اطراف رسوب در مرز دانه توأم است، در حالی که برای نمونه 5A70a تا حدودی سطح مقطع شکست تردتر به نظر می‌رسد. در مجموع نمونه 5A50a تا حدودی مقاومت به خوردگی بالاتری از نمونه T₇₃ نشان داده در حالی که خواص مکانیکی کاملاً نزدیک به نمونه T₆ دارد.

۴- نتیجه گیری

۱- اعمال ۵٪ کرنش پیش از پیرسازی در دمای بالا به علت کاهش میزان رسوبات GP و η' و افزایش رسوب η و در نتیجه همگن شدن لغزش و کاهش نابجایی‌های متحرک، منجر

- [10] D. Najjar, T. Magnin and T. J. Warner, "Influence of Critical Surface Defects and Localized Competition Between Anodic Dissolution and Hydrogen Effects During Stress Corrosion Cracking of a 7050 Aluminium Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 238, pp. 293-302, 1997.
- [11] J. Albrecht, B. J. McTiernan, I. M. Bernstein and A. W. Thompson, "Hydrogen Embrittlement in a High-strength Aluminum Alloy", *Scripta Metallurgica*, Vol. 11, pp. 893-897, 1977.
- [12] D. Nguyen, A. W. Thompson and I. M. Bernstein, "Microstructural Effects on Hydrogen Embrittlement in a High Purity 7075 Aluminum Alloy", *Acta Metallurgica*, Vol. 35, pp. 2417-2425, 1987.
- [13] R. G. Song, W. Dietzel, B. J. Zhang, W. J. Liu, M. K. Tseng, A. "Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy", *Acta Materialia*, Vol. 52, pp. 4727-4743, 2004.

۶- پی نوشت

- 1- Retrogression and Reaging
- 2- Cina
- 3- Ou
- 4- Wang
- 5- Solution Treatment
- 6- Albercht

۵- مراجع

- [1] J. E. Hatch (Ed.), *Aluminum Properties and Physical Metallurgy*, American Society for Metals, OH, 1989.
- [2] M. M. Sharma, M. F. Amateau and T. J. Eden, "Hardening Mechanisms of Spray Formed Al-Zn-Mg-Cu Alloys with Scandium and other Elemental Additions", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 416, pp. 135-142, 2006.
- [3] N. Q. Chinh, J. Lendvai, D. H. Ping and K. Hono, "The Effect of Cu on Mechanical and Precipitation Properties of Al-Zn-Mg Alloys", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 378, pp. 52-60, 2004.
- [4] A. F. Oliveira Jr., M. C. de Barros, K. R. Cardoso and D. N. Travessa, "The Effect of RRA on the Strength and SCC Resistance on AA7050 and AA7150 Aluminium Alloys", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 379, pp. 321-326, 2004.
- [5] M. Puiggali, A. Zielinski, J. M. Olive, E. Renauld, D. Desjardins and M. Cid, "Effect of Microstructure on Stress Corrosion Cracking of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy", *Corrosion Science*, Vol. 40, pp. 5-805-819, 1998.
- [6] B. M. Cina and U. S. Patent, No. 3, 856, 584, 1974.
- [7] B. L. Ou, J. G. Yang and M. Y. Wei, "Effect of Homogenization and Aging Treatment on Mechanical Properties and Stress-Corrosion Cracking of 7050 Al Alloy", *Metall. Mater.* 38A, pp. 471-479, 2007.
- [8] D. Wang, D. R. Ni and Z. Y. Ma, "Effect of Pre-strain and Two-step Aging on Microstructure and Stress Corrosion Cracking of 7050 Alloy", *Materials Science and Engineering A* 494, pp. 360-366, 2008.
- [9] G. Waterloo, V. Hansen, J. Gjønnes and S. R. Skjervold, "Effect of Predeformation and Preaging at Room Temperature in Al-Zn-Mg-(Cu,Zr) Alloys", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 303, pp. 226-233, 2001.