

آنیل انحلالی، پیرسازی دومرحله‌ای و بررسی خسارت هیدروژنی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵

سلمان قلی‌پور*، سیدرحمان حسینی و رضا شجاع‌رضوی
دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان

(دریافت مقاله: ۱۳۹۳/۰۳/۲۶ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۳/۱۲/۲۵)

چکیده - هدف از انجام این پژوهش، بررسی خسارت هیدروژنی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵، پس از انجام آنیل انحلالی و پیرسازی دومرحله‌ای است. آنیل انحلالی در دماهای ۵۰۰ تا ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ تا ۲۰ ساعت انجام شد. مرحله اول پیرسازی دومرحله‌ای، در دماهای ۱۸۰، ۲۰۰ و ۲۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه و مرحله دوم پیرسازی در دماهای ۱۲۰ و ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۰، ۱۵ و ۲۰ ساعت انجام گرفت. بررسی ساختاری به روش SEM و بررسی ترکیب شیمیایی رسوب‌ها به روش EDS صورت گرفت. افت استحکام کششی در فرایند T۶ پس از هیدروژن دهی ۱۵۰ مگاپاسگال بود ولی در فرایند دومرحله‌ای این کاهش به ۵۰ مگاپاسگال رسید. در مجموع، استحکام کششی پس از شارژ هیدروژن، در فرایند پیرسازی دومرحله‌ای نسبت به فرایند T۶ به شدت افزایش یافت.

واژگان کلیدی: پیرسازی دومرحله‌ای، آنیل انحلالی، آلومینیوم ۷۰۷۵، خسارت هیدروژنی

Evaluation of Hydrogen Damage in Aluminum 7075 Alloy after Dissolution Annealing and Two-stage Aging

S. Gholipour*, S.R. Hosseini and R. Shoja Razavi

Faculty of Materials Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Shahin Shahr, Iran

Abstract: This study aims at investigation of the hydrogen damage after dissolution annealing and two-stage aging in aluminum 7075 alloy. Dissolution annealing was performed at 500 to 575 °C for duration of 1 to 20 hours. The first stage of two-stage aging was performed at 180, 200 and 220 °C for 30 minutes. The second stage was carried out at 120 and 150 °C for 10, 15 and 20 hours. Structural characteristics and chemical composition of precipitates was investigated using SEM and EDS methods,

* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: S.gholipourr@gmail.com

respectively. Reduction of the tensile strength in T6 process after hydrogenation reached to 150 MPa, although it decreased only, about 50 MPa in the two-stage process. Overall, tensile strength after hydrogen charging was significantly increased in the two-stage aging compared to the T6 process.

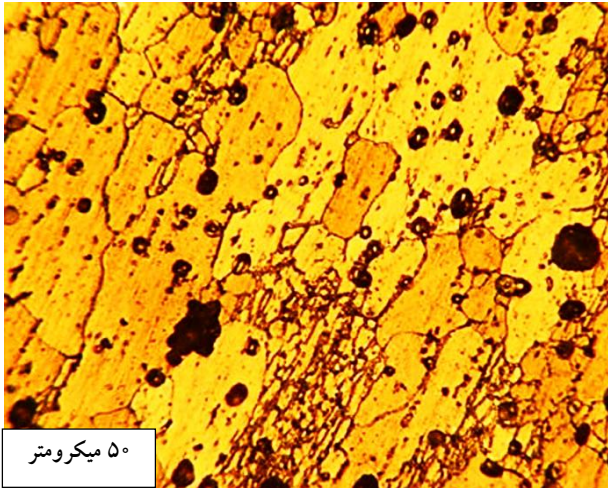
Keywords: Two-stage aging, Dissolution annealing, Aluminum 7075, Hydrogen damage

۱- مقدمه

آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ کاربرد بسیاری در صنایع مختلف از جمله صنایع هوایی، فضایی و هوافضا دارد. بدنه هواپیما، فضاپیما، موشک‌ها و ماهواره‌ها از آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ ساخته می‌شود. هیدروژن اتمی و سایر عوامل موجود در محیط کاری فضاپیماها و ماهواره‌ها باعث تخریب آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ می‌شود. از این رو با انجام عملیات حرارتی و کاهش مناطقی که میل بالایی برای واکنش با هیدروژن دارند، می‌توان استحکام کششی آلیاژ را پس از شارژ هیدروژن کنترل کرد. آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ به دلیل استحکام بالا (در مقایسه با سایر آلیاژهای آلومینیوم) و قابلیت پذیرش انواع عملیات حرارتی سهم زیادی از کاربردهای صنعتی را به خود اختصاص داده است. آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ قابلیت عملیات‌های حرارتی T6، T۳، بازگشت و پیرسازی مجدد و هم‌چنین پیرسازی دومرحله‌ای را دارد. مشاهده شده است که بیشینه سختی آلیاژ ۷۰۷۵ در حضور مناطق GP و رسوب‌های θ' حاصل می‌شود [۱]. در نتیجه دما و زمانی که بتواند ترکیبی از این مناطق در زمینه‌ی آلیاژ حاصل کند، موجب ایجاد بالاترین سختی و استحکام خواهد شد. انجام عملیات پیرسازی مصنوعی در دمایی که بالاتر از دمای تشکیل مناطق GP باشد، منجر به تشکیل مناطق θ' و θ می‌شود و در نتیجه فرایپیرسازی رخ می‌دهد. ترتیب تشکیل رسوب در فرایند پیرسازی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ به صورت زیر است [۱]:

(۱) $(MgZn_2) \rightarrow (MgZn_2) \rightarrow GP \rightarrow$ محلول فوق اشباع
عملیات حرارتی پیرسازی دومرحله‌ای تاثیر به‌سزایی در رفتار خوردگی تنش آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ دارد. کلارک و همکارانش [۲] روی خواص مکانیکی و فیزیکی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پس از عملیات حرارتی T6 پژوهش‌هایی انجام دادند. آن‌ها فرایند آنیل انحلالی را در دماهای ۲۲۰ تا ۵۳۰ درجه سانتی‌گراد و

پیرسازی را در دمای ۱۰۰ تا ۱۶۰ درجه سانتی‌گراد انجام دادند و رابطه‌ای میان سختی، استحکام کششی و هدایت الکتریکی پیدا نمودند به‌گونه‌ای که با افزایش سختی پس از عملیات حرارتی T6، هدایت الکتریکی کاهش یافت. اونورو [۳] در سال ۲۰۰۹ میلادی خوردگی تنش آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ را پس از فرایندهای RRA^۱ و T6 در دمای ۲۰ درجه سانتی‌گراد و در محلول NaCl (۰ تا ۵ درصد) بررسی کرد. مقاومت به خوردگی تنش پس از عملیات حرارتی RRA نسبت به فرایند T6 افزایش یافت. دلیل افزایش مقاومت به خوردگی تنش برای فرایند RRA، فرایپیرسازی و درشت‌شدن رسوب‌های فاز دوم گزارش شد. آنتونی و همکارانش [۴] در سال ۲۰۱۱ میلادی روی رفتار خوردگی تنش آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در محیط کلرید سدیم در دمای محیط تحت اعمال بارهای مکانیکی کششی و پیچشی بررسی‌هایی انجام دادند و به این نتیجه رسیدند که مقاومت به خوردگی تنش در بارهای فشاری نسبت به تنش‌های کششی بیشترین مقدار است. سانگ و همکارانش [۵] در سال ۲۰۱۲ میلادی روی اثر نرخ سرد کردن آلیاژ، پس از انجام فرایند آنیل انحلالی و اثر آن بر ریزساختار بررسی انجام دادند. آن‌ها به این نتیجه رسیدند که با کاهش تأخیر در سرد کردن، رسوب‌های فاز دوم همگن‌تر شد و استحکام کششی افزایش یافت. در سال ۲۰۱۳ میلادی رانگانتا و همکارانش [۶] روی مقاومت به خوردگی تنش آلیاژ آلومینیوم ۷۰۴۹ پس از عملیات حرارتی T6، T۳ و RRA پژوهش‌هایی انجام دادند و توانستند خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی تنش را توسط عملیات حرارتی چند مرحله‌ای افزایش دهند. در سال ۲۰۱۴ دکوئینو و همکارانش [۷] ریزساختار آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ تولید شده به‌روش روزن‌رانی (اکستروژن) را بررسی کردند. در پژوهش‌های صورت‌گرفته، رسوب‌های اکسیدی در روش



شکل ۱- تصویر میکروسکوپی نوری از آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ خام در جهت (RD)

در فرایند روزن‌رانی به شکل قالب و جهت اعمال نیرو بستگی دارد [۷]. برای انجام عملیات حرارتی نمونه‌هایی به ابعاد $20 \times 20 \times 20$ میلی‌متر آماده‌سازی شد. برای انجام فرایند عملیات حرارتی از کوره هواچرخشی نابترم مدل N30/A موجود در آزمایشگاه عملیات حرارتی دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان استفاده شد. ابعاد کوره استفاده‌شده شامل طول ۳۴ سانتی‌متر، عرض ۳۱ سانتی‌متر و عمق ۴۲ سانتی‌متر بود. برای انجام فرایند پیرسازی دومرحله‌ای ابتدا عملیات حرارتی آنیل انحلالی انجام شد. به‌منظور انجام عملیات حرارتی آنیل انحلالی نمونه‌هایی در دماهای ۴۵۰، ۴۷۵، ۵۰۰، ۵۲۵، ۵۵۰ و ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد هر کدام به مدت ۱، ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ ساعت نگهداری شدند. برای ایجاد محلول جامد فوق‌اشباع نمونه‌ها از کوره خارج شد و در زمان کم‌تر از ۵ ثانیه در محلول یخ و نمک سریع سرد شدند. با مخلوط یخ و نمک دمای محیط خنک‌کننده به حدود ۱۵- درجه سانتی‌گراد رسید. برای انجام مرحله اول فرایند پیرسازی دومرحله‌ای، پیرسازی در دماهای ۲۰۰ و ۲۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه انجام شد. در مرحله دوم، پیرسازی در دماهای ۱۲۰ و ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ تا ۳۰ ساعت صورت گرفت. چرخه عملیات حرارتی برای پیرسازی دومرحله‌ای در دماهای مختلف در شکل ۲ آورده شده است. فرایند پیرسازی

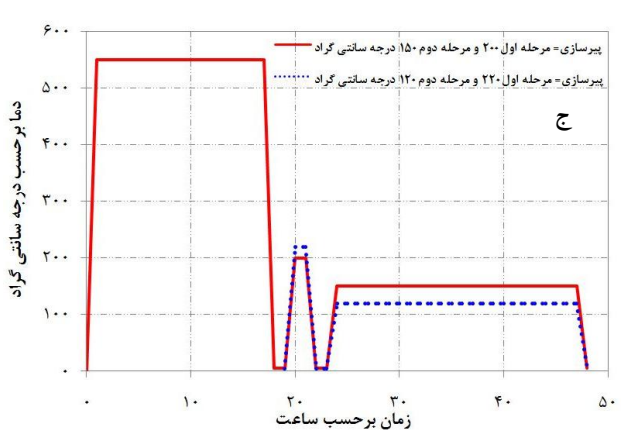
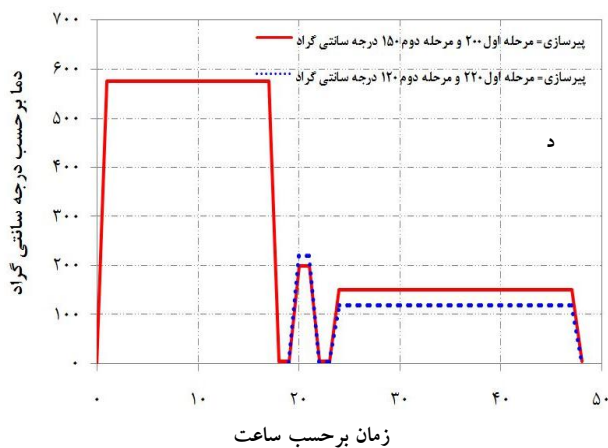
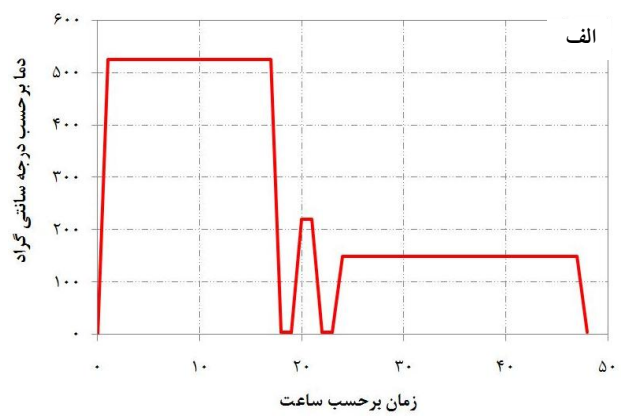
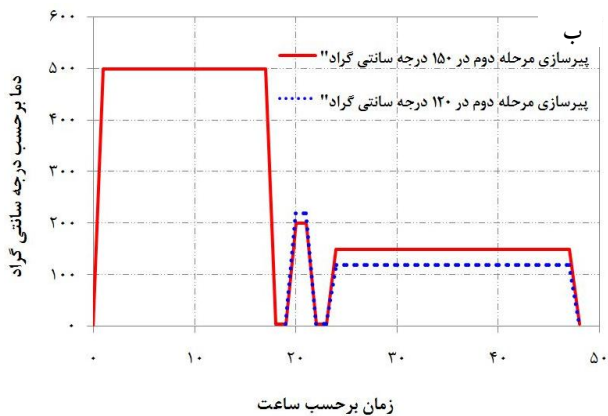
روزن‌رانی نسبت به سایر روش‌های تولیدی بیش‌تر گزارش شده است. قطعاً رسوب‌های اکسیدی بر دما و زمان عملیات حرارتی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ اثرگذارند. تاکنون روی عملیات حرارتی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ نوردی بررسی‌های زیادی صورت گرفته است. در این پژوهش عملیات حرارتی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ روزن‌رانی شده که اختلاف چشم‌گیری با عملیات حرارتی آلیاژ نوردی دارد، بررسی شده است. آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در بدنه ماهواره و ماهواره‌بر کاربرد دارد. بسته به مأموریتی که ماهواره در فضا دارد در بدنه ماهواره تخریب ایجاد می‌شود. یکی از عوامل مخرب در فضا بر بدنه ماهواره هیدروژن اتمی است. در طول شبانه‌روز، وقتی یک ماهواره در مقابل نور خورشید قرار می‌گیرد، هیدروژن اتمی به بدنه آن نفوذ می‌کند. با نفوذ هیدروژن اتمی به بدنه ماهواره، تردی هیدروژنی در مرزهای دانه و مرزهای بین‌فازی که غلظت عناصر مس و منیزیم در آنها بالا است ایجاد می‌شود. سپس با ایجاد چاله‌های فضایی و یا طوفان‌های خورشیدی، آلیاژ تحت تنش قرار می‌گیرد و باعث کاهش استحکام آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ می‌شود [۸]. در این پژوهش به اثر هیدروژن اتمی بر استحکام کششی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پرداخته می‌شود.

۲- مواد و روش پژوهش

آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ به‌شکل تسمه با ابعاد $20 \times 150 \times 500$ میلی‌متر تهیه شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ که توسط طیف‌سنج جرقه‌ای (SES) اندازه‌گیری و با استاندارد ISO B209 مقایسه شده است [۹]، در جدول ۱ آورده شده است. تصویر میکروسکوپی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در جهت روزن‌رانی در شکل ۱ نمایش داده شده است. با توجه به تصویر میکروسکوپی نمایان است که دانه‌ها در جهت روزن‌رانی کشیده شده‌اند. در این شکل، زمینه محلول جامد عناصر آلیاژی مانند روی، منیزیم و مس در آلومینیوم است که به آن فاز آلفا (α) می‌گویند. فازهای تیره رسوب‌های نامحلولند. این رسوب‌ها بسته به ترکیب شیمیایی آلیاژ گونه‌های زیادی دارند [۱۰]. جهت‌گیری دانه‌ها

جدول ۱- مقایسه ترکیب شیمیایی شمش و استاندارد آلمان برای آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ برحسب درصد وزنی

عنصر (درصد)	آهن	مس	منیزیم	کروم	تیتانیوم	روی	آلومینیم
مطابق استاندارد ISO B209 [۹]	۰/۱۰ (بیشینه)	۰/۱۰-۰/۲۰	۲/۰-۳/۰	۰/۱۸-۰/۳۳	۰/۲۰ (بیشینه)	۵/۰-۶/۰	باقی مانده
مطابق آزمون (SES)	۰/۰۳	۰/۱۵	۲/۰۵	۰/۲۶	۰/۰۳	۵/۰۷	باقی مانده



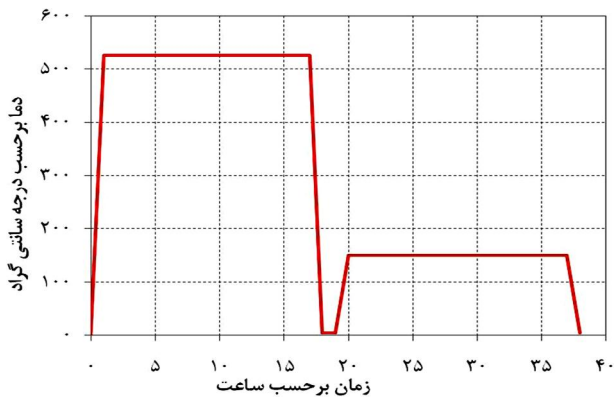
شکل ۲- چرخه عملیات حرارتی پیرسازی دومرحله‌ای پس از آنیل انحلالی در دماهای الف) ۵۰۰، ب) ۵۲۵، ج) ۵۵۰ و د) ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد (پیرسازی مرحله اول در دماهای ۲۰۰ و ۲۲۰ درجه سانتی‌گراد و پیرسازی مرحله دوم در دماهای ۱۲۰ و ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد انجام شده است)

گرفت که محیط سردکردن نمونه‌ها پس از فرایند آنیل انحلالی اثر به‌سزایی روی شکل رسوب، پس از پیرسازی دارد [۱۱]. هرچه سرعت سردکردن در فرایند آنیل انحلالی بیش‌تر باشد، رسوب ایجادشده پس از فرایند پیرسازی ریزتر است. برای بررسی ساختاری، سطح نمونه‌ها توسط سنباده از جنس ذرات SiC تا شماره ۳۰۰۰ سنباده‌کاری و توسط پودر آلومینا و

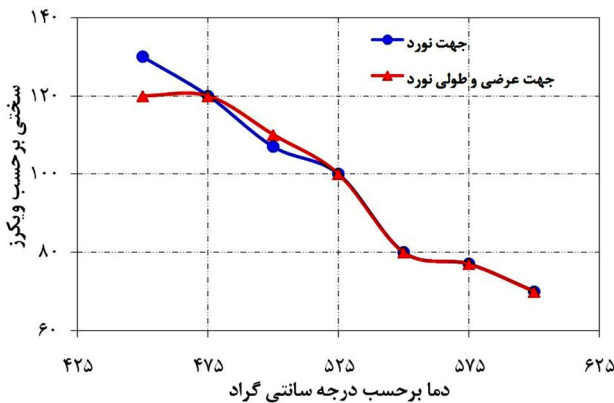
T6 پس از آنیل انحلالی در دمای ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به‌مدت ۵ تا ۲۰ ساعت انجام شد. در شکل ۳ چرخه عملیات حرارتی منتخب برای فرایند T6 آورده شده است. تمامی نمونه‌ها پس از پیرسازی در محلول یخ و نمک با دمای حدود ۱۵- درجه سانتی‌گراد سرد شدند. باتوجه به بررسی‌های صورت گرفته توسط پژوهشگران می‌توان نتیجه

جدول ۲- ترکیب شیمیایی محلول حک کاری کلر و گراف برای حک کاری شیمیایی آلیاژ آلومینوم ۷۰۷۵

ردیف	محلول حک کاری	ترکیب شیمیایی
۱	کلر	۲ میلی لیتر اسید فلئوریدریک ۴۸ درصد + ۳ میلی لیتر اسید کلریدریک + ۵ میلی لیتر اسید نیتریک + ۱۹۰ میلی لیتر آب مقطر
۲	گراف	۱۵ میلی لیتر اسید نیتریک + ۵/۰ میلی لیتر اسید فلئوریدریک ۴۸ درصد + ۳ گرم اکسید کروم + ۸۴ میلی لیتر آب مقطر (Cr ₂ O ₃)



شکل ۳- چرخه عملیات حرارتی T6 انجام شده روی آلیاژ آلومینوم ۷۰۷۵



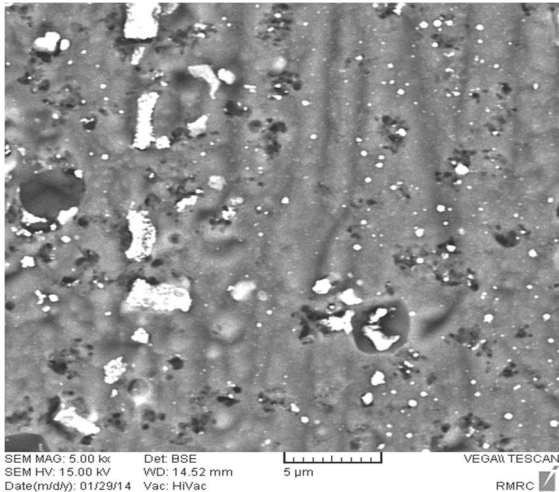
شکل ۴- نمودار سختی برحسب دمای آنیل انحلالی برای آلیاژ آلومینوم ۷۰۷۵ در جهت روزن رانی (RD, TD و ND)

در جهت های TD و ND تغییر چندانی نداشت. با بررسی ریزساختار آلیاژ پس از آنیل انحلالی در دمای ۴۷۵ درجه سانتی گراد، در جهت TD و RD دانه ها به شکل ستونی مشاهده شدند. سپس دمای فرایند آنیل انحلالی به ۵۰۰ درجه سانتی گراد افزایش یافت. با انجام فرایند آنیل انحلالی در دمای ۵۰۰ درجه

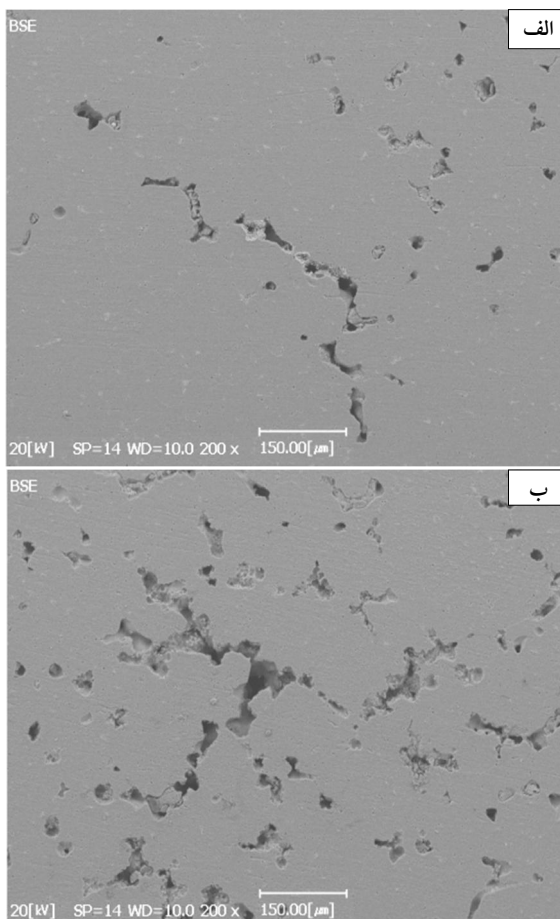
پارچه ای از جنس ماهوت^۳ که روی صفحه ای در حال دوران نصب شده بود، صیقل کاری شد. برای مشاهده دانه ها، رسوب ها و مرزدانه ها از دو نوع محلول حک کاری کلر و گراف استفاده شد. ترکیب شیمیایی محلول های حک کاری در جدول ۲ آورده شده است. بررسی ساختاری توسط میکروسکوپ نوری المپیو^۴ مدل PME3 انجام شد. بررسی سختی پیش و پس از عملیات حرارتی به روش ویکرز و با فرورونده الماسی با سطح چهارگوش انجام شد. پس از تکمیل فرایندهای T6 و دومرحله ای، خسارت هیدروژنی به روش استاتیک بررسی شد. برای نمونه سازی آزمون کشش از استاندارد E8-01 استفاده شد [۱۲]. برای انجام آزمون، نمونه هایی به طور جداگانه هیدروژن دهی شدند و تحت تنش با نرخ کرنش $2 \times 10^{-4} S^{-1}$ قرار گرفتند.

۳- نتایج و بحث

در شکل ۴ نتایج سختی سنجی در جهت های RD، ND و TD پس از فرایند آنیل انحلالی در دماهای مختلف عملیات حرارتی نشان داده شده است. سختی در نمونه خام (عملیات حرارتی نشده) در جهت ND برابر با 130 ± 3 ویکرز و در جهت های RD و TD برابر با 120 ± 3 ویکرز بود. پس از انجام عملیات حرارتی آنیل انحلالی در دمای ۴۵۰ درجه سانتی گراد، سختی در جهت RD، ND و TD تغییر نکرد. با افزایش دمای فرایند آنیل انحلالی تا ۴۷۵ درجه سانتی گراد، سختی در جهت RD به اندازه ۱۰ ویکرز کاهش یافت و به 120 ± 3 ویکرز رسید. با انجام آنیل انحلالی در دمای ۴۷۵ درجه سانتی گراد، سختی آلیاژ

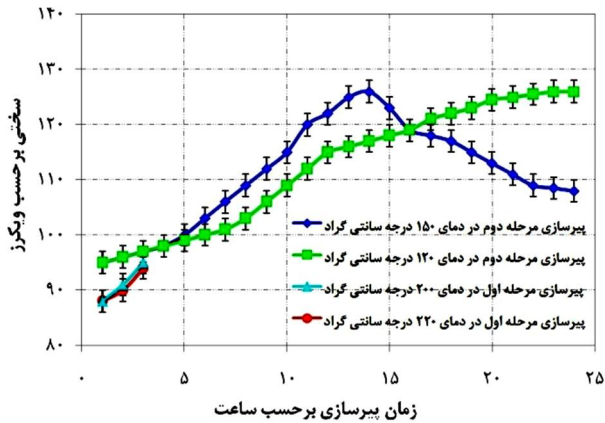


شکل ۵- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (BSE) از آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پس از عملیات حرارتی آنیل انحلالی در دمای ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۷ ساعت

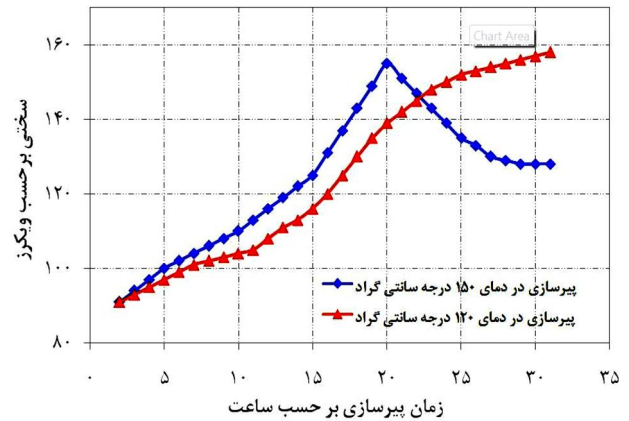


شکل ۶- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از حفرات ایجاد شده پس از آنیل انحلالی در دمای الف) ۵۵۰ و ب) ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد

سانتی‌گراد، سختی در جهت‌های ND و TD به 110 ± 3 و در جهت RD به 107 ± 3 ویکرز رسید. در دمای ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد، پس از گذشت ۱۵ ساعت، فرایند آنیل انحلالی تکمیل شده، سختی در همه جهت‌ها به ۱۰۰ ویکرز کاهش یافت. در شکل ۵ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پس از عملیات آنیل انحلالی نشان داده شده است. ترکیب شیمیایی رسوب‌های فاز دوم پس از فرایند آنیل انحلالی مورد بررسی قرار گرفت. با توجه به شکل ۵، پس از آنیل انحلالی گروهی از رسوب‌های فاز دوم در ساختار مشاهده شدند. پس از تعیین ترکیب شیمیایی رسوب توسط طیف‌سنج تفکیک انرژی مشخص شد که رسوب‌های مشاهده‌شده پایدار بوده، در فرایند ذوب و آلیاژسازی به وجود آمده‌اند. رسوب‌های فاز دوم موجود در شکل ۵ شامل ترکیب CuAl_2O_4 و $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ هستند [۱۳]. در دماهای بیش‌تر از ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد ذوب موضعی در نمونه‌ها ایجاد شد. در شکل ۶ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از حفرات ایجادشده پس از ذوب موضعی مشاهده می‌شود. با افزایش دما و زمان آنیل انحلالی از دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد، تعداد و اندازه حفرات افزایش پیدا کرد. با توجه به شکل ۶-ب در دمای ۵۷۵ درجه سانتی‌گراد تعداد حفرات در مرز دانه به حدی رسیده که دانه‌ها از یک‌دیگر جدا شده‌اند. برای بررسی خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پس از عملیات پیرسازی دومرحله‌ای، از دو آزمون سختی سنجی و کشش استفاده شد. در شکل ۷ نمودار سختی برحسب زمان پیرسازی در دمای ۱۲۰ و ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، برای فرایند T۶ آورده شده است. در فرایند T۶ با پیرسازی در دمای ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، به مدت ۲۰ ساعت بیشترین سختی حاصل شد و سختی آلیاژ از 90 ± 3 ویکرز به 150 ± 3 ویکرز رسید و با ادامه پیرسازی، سختی آلیاژ کاهش پیدا کرد. به گونه دیگر می‌توان گفت، با افزایش زمان پیرسازی از ۲۰ ساعت، فرایند پیرسازی ایجاد شده است. با پیرسازی در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد، به مدت ۳۰ ساعت، سختی آلیاژ به 150 ± 3 ویکرز رسید و در آلیاژ، فرایند پیرسازی



شکل ۸- نمودار سختی برحسب زمان پیرسازی برای عملیات حرارتی پیرسازی دو مرحله‌ای، پس از مرحله اول و مرحله دوم



شکل ۷- نمودار سختی برحسب زمان پیرسازی برای فرایند عملیات حرارتی T6 پیرسازی شده در دمای ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد

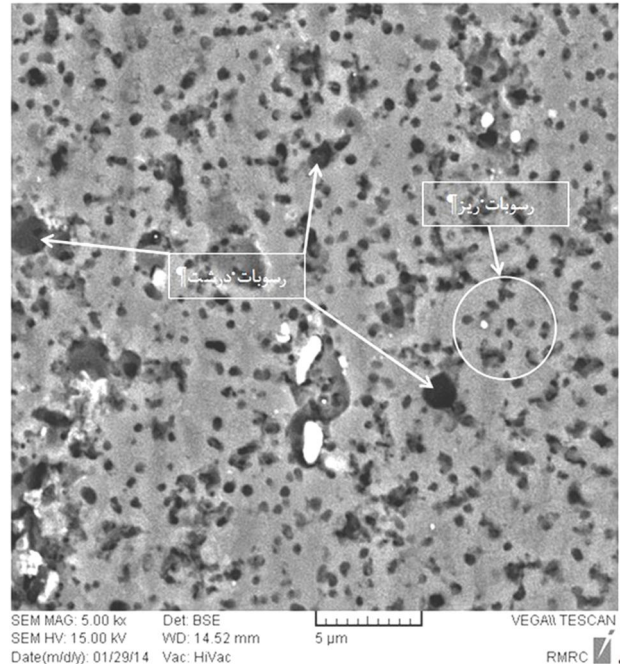
فرایند پیرسازی انجام نشد. دلیل افزایش سختی آلیاژ، کاهش اندازه و افزایش تعداد رسوب‌های فاز دوم در ریزساختار است. در شکل ۹ تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از آلیاژ پس از انجام فرایند پیرسازی دوم‌مرحله‌ای آورده شده است. باتوجه به شکل ۹، در ریزساختار دونوع رسوب ریز و درشت مشاهده می‌شود. رسوب‌های درشت در مرحله اول پیرسازی به‌وجود آمده، در مرحله دوم پیرسازی رشد کرده‌اند. رسوب‌های ریزتر در مرحله دوم فرایند عملیات حرارتی به‌وجود آمده‌اند. استحکام کششی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پس از فرایند پیرسازی دوم‌مرحله‌ای بررسی شد و آزمون کشش برای نمونه‌های خام، آنیل انحلالی، T6 و پیرسازی دوم‌مرحله‌ای انجام شد. نتایج مربوط به آزمون کشش پس از هیدروژن‌دهی قبل و پس از عملیات حرارتی در شکل ۱۰ آورده شده است. با توجه به شکل ۱۰ می‌توان گفت پس از فرایند پیرسازی دوم‌مرحله‌ای استحکام به حدود ۴۳۰ مگاپاسگال رسیده است. مجد و همکارش [۱۳] در سال ۲۰۰۱ اثر رسوب‌های فاز دوم بر چگونگی شکست را بررسی کردند. این پژوهش نشان داد که رسوب‌های فاز دوم، محلی برای ایجاد جوانه ترک‌اند. اندازه رسوب‌های فاز دوم و نرخ کرنش تاثیر بسزایی روی نوع شکست آلیاژ دارد. باتوجه به پژوهش‌های مجد، یک گروه ترک در زیر رسوب‌های فاز دوم ایجاد می‌شوند که ضمن تشدید

حاصل نشد. در فرایند T6 استحکام و سختی آلیاژ نسبت به فرایند پیرسازی دو مرحله‌ای افزایش می‌یابد ولی آلیاژ، مستعد به تردی هیدروژنی می‌شود. پیرسازی آلیاژ در دمای بالاتر از ۱۶۰ درجه سانتی‌گراد باعث تشکیل مستقیم فاز θ' یا θ می‌شود که این امر موجب مقاومت مناسب آلیاژ در برابر تردی هیدروژنی می‌شود ولی استحکام کششی را کاهش می‌دهد [۱۴]. از طرفی، مدت نگهداری قطعه در کوره برای پیرسازی زیاد است. باتوجه به دلایل گفته‌شده عملیات پیرسازی دوم‌مرحله‌ای طراحی شد. در شکل ۸ نمودار سختی ویکرز برحسب زمان پیرسازی، برای فرایند پیرسازی دوم‌مرحله‌ای در دمای ۱۲۰ و ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد آمده است. سختی آلیاژ پس از آنیل انحلالی به حدود 88 ± 2 ویکرز رسید. با انجام پیرسازی مرحله اول در دمای ۲۰۰ و ۲۲۰ درجه سانتی‌گراد، سختی تغییری نداشت و پس از پیرسازی مرحله اول از 88 ± 3 ویکرز به حدود 95 ± 3 ویکرز افزایش یافت. در مرحله دوم پیرسازی در دمای ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد، سختی آلیاژ پس از پیرسازی در زمان حدود ۱۵ ساعت از 95 ± 3 به 130 ± 3 ویکرز رسید و با افزایش زمان پیرسازی از ۱۵ ساعت سختی کاهش یافت و به عبارتی دیگر فرایند پیرسازی صورت گرفت. باتوجه به شکل ۸ با پیرسازی در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد، به‌مدت ۲۵ ساعت سختی تا 126 ± 3 ویکرز افزایش یافت و در این فرایند

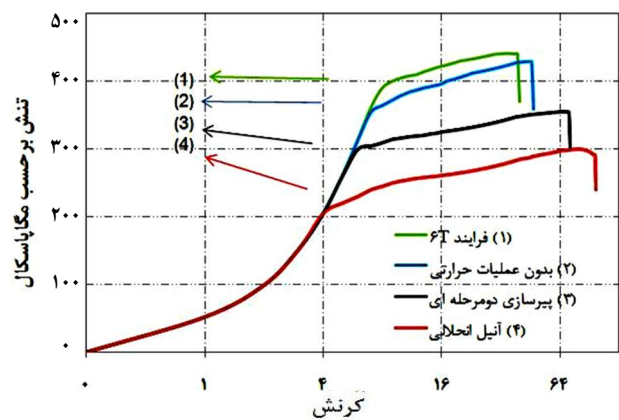
کششی بالاترین مقدار بوده، از ۳۵۰ به ۴۳۰ مگاپاسکال رسیده است.

در شکل ۱۱ نمودار تنش کرنش پس از عملیات حرارتی پیرسازی دومرحله‌ای در زمان‌های مختلف هیدروژن‌دهی (۰، ۱، ۴، ۸ و ۱۲ ساعت) آورده شده است. استحکام آلیاژ آلومینیوم در عملیات حرارتی پیرسازی دومرحله‌ای پس از هیدروژن‌دهی به مدت ۱۲ ساعت از ۴۳۰ به ۴۰۰ مگاپاسکال کاهش یافت. پژوهش‌ها نشان داده است که انجام فرایند دومرحله‌ای باعث می‌شود که رسوب‌های موجود در مرزهای دانه از حالت پیوسته خارج و به شکل پیوسته ظاهر شوند [۱۵]. با از بین رفتن پیوستگی رسوب‌های فاز دوم در مرزخانه‌ها، مکانیزم تردی هیدروژنی از نوع مرزدانه‌ای به درون دانه‌ای تبدیل می‌شود. در شکل ۱۲ نمودار تنش کرنش پس از فرایند عملیات حرارتی T۶ در زمان‌های مختلف هیدروژن‌دهی مشاهده می‌شود. در فرایند عملیات حرارتی T۶ پس از هیدروژن‌دهی به مدت ۱۲ ساعت استحکام کششی از ۴۵۰ مگاپاسکال به ۳۵۰ مگاپاسکال رسید.

دلیل کاهش استحکام کششی پس از هیدروژن‌دهی در فرایند T۶، افزایش مرزهای بین فازی است. با افزایش تعداد و کاهش اندازه رسوب‌های فاز دوم، مرزهای بین‌فازی افزایش می‌یابد [۱۶]. در شکل ۱۳ تصویر SEM از سطح شکست نمونه پس از فرایند پیرسازی دومرحله‌ای و هیدروژن‌دهی آمده است. باتوجه به شکل ۱۳، در سطح شکست نمونه گروهی از فرورفتگی‌های فنجان‌شکل مشاهده شد. در تصویر ترک‌هایی دیده می‌شود که اطراف رسوب‌ها ایجاد شده‌اند و دهانه ترک‌ها باز شده است. باز شدن دهانه ترک‌ها یکی از نشانه‌های شکست نرم است. می‌توان گفت یک ترک بین‌فازی در ریزساختار ایجاد می‌شود که به دلیل دور بودن رسوب‌ها از یکدیگر دهانه ترک باز و انرژی آن گرفته می‌شود. وانگ و همکارانش [۱۶] در سال ۲۰۱۴ روی تأثیرات عملیات حرارتی بازگشت و پیرسازی مجدد (RRA) در آلیاژ آلومینیوم ۷۰۵۰ بررسی کرده، حرکت ترک را در ریزساختار شناسایی کردند. آن‌ها به این نتیجه رسیدند که پس از عملیات حرارتی RRA و T۳ رسوب‌های فاز دوم در مرزخانه‌ها ایجاد

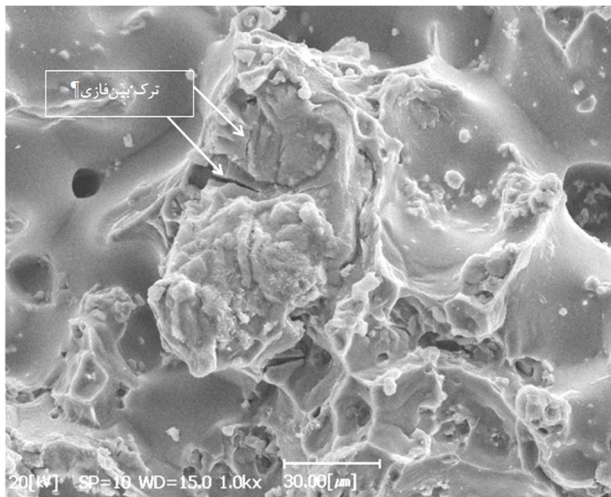


شکل ۹- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (BSE) از آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پس از فرایند پیرسازی دومرحله‌ای (رسوب‌های سیاه رنگ از نوع $MgZn_2$ هستند)



شکل ۱۰- نمودار تنش کرنش برای آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پس از انجام فرایندهای مختلف عملیات حرارتی

ترک‌دار شدن در اثر حضور هیدروژن، موجب می‌شوند که تنش در حوزه اطراف رسوب‌های فاز دوم پخش شود. پس هرچه تعداد رسوب‌های فاز دوم در ریزساختار بیشتر باشد، استحکام کششی آلیاژ افزایش می‌یابد. در عملیات حرارتی T۶ به دلیل اندازه ریز و توزیع یکنواخت رسوب‌ها، استحکام



شکل ۱۳- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM) از سطح شکست پس از پیرسازی دومرحله‌ای و هیدروژن‌دهی

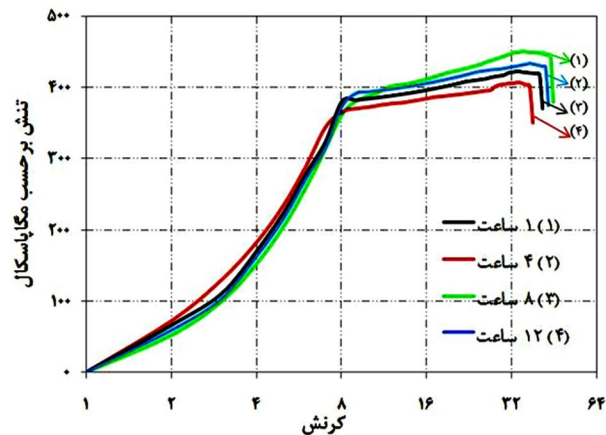
از انجام عملیات حرارتی دومرحله‌ای نسبت به فرایند T6 افزایش یافت. در فرایند دومرحله‌ای پس از شارژ هیدروژن، استحکام ۵۰ مگاپاسکال و در فرایند T6 پس از شارژ هیدروژن استحکام در حدود ۱۵۰ مگاپاسکال کاهش یافت.

عملیات حرارتی پیرسازی دومرحله‌ای تأثیر به‌سزایی بر سختی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ روزن‌رانی شده دارد. سختی پس از عملیات حرارتی پیرسازی دومرحله‌ای به حدود 130 ± 2 ویکرز و پس از فرایند T6 به حدود 150 ± 2 ویکرز رسید.

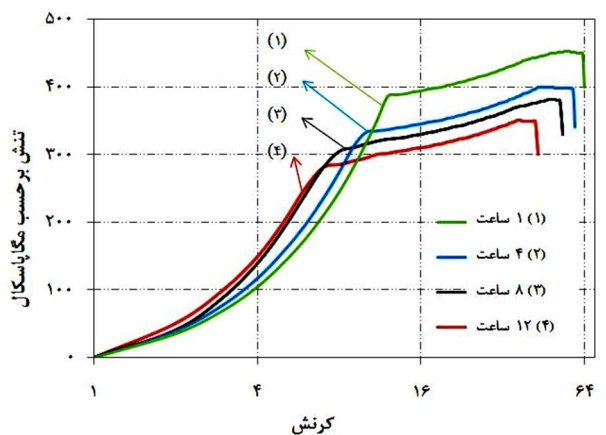
در پیرسازی دومرحله‌ای دونوع رسوب ریز و درشت در ریزساختار مشاهده شد. رسوب‌های درشت در مرحله اول و رسوب‌های ریز در مرحله دوم پیرسازی ایجاد شده‌اند.

دمای تبلور مجدد در آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ روزن‌رانی شده، حدود ۵۲۵ درجه سانتی‌گراد بود و در دمای بیش‌تر از ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد در نمونه‌ها ذوب موضعی ایجاد شد.

ساز و کار خوردگی در شرایط تنش پس از تزریق هیدروژن در آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ تردی هیدروژنی است و در مرزخانه‌ها و مرزهای بین‌فازی که غلظت مس، منیزیم و روی بالاست، تردی هیدروژنی اتفاق می‌افتد. ترک‌ها از مرزهای بین‌فازی جوانه زده، رشد می‌کنند.



شکل ۱۱- بررسی استحکام کششی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در زمان‌های مختلف نگهداری در محیط هیدروژن، پس از عملیات حرارتی پیرسازی دومرحله‌ای



شکل ۱۲- بررسی استحکام کششی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در زمان‌های مختلف نگهداری در محیط هیدروژن، پس از عملیات حرارتی T6

شده است. پس از ورود هیدروژن به درون آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ به دلیل تجمع رسوب‌های فاز دوم در مرزخانه‌ها و میل ترکیبی بالای هیدروژن با رسوب‌ها، در مرزهای دانه تردی هیدروژنی اتفاق می‌افتد. در نهایت در اثر اعمال نیرو، ترک‌هایی از اطراف رسوب‌های فاز دوم جوانه زده، شروع به رشد می‌کند.

۴- نتیجه‌گیری

استحکام کششی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ هیدروژن‌دهی شده پس

1. retrogression and re-aging
2. spark emission spectroscopy

3. mahout textiles
4. Olympus

مراجع

۱. اسمیت، و.، "ساختار، خواص، و کاربرد آلیاژهای مهندسی"، ترجمه‌ی اکرامی، ع.ا، و سیدریحانی، س.م.، انتشارات علمی دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ۱۳۹۰.
2. Clark, R., Coughran, B. and Traina, I., "On the Correlation of Mechanical and Physical Properties of 7075-T6 Al Alloy", *Engineering Failure Analysis*, Vol. 12, pp. 520–526, 2005.
3. Oñoro, J., "The Stress Corrosion Cracking Behavior of Heat-Treated Al-Zn-Mg-Cu Alloy in Modified Salt Spray Fog Testing", *Ingeniería Y Ciencia De Los Materiales*, Vol. 12, pp. 280-285, 2009.
4. Anthony, W., Meller, P. and Bernstein, I. M., "Stress Corrosion Cracking in Equiaxed 7075 Aluminum Under Tension and Torsion Loading", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 20a, pp. 2564-2573, 2011.
5. Song-Yi, Ch., Kanghua, Ch., Guosheng, P., Xin, L. and Xue-hai, Ch., Effect of Quenching Rate on Microstructure and Stress Corrosion Cracking of 7085 Aluminum Alloy", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 22, pp. 47-52, 2012.
6. Ranganatha, R., kumar, V.A., Nandi, V.S., Bhat R.R. and Muralidhara, B.K., "Multi-Stage Heat Treatment of Aluminum Alloy AA7049", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 23, pp. 1570-1575, 2013.
7. Deaquino, R., Gutiérrez, E., Estrada, I., Hinojosa, G., García, E., Herrera, J.M., Pérez, R. and Martínez, R., "Structural Characterization of Aluminium Alloy 7075-Graphite Composites Fabricated by Mechanical Alloying and Hot Extrusion", *Materials and Design*, Vol. 53, pp. 1104–1111, 2014.
8. Matsumoto, R., Taketomi, S., Matsumoto, S. and Miyazaki, N., "Atomistic simulations of hydrogen embrittlement", *International Journal of Hydrogen Energy*, Vol. 34, pp. 9576–9584, 2009.
9. ASTM International, "B209 Aluminum and Aluminum-Alloy Sheet and Plate", *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 02, 2002.
۱۰. نصر اصفهانی، م.، عسکری بیگانی، م. و مرآتیان، م.، "عملیات حرارتی TV۳ آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵-T۶ پوشش‌دار"، مجموعه مقالات نهمین سمینار ملی مهندسی سطح و عملیات حرارتی ایران، دانشگاه علم و صنعت ایران، ۲۴-۲۵ اردیبهشت ۱۳۸۷.
11. Jian-Guo, T., Hui, C., Xin-Ming, Z., Sheng, L., Wen-Jun, L., Hui, O. and Hong-Ping, L., "Influence of Quench-Induced Precipitation on Aging Behavior of Al-Zn-Mg-Cu Alloy", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 22, pp. 1255-1263, 2012.
12. ASTM International, "E8-01 Tension Testing of Metallic Materials", *Annual Book of ASTM Standards*, Vol 01.02, 2001.
12. Abolhasani, A., Zarei, A., Abedi, H.R. and Rokni, M. R., "The Room Temperature Mechanical Properties of Hot Rolled 7075 Aluminum Alloy", *Materials and Design*, Vol. 34, pp. 631–636, 2012.
13. Magd, E. and Brodman, M., "Influence of Precipitates on Ductile Fracture of Aluminium Alloy AA7075 at High Strain Rates", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 307, pp. 143–150, 2001.
14. Wang, D., Ma, Z.Y. and Gao, Z.M., "Effects of Severe Cold Rolling on Tensile Properties and Stress Corrosion Cracking of 7050 Aluminum Alloy", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 117, pp. 228–233, 2009.
15. Jin-Feng, L., Zhuo-Wei, P., Chao-Xing, L., Zhi-Qiang, J., Wen-Jing, C. and Zi-Qiao, Z., "Mechanical Properties, Corrosion Behaviors and Microstructure of 7075 Aluminium Alloy with Various Aging Treatments", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 18, pp. 755_762, 2008.
16. Wang, Y., Pan, Q., Wei, L., Li, B. and Wang, Y., "Effect of Retrogression and Re-aging Treatment on the Microstructure and Fatigue Crack Growth Behavior of 7050 Aluminum Alloy Thick Plate", *Materials and Design*, Vol. 55, pp. 857–863, 2014.