

خواص مکانیکی و مطالعه برگشت فنری در فرایند شکل دهی خزشی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵

رسول علیپور مقدم و حمیدرضا شاهوردی*

گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه تربیت مدرس

(دریافت مقاله: ۱۳۹۷/۳/۹ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۸/۲/۲۵)

چکیده- فرایند شکل دهی خزشی از جمله فرایندهای نوینی است که به دلیل بهبود خواص مکانیکی و کاهش هزینه‌های تولید در صنایع هوایی توسعه یافته است. شکل دهی خزشی بر اساس پدیده خزش و آزادسازی تنش در حین عملیات پیرسازی آلیاژهای عملیات حرارتی پذیر آلومینیوم رخ می‌دهد. در این پژوهش، شکل دهی خزشی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در دماهای ۱۲۰، ۱۵۰ و ۱۸۰ درجه سانتی‌گراد و زمان‌های ۶، ۲۴ و ۴۸ ساعت انجام شد و از آزمون‌های کشش و سختی برای مشخصه‌یابی نمونه‌ها استفاده شد. با اندازه‌گیری میزان برگشت فنری مشخص شد که این پاسخ تابع دما و زمان بوده و با افزایش دما و زمان شکل دهی خزشی، از ۵۴/۱ درصد به ۳۹/۵۱ درصد کاهش می‌یابد. خواص مکانیکی نمونه‌ها نشان داد که با افزایش زمان شکل دهی، استحکام و سختی افزایش می‌یابد که دلیل آن، می‌تواند تحولات ریزساختاری ناشی از فرایند رسوب‌گذاری در حین شکل دهی خزشی باشد. با توجه به نتایج، دو نمونه به‌عنوان نمونه‌های بهینه از نظر برگشت فنری و خواص مکانیکی انتخاب شدند و رفتار کارسختی و مورفولوژی سطح شکست آنها بررسی شد.

واژه‌های کلیدی: شکل دهی خزشی، آلومینیوم ۷۰۷۵، برگشت فنری، خواص مکانیکی.

Mechanical Properties and Spring -Back Investigation in Creep Age Forming Process of 7075 Al Alloy

R. Alipour Mogadam and H. R. Shahverdi*

Materials Engineering Department, Engineering Faculty, Tarbiat Modares University, Tehran, Iran.

Abstract: Creep age forming (CAF) process is a novel metal forming method with major benefits including improved mechanical properties and cost reduction for aviation industry applications. CAF happens due to creep phenomenon and stress-release during the artificial aging of heat-treatable aluminum alloys. In this work, the creep age forming of 7075 Aluminum alloy at 120, 150 and 180 °C for 6, 24 and 48 h was done; tensile and hardness tests were used to characterize the samples. Results on spring-back revealed that it was influenced by time and temperature; by increasing the time and temperature, it was reduced from 54.1 to 39.51. Mechanical property evaluation also showed that by increasing the time, the strength and hardness could be enhanced due to microstructural evolution and precipitation during the CAF process. According to the mechanical and CAF results, two samples were selected as the optimum ones and their work hardening behavior and fracture surfaces were investigated

Keywords: Creep-age Forming, 7075 Aluminum Alloy, Springback, Mechanical Properties.

*: مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: shahverdi@modares.ac.ir

اتفاق می‌افتد. از این‌رو، چگونگی کاهش میزان برگشت فنری همراه با خواص مکانیکی مطلوب در قطعات شکل‌دهی خزشی شده مشکل کلیدی است که برای توسعه کاربرد این روش نیاز به مرتفع شدن دارد چرا که برگشت فنری بالا باعث مشکلاتی در طول مونتاژ قطعات شکل‌دهی شده می‌شود.

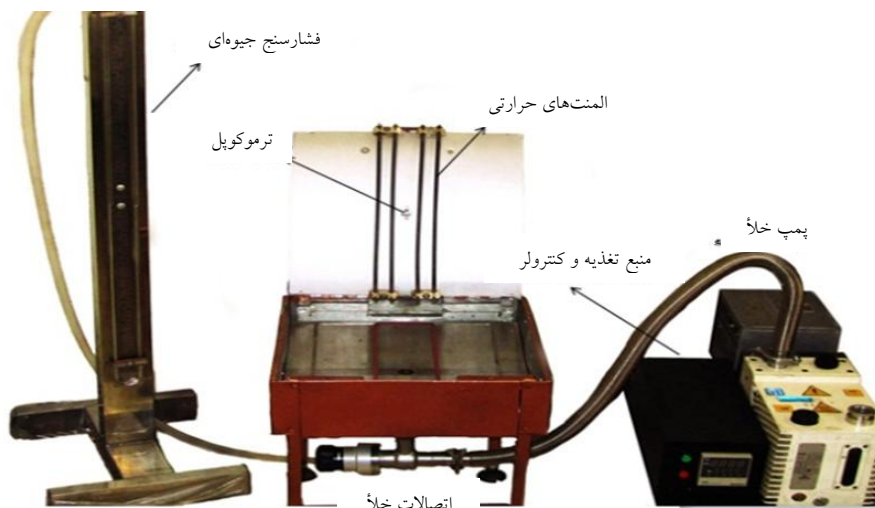
در طول سال‌های اخیر، تحقیقات گسترده‌ای روی برگشت فنری و خواص مکانیکی قطعات شکل‌دهی خزشی شده صورت گرفته است. ژان و همکاران [۸]، نشان دادند که میزان برگشت فنری در فرایند شکل‌دهی خزشی با افزایش دما و زمان شکل‌دهی تقریباً به‌صورت خطی کاهش می‌یابد اما با افزایش شعاع خمش، افزایش می‌یابد. ژان و همکاران [۹]، با استفاده از آنالیزهای مختلف نتایج تجربی، بیان کردند که چهار متغیر مؤثر بر برگشت فنری عبارتند از: دمای شکل‌دهی، زمان بارگذاری، ضخامت قطعه و شعاع خمش. برای پنل‌های آج‌دار، جیا و همکاران [۱۰]، دریافتند که مقادیر برگشت فنری به‌علت بازیابی الاستیک لایه محصور به‌وسیله کرنش‌های پلاستیکی آج به‌طور قابل توجهی کاهش می‌یابد. اعرابی و همکاران [۱۱]، پی بردند که عملیات حرارتی دو مرحله‌ای برای شکل‌دهی خزشی مطلوب نیست زیرا خواص مکانیکی به‌طور قابل ملاحظه‌ای کاهش می‌یابد اگرچه برگشت فنری نیز به‌میزان کمی کاهش می‌یابد. ژانگ و همکاران [۱۲]، نشان دادند که برگشت فنری تحت تأثیر شرایط شکل‌دهی است و همچنین به وضعیت تنش داخلی مواد مربوط است و صفحات دارای دو انحنا، برگشت فنری کم و خواص مکانیکی بالاتری در مقایسه با صفحات تک انحنا دارند. هو و همکاران [۱۳]، از معادلات ساختاری خزش برای شبیه‌سازی برگشت فنری در شکل‌دهی خزشی استفاده کردند. نتایج نشان داد که خزش به‌طور عمده نزدیک سطوح بالایی و پایینی قطعه اتفاق می‌افتد و میزان برگشت فنری می‌تواند با نسبت ناحیه خزش بیشتر^۴ به ناحیه خزش کمتر^۵ ارزیابی شود.

در دو دهه گذشته مطالعات متعددی روی شکل‌دهی خزشی آلیاژهای آلومینیوم صورت گرفته است که بیشتر آنها شکل‌دهی

آلیاژهای تجاری Al-Zn-Mg-Cu (سری ۷۰۰۰) به‌سبب خواص مکانیکی عالی، نسبت استحکام به وزن بالا، مقاومت به رشد ترک خستگی، چقرمگی شکست و مقاومت به خوردگی تشیی^۱ (SCC) مطلوب، به‌طور گسترده در سازه‌های هوایی و همچنین وسایل و تجهیزات نظامی استفاده می‌شوند [۳-۱]. در دهه‌های گذشته، گسترش آلیاژهای آلومینیوم سری ۷۰۰۰ با طراحی ترکیب عناصر آلیاژی اصلی (بیشتر عنصر روی) و نوآوری در فرایندهای شکل‌دهی آنها منجر به دستیابی سطح استحکام بالاتر نسبت به قبل شده است [۴ و ۵]. روش‌های مکانیکی مرسوم شکل‌دهی برای ساخت پنل‌های آلومینیومی مانند نورد و فورج بر پایه تغییر شکل پلاستیک هستند و تنش پسماند زیادی در قطعه تولید می‌کنند و زمانی که قطعه تحت بارگذاری دینامیکی قرار می‌گیرد، حضور تنش پسماند باعث ناکارآمدی قطعه می‌شود [۶]. برای مقابله با این مشکل، یک روش شکل‌دهی جدید توسط شرکت سازه‌های هوایی تکسترون^۲ توسعه یافت که به‌عنوان یک روش پیشرفته برای شکل‌دهی اجزا با انحنای پیچیده و دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب شناخته شده است. این روش شکل‌دهی پیشرفته، شکل‌دهی خزشی^۳ (CAF) نامیده می‌شود. شکل‌دهی خزشی در مقایسه با روش‌های شکل‌دهی دیگر برای رفتار آزادسازی تنش در طی پیرسازی مصنوعی آلیاژهای آلومینیوم تحت تنش استفاده می‌شود. شکل‌دهی خزشی فرایندی است که طی آن یک ورق (معمولاً آلومینیومی) توسط سازوکار تغییر شکل خزشی، به‌شکل مورد نیاز شکل‌دهی می‌شود. درحالی‌که فرایند رسوب‌گذاری نیز به‌طور هم‌زمان اتفاق می‌افتد. نکته قابل توجه این است که فرایند شکل‌دهی خزشی می‌تواند روی آلیاژهای آلومینیوم عملیات حرارتی‌پذیر سری‌های ۲۰۰۰، ۶۰۰۰ و ۷۰۰۰ اعمال شود [۷]. یکی از چالش‌های اصلی برای بهبود کارایی روش شکل‌دهی خزشی، پیش‌بینی مقدار برگشت فنری به‌وجود آمده در طول فرایند است که به‌دلیل محدودیت در استفاده از دمای بیشینه و زمان شکل‌دهی برای دستیابی به ریزساختار مورد نیاز

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ برحسب درصد وزنی

Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Cr	other	عنصر آلیاژی
Bal.	۵/۲۰	۲/۰۱	۱/۲۲	۰/۲۵	۰/۲۳	۰/۱۷	۰/۰۸	درصد وزنی



شکل ۱- قالب مورد استفاده برای شکل دهی خزشی

۷۰۷۵ به ضخامت ۳/۲ میلی‌متر است. ترکیب شیمیایی این آلیاژ در جدول (۱) آمده است.

۲-۲- شکل دهی خزشی

در این پژوهش، قالب طراحی شده برای دستگاه از نوع قالب‌های سبک با مکش خلأ است. این قالب به صورت یک تکه، با انحنای ۱/۹ بر متر و فاصله از سطح افق ۳ سانتی‌متر به ابعاد ۳۵×۳۵ سانتی‌متر مربع است (شکل ۱). برای شکل‌دهی خزشی، ابتدا نمونه‌ها در دمای 480 ± 10 درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۲۰ دقیقه در کوره نگهداری و سپس در آب ۲۵ درجه سانتی‌گراد کوئنچ شدند. هدف از این عملیات، محلول‌سازی عناصر آلیاژی از جمله روی، منیزیم و مس برای پیرسازی و شکل‌دهی در مرحله بعد بود. سپس ورق در حالت آنیل انحلالی روی قالب قرار داده شد. بدین صورت که با نیروی بسیار کم ورق روی آرنینگ نگه‌داشته می‌شود. در این حالت با

خزشی آلیاژهای آلومینیوم- مس را بررسی کرده‌اند [۱۴-۱۶]. با این حال اطلاعات محدودی درباره شکل‌دهی خزشی آلیاژهای سری ۷۰۰۰ آلومینیوم وجود دارد. چرا که با عملیات پیرسازی مصنوعی این سری از آلیاژهای آلومینیوم، می‌توان خواص مطلوبی به دست آورد. بنابراین شکل‌دهی خزشی می‌تواند به عنوان یک فرایند ساخت نوینی برای تولید قطعات استحکام بالای آلیاژهای ۷۰۰۰ مثل بدنه و پوسته بال هواپیما به کار رود [۱۷ و ۱۸]. هدف از این پژوهش نیز شکل‌دهی خزشی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در دماها و زمان‌های مختلف برای دستیابی به میزان برگشت فنری و خواص مکانیکی بهینه با توجه به کاربرد این مواد است.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- ماده اولیه

ماده مورد استفاده در این پژوهش ورق از جنس آلیاژ آلومینیوم

جدول ۲- سیکل‌های حرارتی مورد استفاده در پژوهش

شماره آزمایش	دما (درجه سانتی‌گراد)	زمان (ساعت)
۱	۱۲۰	۶
۲	۱۲۰	۲۴
۳	۱۲۰	۴۸
۴	۱۵۰	۶
۵	۱۵۰	۲۴
۶	۱۵۰	۴۸
۷	۱۸۰	۶
۸	۱۸۰	۲۴
۹	۱۸۰	۴۸

جهت نورد و در دمای اتاق با استفاده از دستگاه SANTAM 20 و سرعت حرکت یک میلی‌متر بر دقیقه انجام شد. در هر یک از سیکل‌های شکل‌دهی این آزمون سه بار برای هر یک از شرایط انجام شد. پس از انجام آزمون، میانگین استحکام تسلیم و کششی استخراج شد. آزمون سختی سنجی در دمای محیط مطابق با استاندارد ASTM E10 به روش برینل و با استفاده از ساچمه‌ای با قطر ۲/۵ میلی‌متر و با نیروی ۶۲/۵ کیلوگرم نیرو انجام شد. سختی گزارش شده در هر سیکل حرارتی میانگین اندازه‌گیری سختی در سه نقطه مختلف است.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- خواص شکل‌دهی خزشی

شکل (۲) منحنی سه بعدی تغییرات برگشت فنری برحسب دما و زمان شکل‌دهی را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، برگشت فنری تابعی از دما و زمان شکل‌دهی است و با افزایش دما و زمان شکل‌دهی، کاهش می‌یابد. به‌طوری‌که از ۵۴/۱ درصد در حالت ۶-۱۲۰ به ۳۹/۵۱ درصد در حالت ۴۸-۱۸۰ کاهش می‌یابد. از آنجا که خزش یک فرایند نفوذی و وابسته به دما و زمان است، به‌همین دلیل با افزایش این دو عامل میزان کرنش خزشی افزایش می‌یابد و از مقدار کرنش الاستیک کاسته می‌شود که در نهایت منجر به کاهش برگشت فنری می‌شود [۱۹].

شروع به کار پمپ هوای بین ورق روی آرینگ و قالب کامل تخلیه و ورق تحت فشار وارده از خلأ کاملاً به قالب می‌چسبد. توزیع یکنواخت فشار روی ورق باعث ایجاد توزیع تنش یکنواخت می‌شود. سپس در محفظه بسته شده و سیکل‌های حرارتی طراحی شده مطابق جدول (۲) روی ورق اعمال شد. منطق انتخاب دما و زمان بر اساس دمای پیرسازی این آلیاژ (محدوده دمایی ۱۸۰-۱۲۰ درجه سانتی‌گراد) و همچنین شرط لازم برای وقوع خزش در این آلیاژ حداقل دمای آزمایش در محدوده ۰,۴ دمای ذوب آلیاژ بود.

پس از باربرداری و آزادسازی قطعه، فاصله عمودی بین قطعه کار شکل داده شده و سطح ابزار، اندازه‌گیری و میزان برگشت فنری قطعه مطابق رابطه (۱) محاسبه شد.

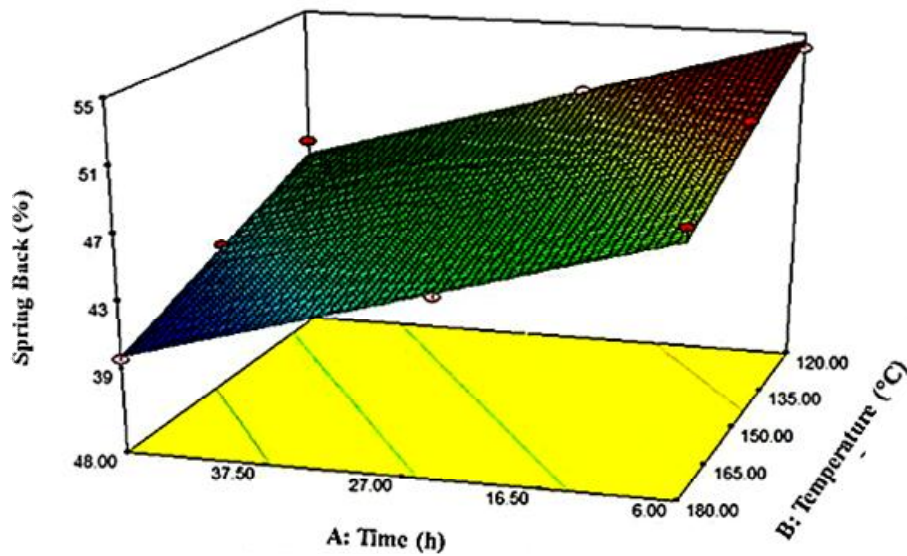
$$R(\%) = \frac{\delta_{\max}}{\delta_0} \times 100 \quad (1)$$

که در این رابطه، δ_0 ماکزیمم فاصله عمودی بین قطعه کار تغییر شکل نیافته اولیه و سطح ابزار و δ_{\max} ماکزیمم فاصله عمودی بین قطعه کار شکل داده شده و سطح ابزار است. میزان کرنش خزشی از رابطه (۲) محاسبه شد که R در این رابطه میزان برگشت فنری است

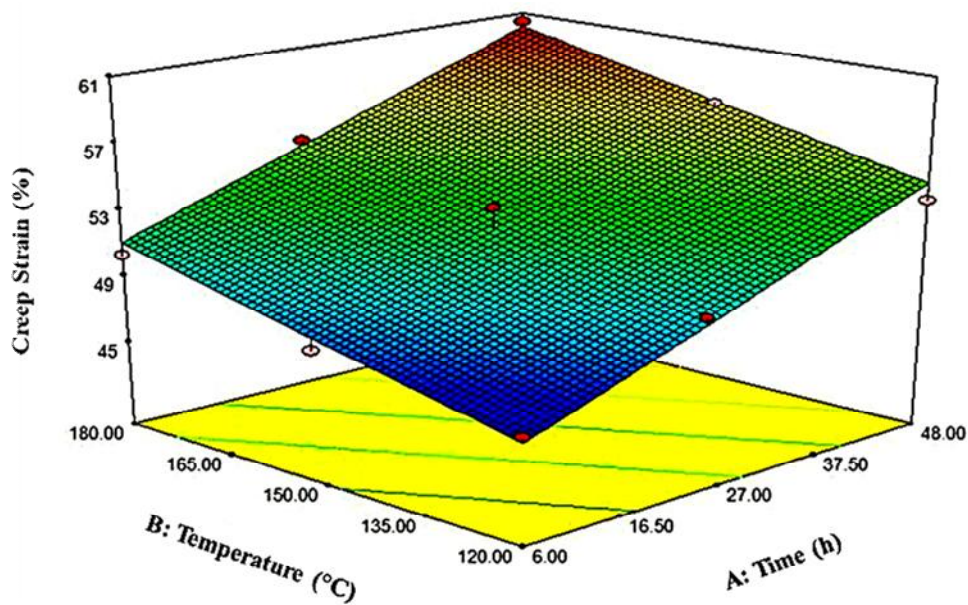
$$\text{Creep Strain}(\%) = (100 - R) \quad (2)$$

۳-۲- مشخصه یابی

آزمون کشش مطابق با استاندارد ASTM E8 در دمای محیط در



شکل ۲- نمودار سه بعدی برگشت فنری بر حسب دما و زمان شکل دهی خزشی



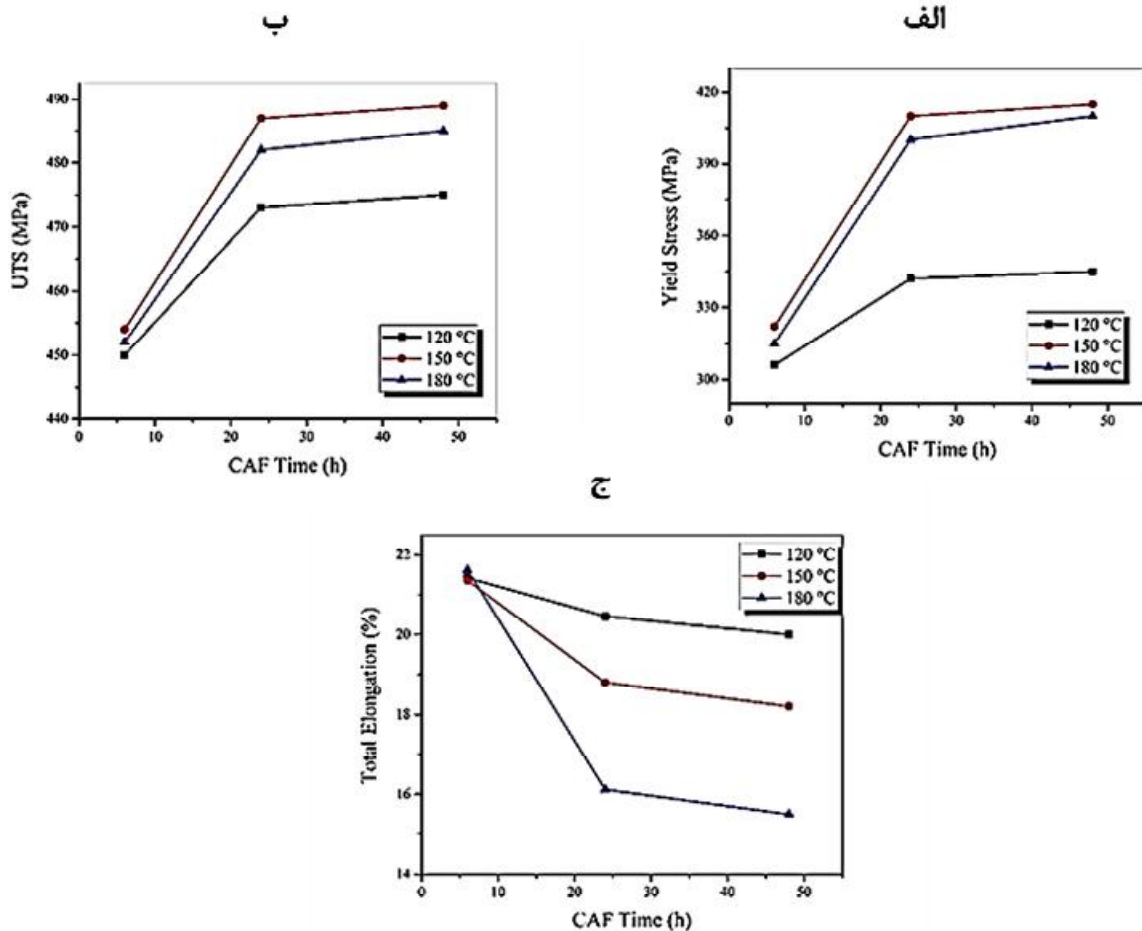
شکل ۳- نمودار سه بعدی کرنش خزشی بر حسب دما و زمان شکل دهی خزشی

حالت پایدار^۶ هستند که در این حالت نرخ خزش (شیب نمودار) ثابت است که ناشی از توازن بین فرایندهای کار سختی و بازیابی است [۲۰].

۲-۳- خواص مکانیکی

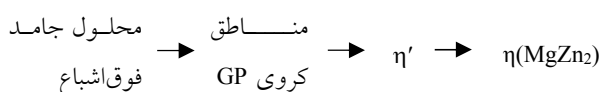
در شکل (۴) نحوه تغییرات خواص مکانیکی (استحکام کششی،

منحنی سه بعدی کرنش خزشی در شرایط مختلف در شکل (۳) نشان داده شده است. با توجه به نمودار، روند تغییر شکل خزشی در هر سه دمای شکل دهی مشابه یکدیگر است و با افزایش دما و زمان شکل دهی افزایش می یابد و در حالت ۴۸-۱۸۰ به مقدار بیشینه ۶۰/۴۹ درصد می رسد. همان طور که مشاهده می شود، منحنی های خزشی فقط شامل ناحیه خزش



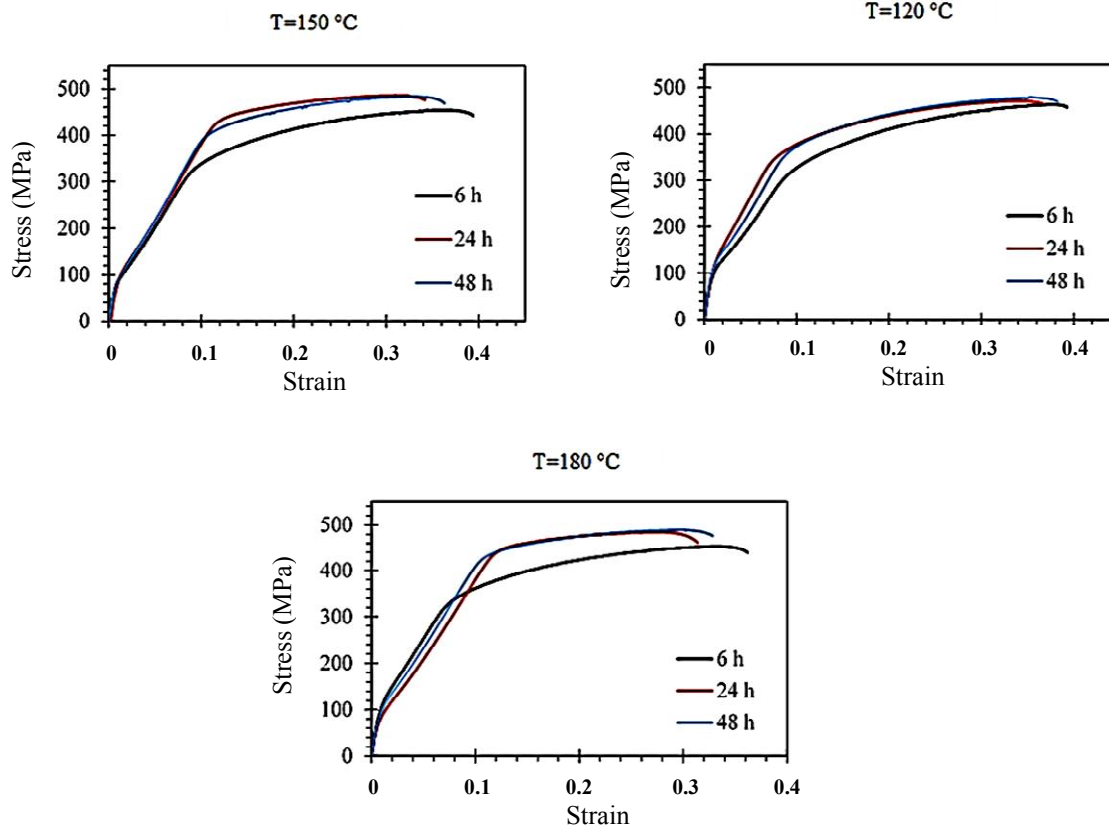
شکل ۴- تغییرات: الف) تنش تسلیم، ب) استحکام کششی و ج) درصد ازدیاد طول برحسب زمان در دماهای مختلف شکل دهی خزشی

۷۰ مگاپاسکال در دماهای بالاتر می‌رسد. در همین حال، زمان شکل دهی برای دستیابی به بیشینه استحکام با افزایش دما، کاهش می‌یابد. تغییرات استحکام می‌تواند به پیرسختی ناشی از شکل گیری خوشه‌های حل شده و رسوب گذاری و همچنین کرنش سختی به دلیل تغییر شکل خزشی نسبت داده شود [۲۱]. برای فهم بهتر قابل ذکر است که ترتیب رسوب گذاری در آلیاژهای آلومینیوم سری ۷۰۰۰ به صورت زیر است [۲۲]:



که در آن، η' یک فاز انتقالی و η رسوب تعادلی MgZn_2 است. با شکل دهی نمونه‌ها در زمان شش ساعت، خوشه‌های حل شده GP تشکیل می‌شوند که فصل مشترک این رسوبات با زمینه

تسلیم و درصد ازدیاد طول) و شکل (۵) نمودار تنش - کرنش نمونه‌های شکل دهی شده در دما و زمان‌های مختلف نشان داده شده است. با توجه به منحنی‌های (۴-الف) و (۴-ب) در هر سه دما با افزایش زمان شکل دهی، در ابتدا تنش تسلیم و استحکام کششی افزایش می‌یابد و پس از ۲۴ ساعت حداکثر استحکام حاصل می‌شود و در ادامه با افزایش بیشتر زمان تا ۴۸ ساعت میزان استحکام تقریباً ثابت می‌ماند. مقایسه استحکام نمونه‌های شکل دهی شده نشان می‌دهد که استحکام تسلیم نمونه‌های شکل دهی شده در دماهای ۱۵۰ و ۱۸۰ درجه سانتی گراد تقریباً نزدیک به هم بوده و اختلاف کمی (۵-۱۰ مگاپاسکال) با یکدیگر دارند. در حالی که در مقایسه با نمونه شکل دهی شده در دمای ۱۲۰ درجه سانتی گراد این اختلاف به



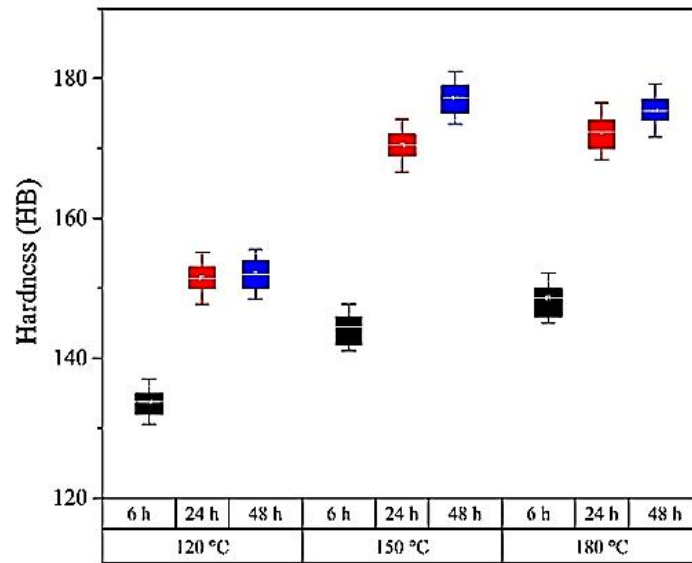
شکل ۵- نمودار تنش- کرنش در دماها و زمان‌های مختلف شکل‌دهی خزشی

فصل مشترک رسوبات با زمینه غیر هم‌سیما می‌شود. بنابراین در این مرحله سازوکار عبور نابجایی از رسوبات از طریق دورزدن و تشکیل حلقه است [۲۱].

شکل (۴-ج) تغییرات ازدیاد طول نمونه‌های شکل‌دهی شده را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در هر سه دما، تغییرات ازدیاد طول روند مشابهی دارد، به طوری که زمان شش ساعت بیشترین میزان ازدیاد طول را دارد و با افزایش زمان، این مقدار کاهش می‌یابد. روند کاهش ازدیاد طول با افزایش زمان توسط پژوهشگران دیگر نیز گزارش شده است. به طوری که در پیرسازی خزشی آلیاژ Al-Li-S4 که توسط لیبین و همکاران صورت گرفته است [۲۳]. ازدیاد طول با افزایش زمان از ۲۱ درصد به هشت درصد کاهش می‌یابد. در پژوهش دیگری نیز که توسط ژانگ و همکاران انجام گرفته است [۱۲]، ازدیاد طول آلیاژ ۲۱۲۴ شکل‌دهی خزشی شده با افزایش زمان از ۲۳ درصد به هشت درصد کاهش

هم‌سیما است و در حدود یک تا دو اتم ضخامت دارند [۲۱]. به همین دلیل انرژی فصل مشترک آنها کم و جوانه‌زنی آنها آسان است. در این مرحله تعداد مناطق GP به سرعت افزایش می‌یابد و استحکام تسلیم به دلیل جوانه‌زنی و رشد این رسوبات افزایش می‌یابد [۲۲].

با افزایش زمان شکل‌دهی تا ۴۸ ساعت استحکام ماده با افزایش اندازه رسوبات افزایش می‌یابد و رسوبات η' نیمه هم‌سیما با ساختار نزدیک به ساختار تعادلی ایجاد می‌شوند [۲۱]. پیرسختی در این مرحله به بیشترین مقدار می‌رسد که سبب ایجاد بیشترین استحکام می‌شود. از طرف دیگر در نمونه‌های شکل‌دهی شده در زمان شش ساعت که دارای رسوبات GP با فصل مشترک هم‌سیما با زمینه هستند. نابجایی‌ها قادر به برش رسوبات است، و به راحتی از آنها عبور می‌کنند، به همین دلیل استحکام ماده در این حالت نسبت به زمان‌های دیگر کمتر است. با افزایش زمان شکل‌دهی تا ۲۴ و ۴۸ ساعت رسوبات درشت‌تر می‌شوند و



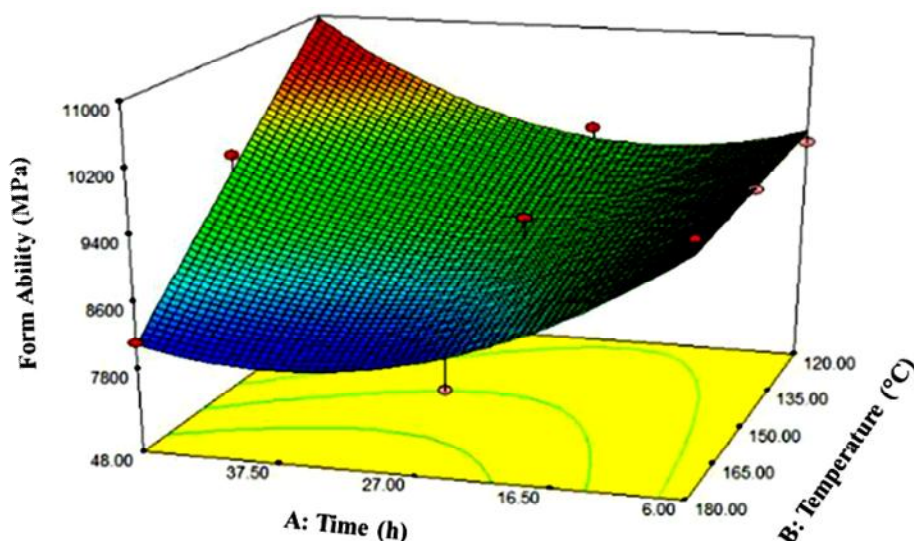
شکل ۶- تغییرات سختی نمونه‌های شکل دهی شده برحسب دما و زمان شکل دهی خزشی

تا به مقدار بیشینه خود برسد و سپس با گذشت زمان تقریباً ثابت می‌ماند. در فرایند شکل دهی خزشی تنش اعمالی و دمای پیرسازی تأثیر قابل توجهی روی سختی دارند. چون هر دو تشکیل فازهای رسوبی را به شدت ترویج می‌کنند. در مراحل اولیه پیرسازی سختی به دلیل تشکیل سریع رسوبات هم سیمای GP افزایش می‌یابد. با افزایش زمان پیرسازی مناطق GP به فازهای η' تبدیل می‌شوند. این فازهای انتقالی باعث افزایش سختی تا نقطه اوج پیری می‌شوند. با این حال سختی پس از پیک پیری با افزایش دما شروع به کم شدن می‌کند چون ماده در حالت فرایبری قرار می‌گیرد [۲۴]. لازم به ذکر است که حالت فرایبری در این پژوهش مشاهده نشد.

به عنوان شاخص شکل پذیری و جذب انرژی مواد، حاصل ضرب درصد ازدیاد طول و استحکام کششی نهایی به صورت شاخصی تقریبی در صنایع استفاده می‌شود [۲۵]. همان طور که در شکل (۷) مشاهده می‌شود، در زمان ثابت، با افزایش دمای شکل دهی، این شاخص برای آلیاژ ۷۰۷۵ شکل دهی خزشی شده کاهش می‌یابد. شاخص شکل پذیری برای شرایط مختلف شکل دهی، مقادیری بین ۷۸۳۴ و ۱۰۷۴۵ مگاپاسکال درصد دارد که این مقادیر در محدوده سایر آلیاژهای

می‌یابد. مطابق شکل (۴-ج) درصد ازدیاد طول برای هر سه دما در زمان ۶ ساعت به طور تقریبی یکسان بوده و مقدار میانگین ۲۱/۴۶ درصد را دارد و کمترین ازدیاد طول نیز برای نمونه ۴۸-۱۸۰ با مقدار ۱۵/۵ درصد است. به نظر می‌رسد که نمونه‌های شکل دهی شده در زمان شش ساعت رسوبات ریزتری داشته و در نتیجه میزان تمرکز تنش موضعی در مرزخانه‌ها کمتر است. از طرف دیگر چون میزان رشد رسوبات در این زمان کمتر است، عرض نواحی خالی از رسوب که تابع دما و زمان شکل دهی است و با افزایش دما و زمان افزایش می‌یابد، نسبت به دماهای دیگر کمتر است [۲۱]. این عوامل باعث می‌شوند، که جوانه زنی ترک به تعویق افتد و نمونه انعطاف پذیری بیشتری از خود نشان دهد. در حالی که برای نمونه‌های ۲۴ و ۴۸ ساعت چون اندازه رسوبات بزرگتر می‌شوند، میزان تمرکز تنش موضعی و عرض نواحی خالی از رسوب بیشتر است و ترک سریع تر جوانه زنی می‌کند در نتیجه میزان انعطاف پذیری نمونه‌ها کاهش می‌یابد.

شکل (۶) نمودار تغییرات سختی برحسب زمان شکل دهی در دماهای مختلف را نشان می‌دهد. همان طور که مشاهده می‌شود، با افزایش زمان در هر سه دما، سختی افزایش می‌یابد،



شکل ۷- نمودار سه‌بعدی شکل‌پذیری بر حسب دما و زمان شکل‌دهی خزشی

۷۰۰۰ آلومینیوم هستند [۲۰، ۲۶ و ۲۷].

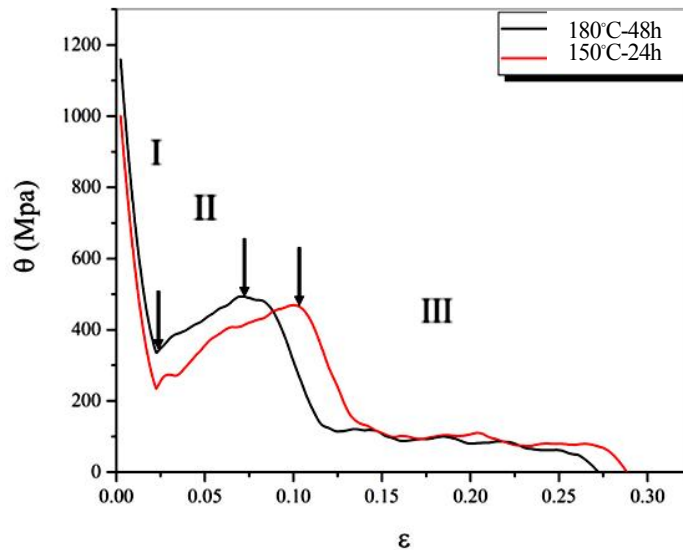
در حال حاضر شکل‌دهی خزشی به‌طور گسترده‌ای در صنایع فضایی به‌خصوص برای ساخت پوسته و پنل‌های بال و بدنه هواپیما مورد استفاده قرار می‌گیرد. از طرف دیگر، با توجه به اجتناب‌ناپذیر بودن برگشت فزنی در این فرایند، همچنین نیاز به شکل‌پذیری بالا، لازم است تا قطعات تولید شده به این روش هم خواص مکانیکی بهتر و هم برگشت فزنی کمتری داشته باشند. بنابراین، طبق نتایج به‌دست آمده، دو نمونه ۱۵۰-۲۴ و ۱۸۰-۴۸ که به ترتیب خواص مکانیکی و شکل‌پذیری بالا و کمترین برگشت فزنی را دارند، به‌عنوان نمونه‌های بهینه انتخاب شده و در ادامه به بررسی رفتار کارسختی و سطح شکست این نمونه‌ها پرداخته می‌شود.

۳-۳- کارسختی

منحنی کارسختی برای نمونه‌های ۱۵۰-۲۴ و ۱۸۰-۴۸ در شکل (۸) نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در هر دو منحنی یک کاهش اولیه خیلی سریع وجود دارد که به انتقال الاستیک-پلاستیک مربوط است. همچنین منحنی‌ها یک رفتار موجی شکل داشته و دارای مشخصه دره و قله پس از نقطه انتقالی هستند. بر اساس تغییرات شیب منحنی‌ها، می‌توان رفتار

کارسختی نمونه‌ها را به سه مرحله تقسیم‌بندی کرد:

کاهش نرخ کارسختی در مرحله اول در واقع تأثیر نابجایی‌های جزئی در قالب دو قطبی‌هاست که در نرخ ثابت انباشته شده‌اند. برای این مرحله، پیرسازی مصنوعی نقش عمده‌ای داشته و به اندازه رسوبات و کسر حجمی آنها وابسته است. با توجه به شکل (۷)، برای نمونه ۱۵۰-۲۴ به دلیل کم بودن دما و زمان شکل‌دهی، اندازه رسوبات کوچک‌تر بوده و موانع کمتری در مسیر حرکت نابجایی‌ها وجود دارد [۲۱]، در نتیجه میزان انباشت نابجایی‌ها در پشت موانع کمتر خواهد بود، به همین دلیل کارسختی به تأخیر می‌افتد. ولی برای نمونه ۱۸۰-۴۸ به دلیل از بین رفتن رسوبات ریز، به هم پیوستن رسوبات اتفاق می‌افتد و این رسوبات در طول ضخامت رشد می‌کنند [۲۱]. در نتیجه میزان تجمع نابجایی‌ها پشت موانع بیشتر می‌شود و در اثر اندرکنش بین رسوبات و نابجایی‌ها مرحله دوم کارسختی زودتر شروع می‌شود. به‌طور کلی، نرخ کارسختی در مرحله دوم نسبت به مرحله اول بیشتر است. سه سازوکار احتمالی برای توصیف این مرحله پیشنهاد شده است: لغزش ثانویه^۷، جنگل نابجایی‌ها^۸ و لغزش موضعی^۹ که از بین اینها، مدل لغزش موضعی به نظر می‌رسد، که گزارش بهتری برای کارسختی مرحله دوم در مقایسه با دیگر مدل‌هاست.



شکل ۸- نمودار کارسختی نمونه‌های ۱۵۰-۲۴ و ۱۸۰-۴۸

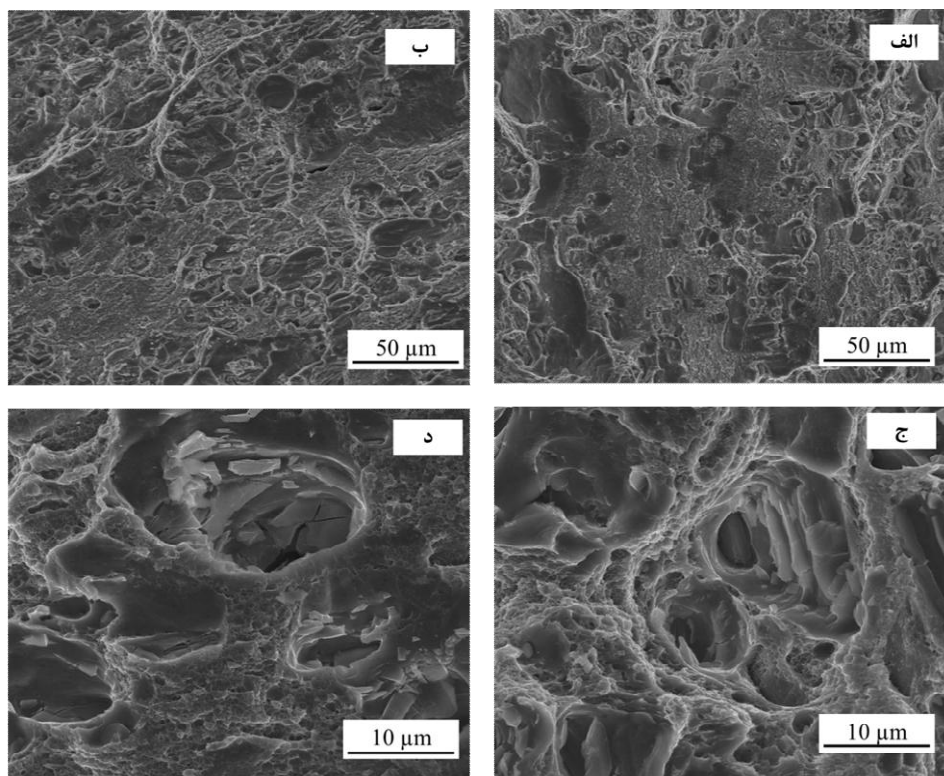
قسمت‌های با علامت مخالف حلقه‌های نابجایی در صفحات لغزش مختلف، یکدیگر را حذف می‌کنند و بنابراین یک سازوکار بازیابی دینامیکی شکل می‌گیرد [۲۹]. مدت‌زمان مراحل دوم و سوم با میزان کرنش نسبت عکس با یکدیگر دارند [۲۸] و این امر برای هر دو نمونه، صادق است. به عبارت دیگر در حالت ۱۵۰-۲۴ افزایش در میزان کرنش مرحله دوم با کاهش طول مرحله سوم همراه است. برای نمونه ۱۸۰-۴۸ نیز کاهش در میزان کرنش مرحله دوم با افزایش طول مرحله سوم همراه است

۳-۴- شکست نگاری

تصاویر سطح شکست نمونه‌های شکل‌دهی شده در دو حالت ۱۵۰-۲۴ و ۱۸۰-۴۸ در شکل (۹) نشان داده شده است. در سطح شکست نمونه‌ها حفرات^۱ و خطوط رودخانه‌ای^{۱۱} مشاهده می‌شود که چگالی و اندازه حفرات برای شرایط مختلف متفاوت است.

همان‌طور که در شکل (۹-الف) و (۹-ج) مشاهده می‌شود نمونه ۱۵۰-۲۴ تعداد حفرات بیشتری در مقایسه با نمونه ۱۸۰-۴۸ دارد. تعداد زیادی از حفرات کوچک به‌عنوان نشانه‌ای از افزایش ازدیاد طول در نظر گرفته می‌شود [۲۳]. بنابراین نمونه

رسوبات داخل زمینه باعث نوسان در چگالی نابجایی‌ها می‌شوند. بنابراین اندازه و توزیع آنها (که برای شرایط مختلف پیرسازی متفاوت است) نقشی اساسی در فاصله‌ای که نابجایی‌های متحرک می‌توانند ببینند و از این موانع عبور کنند، دارد. ذرات فاز ثانویه بسته به اندازه آنها با حرکت نابجایی‌ها قابل برش هستند (مناطق GP و η') یا غیرقابل برش (ذرات η) [۲۸]. نتایج نشان می‌دهد، که زمان (میزان کرنش) مرحله دوم به زمان پیرسازی در دماهای پیرسازی حساس است. مطابق منحنی‌های کارسختی، زمان مرحله دوم در نمونه ۱۵۰-۲۴ افزایش می‌یابد. این مرحله شاهدهی از سختی حرکت نابجایی‌ها است که منجر به تنش تسلیم بالاتر و تنش برشی بحرانی و همچنین مقدار بیشتر کرنش می‌شود. طول مرحله دوم در حالت ۴۸-۱۸۰ کاهش می‌یابد. چون با درشت شدن ذرات η و کم شدن تعداد آنها، برش ذرات، دیگر امکان‌پذیر نیست؛ بنابراین حلقه‌گذاری دور ذرات سازوکار غالب در حرکت نابجایی‌هاست [۲۸]. این منجر به کاهش عمده میزان کرنش مرحله دوم برای این نمونه می‌شود. مرحله سوم به‌وسیله کاهش یکنواخت نرخ کارسختی با افزایش تنش مشخص می‌شود، که به بازیابی دینامیکی مرتبط است، که بستگی کمتری به زمان نسبت به دما دارد. مرحله سوم با لغزش متقاطع مرتبط است، و



شکل ۹- سطح شکست نمونه‌های شکل‌دهی خزشی شده در بزرگنمایی‌های مختلف: الف) و ج) نمونه ۱۵۰-۲۴، ب) و د) نمونه ۱۸۰-۴۸

به‌علاوه، جوانه‌زنی و رشد ترک‌های ثانویه باعث تسریع شکست آلیاژ می‌شود. در نتیجه، ازدیاد طول آلیاژ مورد بررسی، با افزایش دمای شکل‌دهی کاهش می‌یابد [۲۳].

۴- نتیجه‌گیری

شکل‌دهی خزشی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در دما و زمان‌های مختلف مورد بررسی قرار گرفت. خلاصه‌ای از مهم‌ترین نتایج به‌دست آمده، به‌صورت زیر است:

- ۱- برگشت فنری تابع دما و زمان شکل‌دهی بوده و با افزایش دما و زمان شکل‌دهی خزشی میزان برگشت فنری از ۵۴/۱ درصد به ۳۹/۵۱ کاهش می‌یابد.
- ۲- ماکزیمم سختی و خواص کششی در شکل‌دهی خزشی ورق آلومینیوم ۷۰۷۵ در سیکل ۱۵۰-۲۴ به‌دست آمد.
- ۳- با توجه به تغییرات برگشت فنری، شکل‌پذیری و خواص

۱۵۰-۲۴ ازدیاد طول بیشتری در مقایسه با نمونه ۱۸۰-۴۸ ساعت نشان می‌دهد، که این نتیجه‌گیری با نتایج اندازه‌گیری شده در شکل (۴-ج) همخوانی دارد. وقتی دمای شکل‌دهی به ۱۸۰ درجه سانتی‌گراد می‌رسد، فرایند رسوب‌گذاری و رشد رسوبات پیرسازی می‌تواند تا حد زیادی تسریع شود. به‌دلیل ناسازگاری بین رسوبات و زمینه آلومینیومی، حرکت نابجایی‌ها در طی تغییر شکل کششی به‌دلیل حضور رسوبات سخت خواهد بود و یک تنش القایی اطراف رسوبات ایجاد می‌شود. وقتی تنش متمرکز به مقدار بحرانی برسد، بین رسوبات گسیختگی اتفاق می‌افتد و باعث پیدایش حفرات کوچک اطراف گودی‌های بزرگ می‌شود. در طول فرایند اتصال حفرات، منطقه تحمل مؤثر^{۱۲} نمونه کشش کاهش می‌یابد، که باعث جوانه‌زنی و رشد ریزحفرات^{۱۳} می‌شود. وقتی منطقه تحمل مؤثر به یک مقدار بحرانی می‌رسد زمینه آلومینیومی به‌سرعت می‌شکند.

با افزایش دمای شکل‌دهی ازدیاد طول نمونه‌ها کاهش یافته و چگالی حفرات ریز در سطح شکست نمونه‌ها کمتر می‌شود و رفتار شکست نمونه‌ها رفته‌رفته از نرم به ترد گرایش می‌یابد.

مکانیکی، شکل‌دهی خزشی ورق آلومینیوم ۷۰۷۵ با ضخامت ۳/۲ میلی‌متر، در دمای ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد و بازه زمانی ۲۴-۴۸ ساعت پیشنهاد می‌شود.

واژه‌نامه

1. stress corrosion cracking
2. textron
3. creep age forming
4. significant creep region
5. less creep region
6. steady state creep
7. secondary slip
8. forest dislocations
9. areal glide
10. dimples
11. river marks
12. effective bearing area
13. micro voids

مراجع

1. Dursun, T., and Soutis, C., "Recent Developments in Advanced Aircraft Aluminium Alloys", *Materials & Design*, Vol. 56, pp. 862-871, 2014.
2. Heinz, A., Haszler, A., Keidel, C., Moldenhauer, S., Benedictus, R., and Miller, W. S., "Recent Development in Aluminium Alloys for Aerospace Applications", *Materials Science and Engineering*, Vol. 280, pp. 102-107, 2000.
3. Knight, S. P., Pohl, K., Holroyd, N. J. H., Birbilis, N., Rometsch, P. A., Muddle, B. C., Goswami, R., and Lynch, S. P., "Some Effects of Alloy Composition on Stress Corrosion Cracking in Al-Zn-Mg-Cu Alloys", *Corrosion Science*, Vol. 98, pp. 50-62, 2015.
4. Lin, Y. C., Zhang, J. L., Liu, G., and Liang, Y. J., "Effects of Pre-Treatments on Aging Precipitates and Corrosion Resistance of a Creep-Aged Al-Zn-Mg-Cu Alloy", *Materials & Design*, Vol. 83, pp. 866-875, 2015.
5. Lin, Y. C., Jiang, Y. Q., Zhang, X. C., Deng, J., and Chen, X. M., "Effect of Creep-Aging Processing on Corrosion Resistance of an Al-Zn-Mg-Cu Alloy", *Materials & Design*, Vol. 61, pp. 228-238, 2014.
6. Timoshenko, S., and Woinowsky-Krieger, S., *Theory of Plates and Shells*, McGraw-Hill, Inc., Vol. 591. 1959.
7. Zhan, L., Lin, J., and Dean, T. A., "A Review of the Development of Creep Age Forming: Experimentation, Modelling and Applications", *International Journal of Mechanics & Tools Manufacturing*, Vol. 51, pp. 1-17, 2011.
8. Han L. H., Tan S. G., Huang M. H., and Xuhua, Y., "Spring Back for 2124 Aluminum Alloy During Creep Aging Forming", *Materials for Mechanical Engineering*, Vol. 01, pp. 21-24, 2013.
9. Zhan, L. H., Tan, S. G., Huang, M. H., and Niu, J., "Creep Age-Forming Experiment and Springback Prediction for AA2524", *Advance Materials Research*, Vol. 457-458, pp. 122-129, 2012.
10. Jia, S. -F., Zhan, L. -H., and Xu, X.-L., "Experimental Research on the Springback in Creep Age Forming of Aluminum Alloy Panel with Stiffeners", *Suxing Gongcheng Xuebao*, *Journal of Plasticity Engineering*, Vol. 20, p. 3969, 2013.
11. Arabi Jeshvaghani, R., Zohdi, H., Shahverdi, H. R., Bozorg, M., and Hadavi, S. M. M., "Influence of Multi-Step Heat Treatments in Creep Age Forming of 7075 Aluminum Alloy: Optimization for Springback, Strength and Exfoliation Corrosion", *Materials Characterization*, Vol. 73, pp. 8-15, 2012.
12. Zhang, J., Deng, Y. L., Li, S. Y., Chen, Z. Y., and Zhang, X. M., "Creep Age Forming of 2124 Aluminum Alloy with Single/Double Curvature", *Transaction of Nonferrous Metals. Society of China (English Ed.)*, Vol. 23, pp. 1922-1929, 2013.
13. Ho, K. C., Lin, J., and Dean, T. A., "Modelling of Springback in Creep Forming Thick Aluminum Sheets", *International Journal of Plasticity*, Vol. 20, pp. 733-751, 2004.
14. Lam, A. C. L., Shi, Z., Yang, H., Wan, L., Davies, C. M., Lin, J., and Zhou, S., "Creep-Age Forming AA2219 Plates with Different Stiffener Designs and Pre-Form Age Conditions: Experimental and Finite Element Studies", *Journal of Materials Process Technology*, Vol. 219, pp. 155-163, 2015.
15. Yang, Y., Zhan, L., Shen, R., Yin, X., Li, X., Li, W., Huang, M., and He, D., "Effect of Pre-Deformation on Creep Age Forming of 2219 Aluminum Alloy: Experimental and Constitutive Modelling", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 683, pp. 227-235, 2017.
16. Xu, Y., Zhan, L., and Li, W., Effect of Pre-Strain on Creep Aging Behavior of 2524 Aluminum Alloy", *Journal of Alloys and Compound*, Vol. 691, pp. 564-571, 2017.

17. Arabi Jeshvaghani, R., Emami, M., Shahverdi, H. R., and Hadavi, S. M. M., "Effects of Time and Temperature on the Creep Forming of 7075 Aluminum Alloy: Springback and Mechanical Properties", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, pp. 8795-8799, 2011.
18. Zhang, J., Wang, Y., Deng, Y., and Zhang, X., "Effect of Deformation Degree on the Creep Age Forming of 7475 Aluminum Alloy: The Feasibility of the Extended Deformation Range", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 664, pp. 126-134, 2016.
19. Li, H. Y., and Lu, X. C. "Springback and Tensile Strength of 2A97 Aluminum Alloy During Age Forming", *Transaction of Nonferrous Metals. Society of China* (English Ed.), Vol. 25, pp. 1043-1049, 2015.
20. Lei, C., Yang, H., Li, H., Shi, N., and Zhan, L. H., Dependences of Microstructures and Properties on Initial Tempers of Creep Aged 7050 Aluminum Alloy", *Journal of Material Process Technology*, Vol. 239, pp. 125-132, 2017.
21. Arabi Jeshvaghani, R., Shahverdi, H. R., and Hadavi, S. M. M., "Investigation of the Age Hardening and Operative Deformation Mechanism of 7075 Aluminum Alloy under Creep Forming", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 552, pp. 172-178, 2012.
22. Ho, K. C., Lin, J., and Dean, T. A., "Constitutive Modelling of Primary Creep for Age Forming an Aluminium Alloy", *Journal of Materials Process Technology*, Vol. 153-154, pp. 122-127, 2004.
23. Hu, L., Zhan, L., Shen, R., Liu, Z., Ma, Z., Liu, J., Yang, Y., "Effects of Uniaxial Creep Ageing on the Mechanical Properties and Micro Precipitates of Al-Li-S4 Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 688, pp. 272-279, 2017.
24. Merica, P. D., "Precipitation Hardening", *Materials Progress*, Vol. 27, pp. 31-35, 1935.
25. McCallum, S., "Upper Body Structure Design Strategies Upper Body Structure Design Strategies Implemented on the 2011 Chevrolet Volt, Strategies. 2011.
26. Reda, Y., Abdel-Karim, R., and Elmahallawi, I., "Improvements in Mechanical and Stress Corrosion Cracking Properties in Al-Alloy 7075 via Retrogression and Reaging", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 485, pp. 468-475, 2008.
27. Feng, J., Li, Z., Peng, W. C., Xing L. I., Z. Qiang J., W., Jing Chen, Z., and Qiao, Zh., "Mechanical Properties, Corrosion Behaviors and Microstructures of 7075 Aluminium Alloy with Various Aging Treatments", *Transaction of Nonferrous Metals. Society of China* (English Ed.), Vol. 18, pp. 755-762, 2008.
28. Alexopoulos, N. D., Velonaki, Z., Stergiou, C. I., and Kourkoulis, S. K., "Effect of Ageing on Precipitation Kinetics, Tensile and Work hardening Behavior of Al-Cu-Mg (2024) Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 700, pp. 457-467, 2017.
29. Ratheneau, G. W., "Report of the Conference on Defects in Crystalline Solids", *Acta Crystallographica*, Vol. 8, pp. 855-856, 1955.