

شرایط پیرسازی و هندسی قطعه: رفتار شکست ورق T۸ - Al۲۰۲۴ تحت کشش

کیاندهت باکروان (دانشجوی کارشناسی)

عسل حسینی منزله* (استادیار)

دانشکده‌ی مهندسی مکانیک و انرژی، دانشگاه شهید بهشتی

مهندسی مکانیک شریف، (بهار ۱۳۹۹)
دوره‌ی ۳-۳، شماره‌ی ۱، ص. ۱۸-۱۱

در این پژوهش، تأثیر عملیات حرارتی پیرسازی مصنوعی به همراه نورد سرد (T۸) بر رفتار کششی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ در حضور و عدم حضور شیار مورد بررسی قرار گرفته است. برای تعیین سازوکارهای شکست، با استفاده از SEM سطوح شکست، نمونه‌های کششی تحت زمان‌های متفاوت پیرسازی مطالعه شد. نتایج رفتار کششی نشان داد که با ایجاد شیار در نمونه‌ها، تنش تسلیم و نهایی افزایش پیدا کرده و ماده نسبت به شیار مستحکم می‌شود؛ اگرچه به دلیل کاهش چشمگیر کرنش شکست در اثر حضور شیار، چقرمگی نمونه‌های شیاردار به شدت کاهش می‌یابد. این کاهش در اوج پیری بیشترین میزان را دارد. همچنین به نظر می‌رسد تغییر شکل زمینه، ذرات ترک‌خورده و جدایش ذره از زمینه، سازوکارهای شکست در تمامی شرایط پیرسازی و در کل نمونه‌ها هستند، اما حضور شیار به شدت کسر ذرات ترک‌خورده را افزایش داده و همراه با کاهش حجم زمینه، سبب افت چشمگیر در کرنش شکست و چقرمگی می‌شود.

واژگان کلیدی: آلومینیوم ۲۰۲۴، عملیات حرارتی T۸، رفتار کششی، سازوکارهای شکست.

kiana.pakravan@yahoo.com
a_hosseinimonazzah@sbu.ac.ir

۱. مقدمه

علاوه بر نقش عملیات حرارتی، کار مکانیکی نیز می‌تواند بر سینتیک رشد رسوب‌ها، اندازه و توزیع آنها اثر گذارد. کار سرد به عنوان کار مکانیکی، می‌تواند در مراحل مختلف پیرسازی انجام گیرد. با انجام کار سرد در حین عملیات رسوب‌سختی و قبل از مرحله‌ی پیرسازی، چگالی نابه‌جایی‌ها در ماده افزایش می‌یابد.^[۱] این نابه‌جایی‌ها مکان مناسبی برای جوانه‌زنی رسوب‌هاست، بنابراین اندازه‌ی رسوب‌ها کاهش و تعداد آنها افزایش می‌یابد. فرایند فوق با افزایش استحکام ماده همراه است.^[۲] هوانگ و همکارانش^[۵] نشان دادند، اعمال کار سرد به دنبال انحلال و سپس انجام پیرسازی، به دلیل افزایش نابه‌جایی‌ها در ساختار کریستالی و افزایش تعداد مکان‌های مرجع برای رسوب‌گذاری سبب افزایش سختی نمونه‌ها و کاهش زمان رسیدن به اوج سختی می‌شود. در پژوهش دیگری که توسط ژایو و همکارانش^[۶] انجام شد، مشخص شد که علاوه بر نقش کار سرد در افزایش سختی، میزان کار سرد انجام گرفته نیز در روند افزایشی سختی و استحکام مؤثر است.

علاوه بر عملیات حرارتی، تمرکز تنش ناشی از شکل هندسی قطعه نیز بر استحکام آلیاژ آلومینیوم تأثیرگذار است. سازه‌ها و قطعات مکانیکی به طور معمول دارای ناپوستگی‌های هندسی - مانند سوراخ‌ها، جاخارها، شیارها و غیره - هستند که به عنوان فاق شناخته می‌شوند. وجود سوراخ‌ها در سازه‌های هوایی به چندین دلیل، از قبیل امکان اتصال اجزا به یکدیگر توسط اتصالات مکانیکی، عبور خطوط تجهیزات الکترونیکی و هیدرولیکی و مواردی از این دست غیر قابل اجتناب است. این

آلیاژهای قابل پیرسختی آلومینیوم مانند آلیاژ ۲۰۲۴ به دلیل داشتن چگالی پایین و استحکام و شکل‌پذیری بالا، در صنایع نظامی، هوا - فضا و حمل و نقل کاربرد گسترده‌ی دارند. به طور معمول استحکام آلیاژهای آلومینیوم در اثر پیرسازی طبیعی یا مصنوعی به دلیل وجود ذرات ریز رسوبی افزایش پیدا می‌کند.^[۱] طی پژوهش‌های گوناگون، ضمن تغییر در شرایط عملیات حرارتی، تلاش شده تا بر ماهیت و شکل رسوب‌ها و در نتیجه رفتار مکانیکی این آلیاژ رسوب سخت‌شونده‌ی آلومینیوم تأثیر ایجاد شود. در سال ۱۹۵۰، باگاری آتسکی^[۲] توالی رسوبات را به صورت زیر پیشنهاد کرد:



که در آن SSS نشان‌گر محلول جامد فوق اشباع و GPB نشان‌گر منطقه‌ی است که شامل مقدار کمی از اتم‌های محلول مس و منیزیم است، در حالی که فاز S'' با داشتن ۴٪ مس کاملاً با زمینه‌ی آلومینیوم هم‌دوس است. با گذشت زمان و ورود آلیاژ به منطقه‌ی فرابری، فاز کاملاً ناهم‌دوس و ناپایدار S' به وجود می‌آید. با گذشت زمان و از بین رفتن فاز S'، فاز تعادلی ناهم‌دوس S یا CuAl_۲ پدید می‌آید.^[۳]

* نویسنده مسئول

تاریخ: دریافت ۱۳۹۷/۹/۲۴، اصلاحیه ۱۳۹۸/۲/۲۸، پذیرش ۱۳۹۸/۴/۵

DOI:10.24200/J40.2019.51936.1483

نایبوستگی‌های هندسی منجر به افزایش موضعی تنش شده و از همین رو «تنش افزا» نامیده می‌شوند.^[۷] در مجاورت شیار، در اثر تمرکز تنش وارده، تنش مقطعی خالص می‌تواند به حد تنش تسلیم برسد. لذا ماده منطقه‌ی شیار در جهتی موازی محور بارگذاری، تمایل به تغییر شکل مومسان دارد. با توجه به ثابت بودن حجم در منطقه‌ی تغییر شکل مومسان، مواد انتهایی شیار متمایل به انقباض اند، اما باقی نمونه که هنوز تحت تنش کشسان است از انقباض آنها جلوگیری می‌کند، به‌گونه‌ی که ایجاد تنش‌های کششی در دو جهت دیگر (تنش‌های ممانعت کننده) باعث می‌شود برای شروع تغییر شکل مومسان تنش محوری افزایش یابد. می‌توان ثابت کرد که موادی با ظرفیت محدود تغییر شکل مومسان، بر اثر شیار ضعیف می‌شوند^۱ و موادی با شکل‌پذیری زیاد تر بر اثر شیار مستحکم می‌شوند.^[۸] به عبارت دیگر اگر ماده نسبت به شیار حساسیت کمی داشته باشد، در اثر حضور شیار مستحکم می‌شود و در مواردی که حساسیت به شیار زیاد باشد، حضور شیار و تمرکز تنش بالای ناشی از آن با حضور منطقه تغییر شکل خمیری رأس شیار به تعادل نرسیده و استحکام کاهش می‌یابد.^[۸] یکی از نکات مهم در اثر حضور شیار کاهش شکل‌پذیری در اثر وجود تنش‌های سه بعدی و شیب تند گرادیان تنش است، که اغلب حساسیت به شیار^۳ نامیده می‌شود. نحوه طبقه‌بندی مواد در گروه حساس به شیار (تضعیف شده در اثر حضور شیار) بر مبنای نسبت استحکام کششی در نمونه‌های شیاردار و بدون شیار سنجیده می‌شود.

$$NSR = SUTSN / SUTS \quad (1)$$

$SUTSN$ معرف استحکام کششی در نمونه‌ی شیاردار و $SUTS$ معرف استحکام کششی در نمونه‌ی بدون شیار است. در صورتی که نسبت فوق بیشتر از ۱ باشد، آلیاژ در اثر حضور شیار مستحکم می‌شود و اگر نسبت محاسبه شده کمتر از ۱ باشد، ماده به شیار حساس است.^[۹] وسترن و همکاران^[۱۰] در بررسی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۰ نشان دادند که با ایجاد شیار در قطعات، تنش تسلیم آنها به شدت افزایش می‌یابد در حالی که تغییر چشمگیری در استحکام کششی مشاهده نمی‌شود؛ این امر نشان‌گر ضعیف شدن آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۰ در حضور شیار است. همچنین در مطالعه‌ی دیگری برای بررسی شکست نرم آلیاژ آلومینیوم T۳۵۱-۲۰۲۴، شیارهایی با شعاع‌های مختلف روی نمونه‌های کششی اعمال شد.^[۱۱] نتایج این پژوهش نشان می‌دهد که شکست با یک خرابی مثل ریز حفره^۴ داخل ساختار شروع می‌شود و با پیوستن این ریزحفره‌ها به هم ادامه می‌یابد؛ در نهایت کاهش تنش بحرانی علت شروع شکست است.^[۱۱] در نتیجه علاوه بر اثرگذاری محسوس رسوبات ناشی از عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی، میزان تغییرات استحکام در اثر حضور شیار نیز حائز اهمیت است.

اثر پیرسازی مصنوعی بر آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ در پژوهش‌های متعددی^[۱۲-۱۶] بررسی شده است. به عنوان مثال الکساندر^۵ و همکارانش^[۱۲] در بررسی نقش رسوبات طی عملیات حرارتی T۶ بر رفتار کششی آلومینیوم ۲۰۲۴ به این نتیجه رسیدند که استحکام تسلیم و شکل‌پذیری ماده، تابع میزان نسبی درصد وزنی منیزیم و مس و نرخ نفوذ این دو عنصر (عناصر اصلی تشکیل دهنده‌ی آلیاژ فوق) است. علاوه بر نقش درصد وزنی عناصر تشکیل دهنده‌ی آلیاژ، اعمال کارگرم پیش از انجام عملیات حرارتی پیرسازی مصنوعی (T۶) نیز می‌تواند بر چقرمگی ماده تأثیر گذارد، چنان‌که به ازای یک دمای بهینه، بیشینه مقدار استحکام و شکل‌پذیری در نتیجه توزیع مناسبی از رسوب‌ها حاصل می‌شود.^[۱۳] نوع، اندازه و توزیع رسوب‌ها وابسته به دمای پیرسازی و نرخ سرمایش در عملیات T۶ است، چنان‌که با کاهش دمای پیرسازی و نرخ سرمایش در نتیجه تغییر ماهیت و اندازه‌ی رسوب‌ها، رفتار کششی تغییر می‌کند.^[۱۴] در پژوهشی دیگر، نقش نورد برودتی^۶ بر استحکام و شکل‌پذیری

آلومینیوم ۲۰۲۴ تحت عملیات حرارتی T۸ مورد بررسی قرار گرفته است.^[۱۵] نتایج مطالعات شهسواری و همکارانش^[۱۵] نشان داد که مقدار چقرمگی آلومینیوم ۲۰۲۴ با انجام نورد تیریدی (قرار دادن نمونه‌ها در نیتروژن مایع) و سپس پیرسازی نسبت به نمونه‌ی که فقط تحت کار سرد قرار گرفته به شدت افزایش می‌یابد. مقایسه‌ی دمای انجام نورد سرد حاکی از آن است که اگرچه اعمال نورد تیریدی نسبت به نورد دمای محیط سبب افزایش استحکام آلیاژ ۲۰۲۴ می‌شود، بهبود ویژگی فوق چشمگیر نیست. به عبارت دیگر انجام عملیات حرارتی T۸ با انجام کار سرد در مقایسه با چرخه‌ی پیرسازی مصنوعی مرسوم (T۶) سبب افزایش چشمگیر استحکام تا حدود ۵۰٪ می‌شود.^[۱۶] چنان‌که اشاره شده، با توجه به گستردگی انواع رسوبات در آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ و نقش آنها بر تغییرات ریزساختاری و در نتیجه اثرگذاری فاز ثانویه بر رفتار کششی، تمرکز اکثر مقالات بر پایه‌ی آلومینیوم فوق بر ریزساختار و تغییرات رسوبی ایجاد شده ناشی از انواع عملیات حرارتی بوده است و کمتر به بررسی اثر حساسیت به شیار در آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ پرداخته‌اند. چنانچه در اکثر مطالعات در زمینه‌ی بررسی حضور شیار بر رفتار مکانیکی آلومینیوم ۲۰۲۴ و یا سایر آلیاژهای پیر سخت‌شونده، تمرکز اصلی بر هندسه شیار و یا تغییر نوع آلومینیوم بوده است.^[۱۷، ۱۸] به‌عنوان مثال در پژوهشی، نقش هندسه‌ی شیار بر نقطه‌ی آغاز آسیب در آلومینیوم ۲۰۲۴ به‌صورت تجربی و عددی پرداخته شده است. نتایج فوق نشان می‌دهد که با افزایش شعاع انحنای رأس فاق، مقدار شکل‌پذیری افزایش و استحکام کششی کاهش می‌یابد.^[۱۷] علاوه بر هندسه‌ی شیار، میزان شکل‌پذیری ذاتی ماده بر رفتار کششی قطعه حاوی فاق اثرگذار است. چنان‌که میزان تغییر شکل خمیری رأس فاق که بر سرعت رشد ترک و انرژی جذب شده تا شکست (چقرمگی) قطعه مؤثر است، تابع میزان شکل‌پذیری آلومینیوم است.^[۱۸] حال با توجه به نقش تغییر عملیات حرارتی (از T۶ به T۸) در بهبود شکل‌پذیری و استحکام آلومینیوم ۲۰۲۴ در نمونه‌های مرسوم کششی، آیا به‌کارگیری عملیات حرارتی حاوی کار سرد، می‌تواند سبب کاهش نقش مخرب شیار در آلیاژ فوق شود؟ به عبارت دیگر آیا علی‌رغم عدم مشاهده‌ی استحکام‌دهی ناشی از شیار در سایر آلیاژهای آلومینیوم،^[۱۹] اعمال عملیات حرارتی T۸ بر نمونه‌های کششی فاق‌دار ۲۰۲۴ می‌تواند سبب استحکام‌دهی ناشی از شیار شده و تا حدودی میزان حساسیت به شیار را کاهش دهد.

هدف از این پژوهش بررسی رفتار کششی و تعیین سازوکار شکست آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ تحت عملیات حرارتی پیرسازی مصنوعی، در حضور و عدم حضور فاق است. عملیات حرارتی انجام شده در این پژوهش T۸ است که شامل عملیات انحلال، سریع سرد کردن، کار سرد با کرنش مناسب و پیرسازی در سه منطقه‌ی کم‌پیری، اوج‌پیری و فراپیری است.

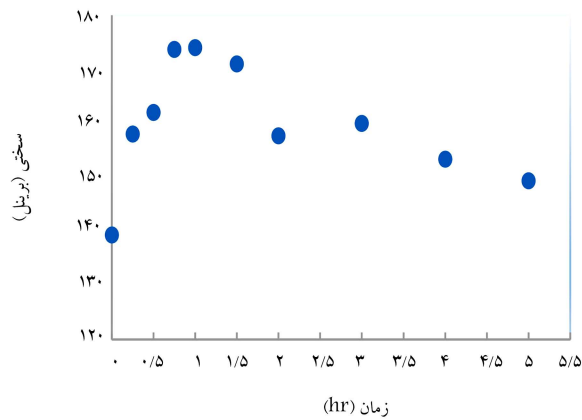
۲. مواد و روش تحقیق

در این مطالعه از ورق آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ با ضخامت ۳ میلی‌متر با ترکیب شیمیایی مشخص شده در جدول ۱ استفاده شده است.

با توجه به قابلیت پیرسازی آلیاژ فوق، عملیات حرارتی T۸ روی نمونه‌های مکعب مستطیل با ابعاد $10 \times 10 \times 3$ میلی‌متر مکعب صورت پذیرفت. مطالعه‌ی

جدول ۱. آنالیز شیمیایی آلومینیوم ۲۰۲۴ مورد استفاده در این پژوهش.

عناصر	منیزیم	آلومینیوم	سیلیسیم	منگنز	آهن	مس
درصد وزنی	۲٫۰۸	۹۳٫۷۴	۰٫۳۰	۰٫۲۹	۰٫۱۰	۳٫۸۰



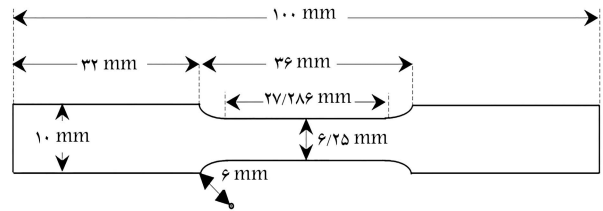
شکل ۲. نمودار سختی بر حسب زمان پیرسازی نمونه‌های ۲۰۲۴ تحت عملیات حرارتی T8.

سختی نمونه‌ها تابعی از زمان پیرسازی است. با گذشت زمان، سختی نمونه‌ها ابتدا افزایش می‌یابد تا به بیشترین میزان سختی یا اوج پیری می‌رسد، بعد از آن با افزایش زمان پیرسازی و وارد شدن به منطقه‌ی فرایبری دوباره شاهد کاهش سختی هستیم. تغییرات در میزان سختی مطابق با رفتار عمومی آلیاژهای پیرسازی شده است. به عبارت دیگر، با گذشت زمان رسوبات شروع به جوانه‌زنی و رشد می‌کنند. با افزایش زمان پیرسازی، توزیع و اندازه‌ی رسوب‌ها بهینه شده، که همراه با سختی بیشینه است. با گذشت زمان پیرسازی به‌مرور رسوبات درشت‌تر شده و در نتیجه سختی آلیاژ کاهش می‌یابد.^[۵] به همین منظور با توجه به داده‌های سختی، سه زمان ۲۵/۰ (۱۵ دقیقه)، ۱ و ۴ ساعت به عنوان زمان‌های کم‌پیری، اوج پیری و فرایبری قطعات انتخاب شد.

۲.۳. آزمون کشش

نتایج آزمون کشش قطعات بدون شیار و شیاردار تحت عملیات حرارتی T8 در سه حالت کم‌پیری، اوج پیری و فرایبری به‌صورت نمودار تنش - کرنش مهندسی در شکل ۳ نشان داده شده است.

مطابق شکل ۳ الف و ب، مقدار استحکام تسلیم در حالت اوج پیری نسبت به دو حالت دیگر عملیات پیرسازی افزایش چشمگیری داشته است. در نمونه‌های بدون شیار تغییر شکل خمیری قابل ملاحظه است. کرنش بیشینه در نقطه‌ی تنش نهایی ۲۴٪ و مربوط به نمونه‌ی کم‌پیری است؛ کرنش کمیته نیز ۲۲٪ و مربوط به نمونه‌ی اوج پیری است. شایان ذکر است که میزان تغییر شکل غیر یکنواخت در نمونه‌های بدون شیار که همراه با پدیده‌ی گلویی شدن است، در مقایسه با رفتار خمیری ماده تا نقطه‌ی تنش بیشینه، ناچیز است. اما با اعمال شیار به نمونه‌ها، میزان تغییر شکل پس از استحکام بیشینه تا شکست کمتر از ۱۰٪ درصد است، که بسیار ناچیز است (در شکل ۳ ب، عملاً پس از بار بیشینه شکست ناگهانی رخ می‌دهد). یکی از دلایل بروز این رفتار، نقش شیار در ایجاد تمرکز تنش، تغییر سازوکارهای شکست همراه با کاهش حجمی از ماده است که بتواند تغییر شکل خمیری موضعی و غیر یکنواخت دهد. در حقیقت پس از بار بیشینه در نمونه‌های مرسوم کشش، تعدادی ریز حفره در ماده ایجاد می‌شود که با ادامه‌ی بارگذاری تبدیل به ریزترک و در نهایت ترک نهایی می‌شود.^[۸] سازوکارهای فوق با جذب انرژی و تغییر شکل خمیری در ماده همراه‌اند. حضور شیار و تمرکز تنش ناشی از آن سبب می‌شود که تعداد مکان‌های مرجح برای جوانه‌زنی ریزحفره‌ها افزایش یابد و علاوه بر آن سینتیک به هم پیوستن



شکل ۱. طرح‌واره‌ی نمونه آزمون کشش طبق استاندارد ASTM E8.

پژوهش‌های صورت گرفته در این زمینه نشان داد که در اغلب تحقیقات دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به عنوان دمای حل‌سازی انتخاب شده است.^[۱۶،۵] لذا به‌منظور انحلال کامل، نمونه‌ها به مدت ۲ ساعت در این دما قرار داده شد و سپس عملیات سریع سرد کردن در آب ۲۵ درجه سانتی‌گراد صورت گرفت. با توجه به مشخصه‌ی عملیات T8، مینی بر به کارگیری کار سرد بین دو مرحله‌ی حل‌سازی و پیرسازی، از فرایند نورد سرد با کاهش ۳۰٪ سطح مقطع استفاده شد. طبق بررسی‌های میکروسکوپی صورت گرفته توسط ژائو و همکاران،^[۶] رسوبات بزرگی که حین مرحله‌ی حل‌سازی در آلومینیوم ۲۰۲۴ تشکیل می‌شود، در مرحله‌ی نورد سرد در کرنش‌های بالاتر از ۳۰٪ دچار ترک می‌شود. ترک‌های فوق در مرحله‌ی نهایی، یعنی در پیرسازی آلومینیوم، از بین نمی‌رود و همین باعث افت استحکام و شکل‌پذیری نمونه به‌هنگام آزمون کشش می‌شود. بنابراین نورد سرد با کاهش ۳۰٪ سطح مقطع به دلیل داشتن بیشترین میزان استحکام تسلیم و چقرمگی، به‌عنوان مقدار کار سرد اعمالی در این پژوهش انتخاب شد.

در ادامه، عملیات پیرسازی در دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و برای مدت زمان‌های مختلف به‌منظور حصول شرایط کم‌پیری، اوج پیری و فرایبری صورت پذیرفت. برای تعیین زمان‌های فوق از داده‌های سختی‌سنجی استفاده شد. آزمون سختی‌سنجی برینل با اعمال نیروی ۳۱٫۲۵ کیلوگرم ($F/D^2 = 5$)، برای مدت زمان ۱۰ ثانیه توسط دستگاه سختی‌سنج بوهرلر انجام پذیرفت. شایان ذکر است، برای اطمینان از صحت سختی، برای هر یک از شرایط پیری، میانگین داده‌های سختی از سه نمونه گزارش شده است.

برای بررسی رفتار کششی آلیاژ مذکور و نقش شیار بر روند تغییرات استحکام و شکل‌پذیری، نمونه‌های بدون شیار به روش برش با سیم مطابق شکل ۱ با استاندارد ASTM E8 تهیه شد. ابعاد نمونه‌های شیاردار نیز مانند نمونه‌های استاندارد ASTM E8 در نظر گرفته شده، با این تفاوت که در مرکز هر سمت نمونه یک شیار V شکل به عمق ۲ میلی‌متر با استفاده از روش برش با سیم اعمال شد. شایان ذکر است، به دلیل شعاع اندک رأس شیار V شکل، ضریب تمرکز تنش نسبت به سایر شکل‌های شیار افزایش یافته و بیشینه اثر فاق بر تغییر رفتار مکانیکی قابل مشاهده است.^[۱۸] آزمون کشش توسط دستگاه Instron ۵۵۰۰ و با نرخ کرنش ۲ میلی‌متر بر دقیقه در دمای محیط روی قطعات انجام گرفت. سطوح شکست قطعات کششی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)، مدل philips XL۳۰ مطالعه و سازوکارهای شکست بررسی شده است.

۳. نتایج و بحث

۳.۱. آزمون سختی‌سنجی

در شکل ۲ منحنی سختی بر حسب زمان نشان داده شده است. مطابق این شکل، اوج پیرسازی نمونه‌های نورد سرد شده به ازای یک ساعت قابل مشاهده است.

جدول ۳. داده‌های حاصل از نمودار تنش - کرنش در نمونه‌های ۲۰۲۴ شماردار تحت عملیات حرارتی T8.

شرایط پیری	تنش تسلیم (MPa)	تنش نهایی (MPa)	کرنش شکست (%)	چقرمگی (MJ/m ^۳)
قبل از پیری	۳۸۵٫۶۵	۵۳۲٫۲۰	۲٫۱۹	۷٫۶۹
قله‌ی پیری	۴۱۴٫۸۶	۵۳۵٫۶۶	۲٫۰۵	۷٫۱۸
بعد از پیری	۳۶۱٫۶۷	۵۱۵٫۹۲	۲٫۱۹	۷٫۵۳

چنان‌که تنش تسلیم در اوج پیری نمونه‌ی بدون شیار ۲۶۷٫۵۳ و نمونه‌ی شیاردار معادل ۴۱۴ مگاپاسکال است.

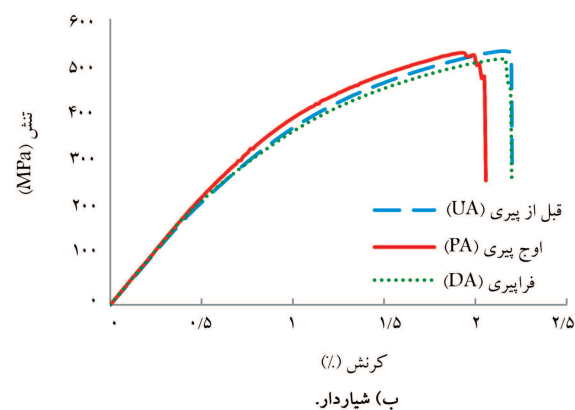
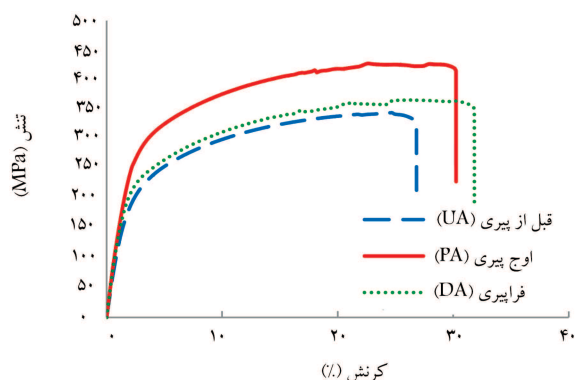
داده‌های مربوط به تسلیم نمونه‌های شیاردار تحت زمان‌های پیرسازی مختلف رفتار زنگوله‌ی شکل دارد و بیشینه مقدار تنش تسلیم در اوج پیری قابل مشاهده است، اما استحکام کششی نمونه‌های فوق در شرایط مختلف پیرسازی چندان تغییر نمی‌کند. به نظر می‌رسد با توجه به نقش شیار و تمرکز تنش ناشی از آن و نیز وابستگی شدید تغییر شکل خمیری به شیار، نقش رسوب‌ها در تغییر استحکام نهایی چشمگیر نیست. علاوه بر نقش شیار در تغییرات استحکام، شکل‌پذیری ماده نیز به شدت تحت تأثیر شیار و تمرکز تنش ناشی از آن است. در حقیقت تمرکز تنش سبب افزایش سرعت جوانه‌زنی و رشد ترک و در نتیجه شکست نمونه به ازای ازدیاد طول کمتر می‌شود. مقایسه‌ی داده‌های کرنش شکست در جداول ۲ و ۳ مؤید مطلب فوق است. در حقیقت، ایجاد تنش‌های موضعی بزرگ، همراه با حضور تنش کششی سه بعدی، کرنش - سختی موضعی زیاد، افزایش احتمال جوانه‌زنی ترک و نیرو محرکه‌ی کمتر برای اشاعه‌ی آن از جمله دلایل افت کرنش شکست در نمونه‌های شیاردار است. قانعی و همکارانش^[۲۰] در مطالعه‌ی فولاد ساده کربن به نتایجی مشابه در مورد نقش شیار بر کاهش شکل‌پذیری رسیدند. هرچند نقش شیار در تغییر مقدار شکل‌پذیری مشهود است، اما تفاوت در شرایط پیرسازی نیز می‌تواند کرنش شکست را تحت تأثیر قرار دهد. بیشینه مقدار کرنش شکست برای نمونه‌های بدون شیار و شیاردار در حالت فرایبری قابل مشاهده است که با نتایج الکساندرو و همکارانش^[۱۲] مطابقت دارد.

برای بررسی دقیق‌تر نقش زمان پیرسازی و حضور شیار بر قابلیت تغییر شکل از نقطه‌ی تسلیم تا نقطه‌ی گلوبی شدن، دو پارامتر ظرفیت کارسختی^۷ و ضریب کارسختی^۸ مورد بررسی قرار گرفت. شایان ذکر است با افزایش ظرفیت کارسختی، توانایی ماده در مهار تنش قبل از شروع تغییر شکل غیریک‌نواخت افزایش می‌یابد.^[۲۱] ظرفیت کارسختی در حین تغییر شکل یک‌نواخت با استفاده از رابطه‌ی ۲ قابل محاسبه است:^[۲۲]

$$Hc = \frac{\sigma_{uts} - \sigma_y}{\sigma_y} = \frac{\sigma_{uts}}{\sigma_y} - 1 \quad (2)$$

که در آن، σ_{uts} نشان‌گر تنش نهایی و σ_y نشان‌گر تنش تسلیم است.

در شکل ۴ ظرفیت کارسختی دو نمونه‌ی مرسوم کششی و شیاردار با یکدیگر مقایسه شده است. چنان‌که مشاهده می‌شود، با افزایش دمای پیرسازی تا نقطه‌ی اوج پیری به دلیل افزایش چشمگیر تنش تسلیم و تغییر اندک تنش نهایی میزان ظرفیت کارسختی کاهش می‌یابد. به طور معمول زمانی که ماده‌ی مستحکم می‌شود، تنش تسلیم آن افزایش یافته در حالی که ظرفیت کارسختی آن به دلیل کاهش ظرفیت ذخیره‌ی ناهم‌جایی در حین تغییر شکل خمیری کاهش می‌یابد.^[۲۲] میزان ظرفیت کارسختی در نمونه‌های شیاردار به دلیل افزایش شدید تنش تسلیم ناشی از ممانعت مومسانی کاهش یافته است.



شکل ۳. نمودار تنش - کرنش مهندسی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ تحت عملیات حرارتی T8، در سه حالت: قبل از پیری (UA)، اوج پیری (PA)، فرایبری (OA).

جدول ۲. داده‌های حاصل از نمودار تنش - کرنش در نمونه‌های ۲۰۲۴ بدون شیار تحت عملیات حرارتی T8.

شرایط پیری	تنش تسلیم (MPa)	تنش نهایی (MPa)	کرنش شکست (%)	چقرمگی (MJ/m ^۳)
قبل از پیری	۱۹۶٫۵۱	۳۴۴٫۹۰	۲۶٫۸۱	۷۸٫۵۸
قله‌ی پیری	۲۶۷٫۵۳	۴۲۷٫۸۱	۳۰٫۲۳	۱۱۲٫۸۸
بعد از پیری	۲۰۳٫۹۵	۳۶۶٫۴۴	۳۱٫۸۲	۱۰۰٫۸۸

عیوب و تشکیل آسیب اصلی تسریع پیدا کند. بررسی سطوح شکست و تغییر در سازوکارهای آن می‌تواند ادله‌ی مناسبی بر مطالب گفته شده باشد که در بخش بعد به آن خواهیم پرداخت. برای بررسی دقیق‌تر رفتار کششی و مقایسه‌ی نقش شیار در نمونه‌های ۲۰۲۴، داده‌های مربوط به تنش تسلیم، تنش نهایی و کرنش شکست همراه با میزان انرژی جذب شده تا قبل از شکست (چقرمگی) در جداول ۲ و ۳ به ترتیب برای نمونه‌های بدون شیار و شیاردار ارائه شده است.

مطابق جدول ۲، با افزایش زمان پیرسازی تنش تسلیم و تنش نهایی در نمونه‌های مرسوم کشش تا رسیدن به نقطه‌ی بیشینه افزایش می‌یابد و بعد از آن با وارد شدن به منطقه‌ی فرایبری روند کاهشی دارد.

مقایسه‌ی جداول ۲ و ۳ در مورد تنش تسلیم نشان می‌دهد که ایجاد شیار به شدت باعث افزایش تنش تسلیم در نمونه‌ها می‌شود. در حقیقت کارسختی موضعی در نواحی اطراف شیار که ناشی از تمرکز تنش است، از تمایل به تغییر شکل خمیری می‌کاهد و تنش لازم برای حرکت ناهم‌جایی‌ها (تنش تسلیم) را افزایش می‌دهد.^[۱۹]

جدول ۴. اختلاف داده‌های تنش - کرنش نمونه‌های ۲۰۲۴ شیاردار و بدون شیاردار بر پایه نمونه‌های بدون شیاردار تحت عملیات حرارتی TA.

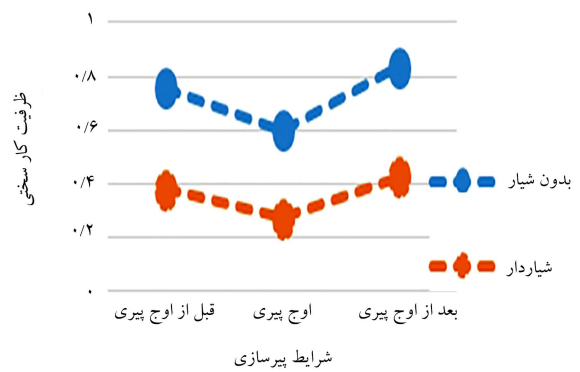
شرایط پیری	تنش تسلیم		تنش نهایی		کرنش شکست	
	نسبی (%)	نسبی (%)	نسبی (%)	نسبی (%)	نسبی (%)	نسبی (%)
قبل از پیری	۹۶٫۲۵	۵۴٫۳۱	-۹۱٫۹۱	-۹۰٫۲۹		
قله‌ی پیری	۵۵٫۰۷	۲۵٫۲۰	-۹۳٫۲۲	-۹۳٫۶۴		
بعد از پیری	۷۷٫۳۳	۳۷٫۸۳	-۹۳٫۱۱	-۹۲٫۵۳		

است اما، افزایش حدود ۲۰٪ تنش تسلیم و ۱۶٪ استحکام نهایی سبب بیشینه شدن چقرمگی در نمونه‌ی فوق در مقایسه با حالت فرآوری شده است. لذا به نظر می‌رسد، استحکام در مقایسه با شکل‌پذیری کنترل‌کننده چقرمگی در نمونه‌های بدون شیاردار است. برای بررسی نقش عملیات حرارتی بر میزان چقرمگی نمونه‌های شیاردار از داده‌های جدول ۳ استفاده می‌شود. شایان ذکر است که در این حالت اختلاف چندانی بین داده‌های چقرمگی وجود ندارد. دلیل بروز رفتار فوق تفاوت اندک به ویژه در داده‌های استحکام نهایی (حدود ۳٪) و کرنش شکست (حدود ۷٪) است، چنان‌که سبب شده اختلاف بین چقرمگی بیشینه و کمینه که به ترتیب در حالت قبل از پیری $7/69 \text{ MJ/m}^2$ و اوج پیری $7/18 \text{ MJ/m}^2$ است، حدود ۷٪ باشد. در این حالت به نظر می‌رسد، علی‌رغم افزایش استحکام نهایی و تسلیم در حالت اوج پیری نسبت به شرایط قبل و پس از اوج پیری، کاهش کرنش شکست سبب افت چقرمگی در نمونه‌ی با بیشینه سختی شده است. به عبارت دیگر کرنش شکست سازوکار کنترل‌کننده‌ی چقرمگی در نمونه‌های شیاردار است. هرچند افزایش زمان پیرسازی سبب تغییر در مقدار چقرمگی می‌شود، اما میزان اثرگذاری شیاردار بر روند تغییرات چقرمگی بسیار قابل ملاحظه است. مقایسه‌ی نسبی بین داده‌های نمونه‌ی شیاردار و بدون شیاردار، بر پایه‌ی نمونه‌های بدون شیاردار در جدول ۴ گزارش شده است.

مطابق داده‌های جدول ۴، تغییرات استحکام تسلیم در حضور شیاردار بیش از استحکام نهایی است. همچنین پدیده‌ی استحکام‌دهی از طریق شیاردار در آلیاژ فوق و تحت عملیات حرارتی TA کاملاً مشهود است. چنان‌که بر اساس معادله‌ی ۱، نسبت استحکام کششی در نمونه‌ی شیاردار نسبت به نمونه‌های بدون شیاردار بسته به زمان‌های مختلف پیرسازی از ۱٫۲۵ تا ۱٫۵۴ افزایش می‌یابد، و این نشان‌گر مقاوم شدن ماده در اثر حضور شیاردار است. حضور شیاردار، به‌طور متوسط استحکام نهایی را حدود ۳۸٪ و تنش تسلیم را حدود ۷۵٪ افزایش می‌دهد، اما به دلیل این که جریان خمیری در نمونه‌های شیاردار بسیار محدودکننده‌تر از قسمت گلوبی شده در نمونه‌های بدون شیاردار است^[۲۰]، مقدار کرنش شکست در نمونه‌های شیاردار بیش از ۹۰٪ نسبت به نمونه‌های بدون شیاردار کاهش داشته است. همچنین در اثر حضور شیاردار قابلیت تحمل تنش نمونه‌ها افزایش یافته، اما به دلیل کاهش شدید مقاومت نمونه‌ها در مقابل تغییر شکل خمیری و به وجود آمدن تنش چندمحوره در قطعه، چقرمگی قطعه افت شدیدی یافته است. در نتیجه کرنش شکست کنترل‌کننده‌ی چقرمگی بوده و افزایش استحکام توانسته است افت شکل‌پذیری را در کاهش چقرمگی جبران کند.

۳.۳. بررسی سطوح شکست

سطوح شکست تمامی نمونه‌هایی که تحت عملیات حرارتی قرار گرفته بودند، با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. در شکل ۶ سطح شکست نمونه‌ی شیاردار، همراه با توزیع عناصر آلیاژی در



شکل ۴. نقش زمان پیرسازی و شیاردار بر تغییرات ظرفیت کارسختی.



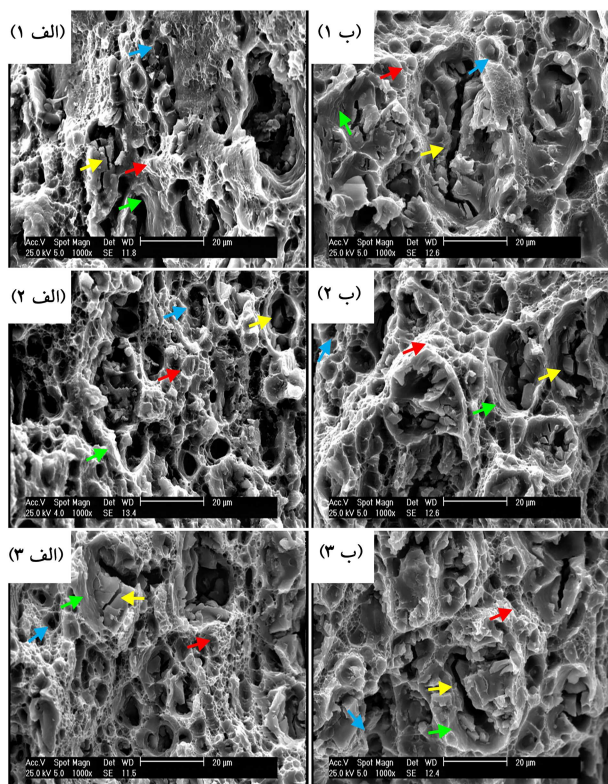
شکل ۵. نقش زمان پیرسازی و شیاردار بر تغییرات توان کارسختی.

برای فهم بهتر رفتار کرنش - سختی یک ماده، مطالعه‌ی توان کارسختی که شاخصی برای اندازه‌گیری تغییر شکل یکنواخت است، ضرورت می‌یابد. مطابق با شاخص فوق، با افزایش توان کارسختی، کرنش سختی ماده به ازای تغییر شکل خمیری افزایش می‌یابد. توان کارسختی برابر با شیب منحنی تنش - کرنش تا قبل از نقطه‌ی گلوبی شدن بوده و طبق رابطه‌ی هولمن تعریف می‌شود:^[۲۱]

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (3)$$

که در آن، n معرف توان کارسختی، K ضریب سختی، σ تنش واقعی و ε کرنش واقعی است. در شکل ۵ اثر زمان پیرسازی و ایجاد فاق، بر تغییرات توان کارسختی نشان داده شده است. چنان‌که مشاهده می‌شود زمان پیرسازی اثر قابل ملاحظه‌ی بر تغییرات توان کارسختی ندارد. همچنین با ایجاد شیاردار توان کارسختی به شدت افزایش یافته است. اختلاف استحکام کششی و تسلیم در نمونه‌های شیاردار تا حدودی کمتر از نمونه‌های مرسوم کششی است، اما افت شدید کرنش یکنواخت ناشی از تمرکز تنش، سبب افزایش n در نمونه‌های شیاردار شده است.

علاوه بر نقش استحکام و کرنش بر میزان کارسختی، برآیند مجموع رفتار استحکام و شکل‌پذیری ماده نشان‌گر قابلیت به نام «چقرمگی» است. میزان چقرمگی در نمونه‌های بدون شیاردار با توجه به شکل ۳ الف و داده‌های جدول ۲ قابل مشاهده و مقایسه است. چقرمگی بیشینه در حالت اوج پیری، و کمینه مقدار آن در حالت کم‌پیری دیده می‌شود. مقایسه‌ی مقادیر استحکام و کرنش شکست در سه حالت پیرسازی نشان می‌دهد که کمینه بودن مقدار کرنش و تنش تسلیم نهایی در نمونه‌ی قبل از پیری در مقایسه با دو نمونه‌ی دیگر سبب کاهش چقرمگی شده است. در حالت اوج سختی، کرنش شکست در مقایسه با حالت فرآوری حدود ۶٪ کمتر



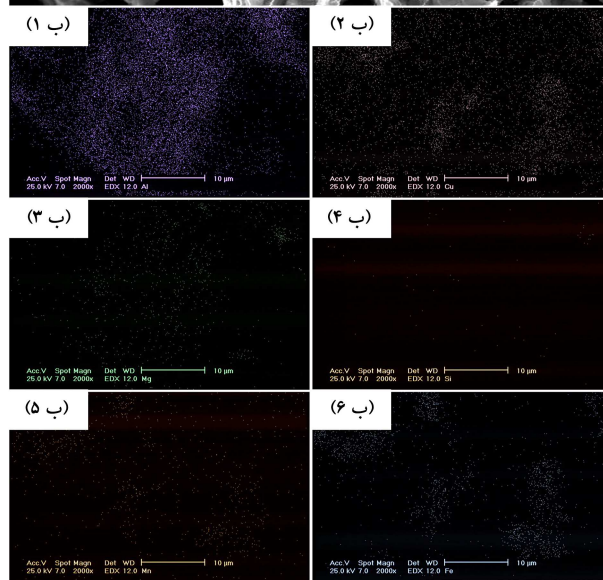
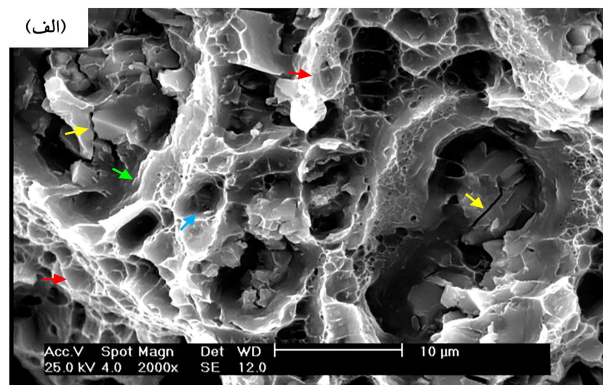
الف) بدون شیار (قبل از پیری، اوج پیری و فرایبری)؛
ب) شیاردار (قبل از پیری، اوج پیری و فرایبری).

شکل ۷. سطوح شکست در نمونه‌های بدون شیار و شیاردار.

شکل، نمونه‌های بدون شیار و شیاردار به ترتیب با حرف الف و ب مشخص شده است.

همانند تصویر ۶ الف سه میکروسازوکار شکست، شامل تغییر شکل زمینه (ریزحفره‌ها و خطوط برشی)، ذرات ترک‌خورده و جدایش ذره از زمینه که به ترتیب با پیکان‌های قرمز، سبز، زرد و آبی رنگ مشخص شده در تمامی شرایط پیرسازی و در تمامی نمونه‌های کششی (شیاردار یا بدون شیار) مشاهده می‌شود. شایان ذکر است ذرات رسوبی عامل استحکام دهنده‌ی آلیاژ است و زمینه مسئولیت تغییر شکل خمیری را به عهده دارد. با دقت در اشکال ۷ الف مشخص می‌شود که توزیع هر سه سازوکار شکست تقریباً مستقل از شرایط پیرسازی است، هرچند ابعاد ذرات ترک‌خورده در شرایط قبل و پس از اوج پیری بیشتر از نمونه‌ی در حالت اوج پیری (شکل ۷ الف ۲) است. با افزایش اندازه ذرات، احتمال وجود ریزترک در آنها افزایش یافته و به ازای تنش‌های کمتری شکست کامل ذرات رخ می‌دهد. لذا به نظر می‌رسد، یکی از دلایل بیشینه بودن تنش نهایی در نمونه‌ی اوج پیری، اندازه رسوب‌ها و ذرات ثانویه است که نسبت به دو حالت دیگر پیری، اندازه‌ی کمتری داشته و در نتیجه احتمال جوانه‌زنی ترک کمتر بوده و تنش لازم برای اشاعه‌ی آن و در نهایت شکست کامل ذرات افزایش می‌یابد (شکل ۷) نتایج فوق با پژوهش لی و همکارانش [۲۵] نیز تطابق دارد.

از نکات جالب در مقایسه‌ی رفتار شکست نمونه‌های مرسوم کششی با نمونه‌های شیاردار تغییر در توزیع سازوکارهای شکست است. مقایسه‌ی تصاویر (شکل ۷) در نمونه‌های شیاردار نسبت به نمونه‌های بدون شیار، حاکی از آن است که حضور شیار



الف) سطح نمونه شکست؛

ب) توزیع عناصر آلیاژی شامل آلومینیوم، مس، منیزیم، سیلیسیم، منگنز، آهن در سطح مورد بررسی.

شکل ۶. نمونه‌ی شیاردار در شرایط قبل از اوج پیری.

منطقه‌ی مورد مطالعه، در شرایط قبل از پیک سختی نشان داده شده است. بر اساس شکل ۶ الف، سه میکروسازوکار شکست در آلیاژ فوق قابل مشاهده است که عبارت اند از: تغییر شکل زمینه، ذرات (رسوب‌های) شکسته شده و جدایش ذرات (رسوب‌های) شکسته از زمینه. تغییر شکل زمینه که در قالب ریزحفره‌ها و خطوط برشی^۹ وجود دارد، به ترتیب با پیکان‌های قرمز، سبز و زرد رنگ مشخص شده است. ذرات شکسته شده با پیکان زرد رنگ و سازوکار جدایش ذرات از زمینه که به شکل دیمپل‌های حاوی ذرات است با رنگ آبی نشان داده شده است.

چنانکه از تصاویر WDS^{۱۰} مشخص است، علاوه بر عناصر اصلی گروه ۲۰۰۰ (آلومینیوم و مس)، عناصر دیگری مانند منیزیم، سیلیسیم، آهن و منگنز نیز در آلیاژ فوق وجود دارد. نحوه‌ی توزیع و همپوشانی عناصر فوق در سطح نمونه، حاکی از تشکیل ترکیباتی دو یا چند جزئی است، که نشان دهنده‌ی رسوب‌ها یا ترکیبات بین فازي هستند [۲۴]. نحوه‌ی توزیع، قابلیت تغییر شکل و میزان اتصال بین ذرات و زمینه همراه با تغییر شکل خمیری زمینه تعیین‌کننده‌ی مقدار انرژی جذب شده تا شکست ماده است. در شکل ۷ تصاویری از سطوح شکست نمونه‌های بدون شیار و شیاردار در شرایط مختلف عملیات حرارتی نشان داده شده است. شایان ذکر است در این

۴. نتیجه‌گیری

۱. تنش تسلیم و تنش نهایی در نمونه‌های شیاردار به دلیل تمرکز تنش به وجود آمده در اثر شیار و کاهش تمایل به تغییر شکل خمیری، نسبت به نمونه‌های مرسوم کششی افزایش یافته است؛ به گونه‌ای که آلیاژ فوق تحت عملیات حرارتی TA در اثر حضور شیار مستحکم شده است و اثر مخرب شیار تا حدودی کاهش یافته است.
۲. بیشینه مقدار کرنش شکست در هر دو نمونه‌ی شیاردار و بدون شیار در حالت فرآوری قابل مشاهده است. اما در نمونه‌های شیاردار، تمرکز تنش به وجود آمده توسط شیار سبب افزایش سرعت جوانه‌زنی و رشد ترک شده و شکست نمونه به‌ازای ازدیاد طول کمی رخ می‌دهد. در نتیجه میزان کرنش شکست در این نمونه‌ها تا حدود ۹۰٪ نسبت به نمونه‌های بدون شیار کاهش یافته است.
۳. چقرمگی بیشینه در نمونه‌های بدون شیار به دلیل افزایش چشمگیر میزان تنش تسلیم و نهایی در حالت اوج پیری بیشینه است. اما به دلیل اختلاف ناچیز کرنش شکست و استحکام نهایی در نمونه‌های شیاردار، تفاوت چندانی در داده‌های چقرمگی نمونه‌های شیاردار در زمان‌های مختلف پیرسازی دیده نمی‌شود.
۴. تغییر شکل زمینه، ترک خوردن ذرات و جدایش ذره از زمینه، سه میکروسازوکار شکست است که در تمامی حالات پیرسازی و در کل نمونه‌ها مشاهده می‌شود. در نمونه‌های بدون شیار، کوچک بودن اندازه رسوب‌ها در حالت اوج پیری نسبت به شرایط قبل از پیری و فرآوری سبب افزایش تنش قابل تحمل نمونه شده است.
۵. توزیع میکروسازوکارهای شکست با حضور شیار غیرهمگن بوده و سازوکار ترک خوردن ذرات غالب است.

سبب افزایش تعداد ذرات ترک خورده شده است (مقایسه‌ی تصاویر با شاخص ب نسبت به شاخص الف). تمرکز تنش ناشی از شیار سبب سهولت در فرایند جوانه‌زنی و اشاعه‌ی ترک می‌شود، که همراه با افزایش کسر ذرات ترک خورده و کاهش کرنش شکست است (مقایسه‌ی شکل ۳ الف و ۳ ب).
 کرنش کلی ماده تابع فرایند جوانه‌زنی و اشاعه‌ی ترک است. حضور شیار علاوه بر این که سبب سهولت در جوانه‌زنی ترک در ذرات ترد شده، همراه با افزایش احتمال جدایش رسوب از زمینه بوده و همچنین حجمی از زمینه را که قابلیت تغییر شکل خمیری دارد کاهش می‌دهد. با ایجاد تمرکز تنش، محدودیت مومسانی ناشی از تنش‌های چند بعدی ایجاد می‌شود که مانع از تغییر شکل خمیری می‌شود. لذا سهم تغییر شکل خمیری زمینه که در قالب به هم پیوستن ریزحفره‌هاست، کاهش می‌یابد. این کاهش سهم در قالب کاهش کسر سطحی MVCها و همچنین کاهش اندازه و عمق حفره‌ها قابل مشاهده است. لذا در نمونه‌های حاوی شیار، کرنش کلی کاهش یافته است. به‌عبارت دیگر هرچه توزیع سازوکارهای مختلف شکست همگن‌تر باشد، سطح زیر منحنی یکنواخت بوده و چقرمگی بهبود می‌یابد.^[۲۲] کاهش چقرمگی در نمونه‌های شیاردار در نتیجه‌ی عدم توزیع یکنواخت سازوکارهای شکست و نقش برجسته‌ی ذرات ترک خورده و شکسته در مقایسه با سایر سازوکارهاست. همچنین با توجه به تمرکز تنش ناشی از شیار و سهولت جوانه‌زنی و اشاعه‌ی ترک، رفتار ترک خوردن در ذرات تقریباً مستقل از اندازه‌ی آنهاست و در نتیجه تفاوت چندانی در مقدار تنش قابل تحمل نمونه‌ها در شرایط مختلف پیرسازی وجود ندارد (تشابه رفتار کششی در شکل ۳ ب و اختلاف ناچیز در مقادیر تنش بیشینه در جدول ۳). رفتار فوق بر خلاف نمونه‌های بدون شیار است که چقرمگی آنها در شرایط مختلف پیرسازی تفاوت بارزتری نسبت به اعداد چقرمگی در نمونه‌های شیاردار دارد.

پانویس‌ها

1. notch weakening
2. notch strengthening
3. notch sensitivity
4. micro-voids
5. Alexander
6. cryogenic
7. strain hardening capacity
8. strain hardening exponent
9. shear bands
10. wavelength - dispersive X-Ray spectroscopy

منابع (References)

1. Li, H., Xu, W. and Wang, Z. and et al. "Effect of re-aging treatment on microstructure and tensile properties of solution treated and cold-rolled 2024 alloy", *Materials Science and Engineering A*, **650**, pp. 254-263 (2016).
2. Bagaryatsky, Y.A. "Structural changes on aging Al-Cu-Mg alloys", *Dokl. Akad. SSSR*, **87**, pp. 397-559 (1952).
3. Yang, R., Lio, Z. and Li, J. "Multistage-aging process effect on formation of GP zones and mechanical properties in Al-Zn-Mg-Cu alloy", *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*, **26**, pp. 1183-1190 (2016).
4. Callister, W., *Fundamental of Materials Science and Engineering*, 7 th edition, John Wiley & Sons, Inc. pp 188-194 (2007).
5. Huang, Y.J. and Chen, Z.G. "A conventional thermo-mechanical process of Al-Cu-Mg alloy for increasing ductility while maintaining high strength", *Scripta Materialia*, **64**, pp. 382-385 (2011).
6. Zhao, Y.L., Yang, Z.Q. and Ma, X.L. "Double-peak age strengthening of cold-worked 2024 aluminum alloy", *Acta Materialia*, **61**, pp. 1624-1638 (2013).
7. Kang, N. and Grant, N.J. "Notch tensile testing as a measure of the toughness of aluminium alloys", *Material Science and Engineering*, **72**, pp. 155-162 (1985).
8. Hertzberg, R.W., *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Material*, John Wiley & Sons, Inc, 4th edition, pp. 137-143 (1996).

9. Agogino, A.M. "Notch effects, stress state and ductility", *Journal of Engineering Materials and Technology*, **100**, pp. 348-355 (1978).
10. Westermann, I., Pederson, K.O. and Borvik, T. "Work hardening and ductility of artificially aged AA6060 aluminum alloy", *Mechanics of Materials*, **97**, pp. 100-117 (2016).
11. Derpenski, L. and Seweryn, A. "Ductile fracture of EN-AW 2024 aluminum alloy specimens with notches under biaxial loading. part 1 - experimental research", *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, **84**, pp. 192-202 (2016).
12. Alexandro, N., Velonaki, Z. and Sterigiou, C. "Effect of ageing on precipitation kinetics, tensile and work hardening behaviour of 2024 alloy", *Materials Science and Engineering A*, **700**, pp. 457-467 (2017).
13. Xu, C., Zheng, R., Hanada, S. and et al. "Effect of hot extrusion and subsequent T6 treatment on the microstructure evolution and tensile properties of an Al-6Si-2Cu-0.5Mg alloy", *Material Science and Engineering A*, **710**, pp. 102-110 (2018).
14. Liu, Y., Jiang, D., Li, B. and et al. "Effect of cooling aging on microstructure and mechanical properties of an Al-Zn-Mg-Cu alloy", *Materials and Design*, **57**, pp. 79-86 (2014).
15. Shahsavaria, A., Karimzadeh, F., Rezaeiana, A. and et al. "Significant increase in tensile strength and hardness in 2024 aluminum alloy by cryogenic rolling", *Procedia Materials Science*, **11**, pp. 84-88 (2015).
16. Mirzaei, M., Roshan, M.R. and Jenabali Jahromi, S.A. "Microstructure and mechanical properties relation in cold rolled Al 2024 alloy determined by X-ray line profile analysis", *Materials Science & Engineering A*, **620**, pp. 44-49 (2015).
17. Majzoobi, G., Kashfi, M., Bonora, N. and et al. "Damage characterization of aluminum 2024 thin sheet for different stress triaxialitie", *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, **18**, pp. 702-712 (2018).
18. Torabi, A.R., Berto, F. and Razavi, S.M.J, "Ductile failure prediction of thin notched aluminum plates subjected to combined tension-shear loading", *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, **97**, pp. 280-288 (2018).
19. Nath, S. and K. Das, U.K. "Effect of microstructure and notches on the fracture toughness of medium carbon steel", *Navel Architecture and Marine Engineering*, **3**, pp. 15-22 (2006).
20. Ghanei, S., Saheb Alam, A. and Zebarjad, M. "Investigation of notch depth on strength of CK20 and CK21", *Proceeding of the 4th Joint Conference of the Society of Metallurgical Engineers and Scientific Society of Casting of Iran*, Tehran, Iran, November 10-11, (In Persian) (2010).
21. Shuai, M.B. "Influence of plastic deformation capacity on failure behavior of pipelines", *Journal of Failure Analysis and Prevention*, **18**, pp. 508-518 (2018).
22. Xu, W.F., Liu, J.H., Chen, D.L. and et al. "Improvements of strength and ductility in aluminum alloy joints via rapid cooling during friction stir welding", *Materials Science and Engineering A*, **548**, pp. 89-98 (2012).
23. Wang, S.Q., Liu, J.H. and Chen, D.L. "Effect of strain rate and temperature on strain hardening behavior of a dissimilar joint between Ti-6Al-4V and Ti17 alloys", *Materials and Design*, **56**, pp. 174-184 (2014).
24. Prudhomme, M., Billy, F., Alexis, J. and et al. "Effect of actual and accelerated ageing on microstructure evolution and mechanical properties of a 2024-T351 aluminum alloy", *International Journal of Fatigue*, **107**, pp. 60-71 (2018).
25. Lee, H., Choi, J.H., Jo, M.C. and et al. "Effects of SiC particulate size on dynamic compressive properties in 7075-T6 Al-SiCp composites", *Materials Science and Engineering A*, Article in press.