



## بررسی تاثیر عملیات حرارتی پیرسازی بر روی رفتار کارسختی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱

مهدي شبان غازاني\*

گروه مهندسی مواد، دانشگاه بناب، بناب، ایران

\* ایمیل نویسنده مسئول: m\_shaban@ubonab.ac.ir

## چکیده

## اطلاعات مقاله

## مقاله پژوهشی

دریافت: ۱۴ فروردین ۱۴۰۴

پذیرش: ۲ شهریور ۱۴۰۴

## کلیدواژگان:

آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱

آزمون کشش

توان کارسختی

پیرسازی طبیعی

پیرسازی مصنوعی

تحلیل CJ

آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ به دلیل خواص مکانیکی مطلوب و قابلیت عملیات حرارتی، در کاربردهای مهندسی بطور گسترده‌ای مورد استفاده قرار می‌گیرد. در این پژوهش، تأثیر عملیات پیرسازی طبیعی و مصنوعی بر رفتار کارسختی این آلیاژ بررسی شده است. برای این منظور، نمونه‌ها ابتدا در دمای ۵۲۰ درجه سانتی‌گراد تحت عملیات آنیل محلولی قرار گرفتند و سپس به‌صورت سریع در آب کوئچ شدند. نمونه‌های پیرسازی مصنوعی در دمای ۱۶۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲ تا ۲۰ ساعت و نمونه‌های پیرسازی طبیعی در دمای محیط به مدت ۱ تا ۱۰ روز نگهداری شدند. آزمون کشش طبق استاندارد ASTM E8 انجام شد و توان کارسختی با استفاده از روابط هولومن و کراسارد-ژائول (CJ) تحلیل شد. نتایج نشان داد که با افزایش زمان پیرسازی مصنوعی و طبیعی، استحکام کششی از ۱۹۳ و ۱۶۳ مگاپاسکال به ترتیب به ۲۸۳ و ۲۱۷ مگاپاسکال افزایش می‌یابد، درحالی‌که درصد ازدیاد طول تا شکست از ۲۱٪ و ۳۴٪ به ترتیب به ۱۲٪ و ۱۴٪ کاهش پیدا می‌کند. مقدار توان کارسختی متوسط نیز با افزایش زمان پیرسازی مصنوعی از ۰/۱۴ به ۰/۰۹ کاهش یافت. تحلیل CJ نشان داد که رفتار کارسختی آلیاژ در سه مرحله مشخص رخ می‌دهد: مرحله اول با توان کارسختی بالا، مرحله دوم با کاهش محسوس توان کارسختی و مرحله سوم با مقدار منفی توان کارسختی ( $n < 0$ ) که ناشی از وقوع بازبایی در ساختار نابجایی‌ها می‌باشد. این نتایج نشان می‌دهد که هرچند عملیات پیرسازی منجر به افزایش استحکام می‌شود، اما در اثر اشباع چگالی نابجایی‌ها و درشت شدن رسوبات، قابلیت کارسختی و داکتیلیته آلیاژ بطور معناداری کاهش می‌یابد. همچنین مشخص شد که پیرسازی طبیعی در مقایسه با پیرسازی مصنوعی توان کارسختی بالاتری را حفظ می‌کند که دلیل آن تشکیل رسوبات ریزتر و مؤثرتر در بازدارندگی حرکت نابجایی‌ها است.

## Effect of aging treatment on the work hardening behavior of AA6061 alloy

Mehdi Shaban Ghazani\*

Department of Materials Science Engineering, University of Bonab, Bonab, Iran

\* Corresponding Author's Email: m\_shaban@ubonab.ac.ir

## Article Information

## Original Research Paper

Received: 3 April 2025

Accepted: 24 August 2025

## Keywords:

AA6061 Alloy

Tensile Test

Work Hardening Exponent

Natural Aging

Artificial Aging

CJ Analysis

## Abstract

Aluminum alloy 6061 is widely used in engineering applications due to its favorable mechanical properties and heat treatability. In this study, the effect of natural and artificial aging on the work hardening behavior of this alloy was investigated. For this purpose, the samples were first solution annealed at 520°C and then rapidly quenched in water. The artificially aged samples were kept at 160°C for 2 to 20 hours and the natural aged samples were kept at room temperature for 1 to 10 days. Tensile testing was performed according to ASTM E8 standard and the work hardening behavior was analyzed using Holloman and Crussard-Jaoul (CJ) relationships. The results showed that with increasing artificial and natural aging time, tensile strength increases from 193 and 163 MPa to 283 and 217 MPa, respectively, while the elongation at break decreases from 21% and 34% to 12% and 14.4%, respectively. The average work hardening exponent also decreased from 0.14 to 0.09 with increasing artificial aging time. CJ analysis showed that the work hardening behavior of the alloy occurs in three distinct stages: the first stage with high work hardening rate, the second stage with a significant decrease in strain hardening, and the third stage with a negative value ( $n < 0$ ) resulting from the recovery of the dislocation structure. These results indicate that although the aging process leads to an increase in strength, the work hardening and ductility of the alloy are significantly reduced due to the saturation of dislocation density and coarsening of precipitates. It was also found that natural aging maintains higher work-hardening capacity compared to artificial aging, which is due to the formation of finer and more effective precipitates in inhibiting dislocation movement.

## Please cite this article using:

Shaban Ghazani M. Effect of aging treatment on the work hardening behavior of AA6061 alloy. Iranian Journal of Manufacturing Engineering. 2025 Aug 23;12(6):31-41. doi: 10.22034/ijme.2025.514910.2069 [In Persian]

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Shaban Ghazani M. Effect of aging treatment on the work hardening behavior of AA6061 alloy. Iranian Journal of Manufacturing Engineering.

## ۱- مقدمه

آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ چندین مزیت نسبت به سایر آلیاژهای آلومینیوم دارد که آن را به آلیاژی چندمنظوره برای کاربردهای مختلف تبدیل می‌کند. یکی از مزایای اصلی این آلیاژ، داشتن ترکیب بهینه‌ای از خواص مانند استحکام، مقاومت در برابر خوردگی و قابلیت کارپذیری می‌باشد [۱]. این آلیاژ که دارای عناصر آلیاژی منیزیم و سیلیسیم است، به دلیل قابلیت جوش‌پذیری و ماشین‌کاری خوب، نسبت به آلیاژهایی مانند آلومینیوم ۲۰۲۴ یا ۷۰۷۵ برتری دارد. بر خلاف آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ که استحکام کششی بالا ولی مقاومت در برابر خوردگی ضعیفی دارد، آلومینیوم ۶۰۶۱ قادر است در برابر محیط‌های خوردنده مقاومت کند. این ویژگی آن را برای کاربردهای دریایی، خودروبی و فضایی مناسب می‌سازد. علاوه بر این، آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ دارای قابلیت فرم‌دهی بالایی است و برای بهبود خواص مکانیکی می‌توان آن را تحت عملیات حرارتی قرار داد؛ مانند حالت T6 که استحکام و سختی بالاتری را نشان می‌دهد. همچنین، به دلیل داشتن ترکیب بهینه‌ای از استحکام و چقرمگی، در کاربردهای سازه‌ای نسبت به آلیاژهای شکننده‌تر مانند آلومینیوم ۵۰۵۲ ترجیح داده می‌شود؛ افزون بر اینکه استفاده از این آلیاژ از نظر اقتصادی مقرون به صرفه بوده و به سادگی در دسترس است [۲].

خواص مکانیکی آلیاژهای آلومینیوم سری ۶۰۰۰، از جمله آلومینیوم ۶۰۶۱، را می‌توان از طریق روش‌های مختلفی مانند عملیات حرارتی و افزودن ذرات تقویت‌کننده بهبود بخشید. به‌عنوان مثال، افزودن ذرات کاربید سیلیسیم به آلیاژ ۶۰۶۱ در حین جوشکاری همزن اصطکاکی باعث افزایش استحکام کششی و کاهش قابل توجهی در اندازه دانه‌ها می‌شود [۳]. به‌طور مشابه، ابیویه و همکارانش دریافتند که ذرات تقویت‌کننده کاربید بور سختی در اتصالات آلومینیوم ۶۰۶۱ را به میزان ۴۲ درصد و مقاومت در برابر سایش را به میزان ۶۷ درصد افزایش می‌دهند [۴]. هرچند افزایش ذرات تقویت‌کننده معمولاً منجر به افزایش استحکام می‌شود، اما در مقابل چقرمگی و داکتیلیته به طور قابل توجهی کاهش پیدا می‌کند [۵]. کاهش داکتیلیته و چقرمگی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی ۶۰۶۱ با افزایش مقدار ذرات تقویت‌کننده به عوامل مختلفی مانند کاهش توانایی زمینه در تغییر شکل پلاستیک، افزایش درصد حجمی کاربید بور و تغییر در انرژی نقص در چینش اتم‌ها مرتبط است. کارسختی در این آلیاژها نقش مهمی در تعیین نرمی و قابلیت کشش ایفا می‌کند؛ زیرا این ویژگی بر مکانیزم‌های تغییر شکل پلاستیک و چگالی نابجایی‌ها تأثیر می‌گذارد. به‌عنوان مثال، در آلیاژهای آلومینیوم-سیلیسیم افزایش مقدار سیلیسیم موجب افزایش همزمان استحکام کششی و درصد ازدیاد طول یکنواخت می‌شود؛ که نشان‌دهنده تغییر رفتار نابجایی‌ها به واسطه افزایش چگالی آن‌ها است که بهبود در قابلیت کارسختی را به همراه دارد. به‌عنوان نمونه، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول یکنواخت آلیاژ آلومینیوم-سیلیسیم به ترتیب حدود ۳۳٪ و ۱۲٪ بیشتر از آلومینیوم خالص می‌باشد [۶]. به‌طور مشابه، در آلیاژهای آلومینیوم-منیزیم-روی افزودن عنصر روی موجب افزایش کارسختی، کاهش انرژی نقص در چینش اتم‌ها و ترغیب حرکت نابجایی‌ها می‌شود که این عوامل به افزایش نرمی و استحکام در ورق‌های تحت نورد گرم منجر می‌شود [۷].

بر اساس نتایج تحقیقات پیشین مبنی بر اهمیت عملیات پیرسازی در تغییر رفتار کارسختی آلیاژهای آلومینیوم، مشخص شده است که این عملیات از طریق تأثیر بر فرایند رسوب‌گذاری و حرکت نابجایی‌ها، نقش کلیدی در بهبود خواص مکانیکی، به ویژه داکتیلیته و استحکام کششی دارد. به‌عنوان مثال، در آلیاژهای آلومینیوم-روی-منیزیم-مس مانند آلومینیوم ۷۰۷۵، عملیات پیرسازی همراه با تغییر شکل پلاستیک موجب افزایش استحکام کششی از طریق ترغیب رسوب‌گذاری و کاهش چگالی نابجایی‌ها می‌شود [۸]. مطالعه تحقیقات انجام شده در این زمینه نشان می‌دهد مطالعات کمی در مورد رفتار کارسختی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ انجام گرفته است. با توجه به خلأ موجود در بررسی دقیق تأثیر پیرسازی طبیعی و مصنوعی بر رفتار کارسختی آلیاژ ۶۰۶۱، در پژوهش حاضر تلاش شده است با انجام آزمون‌های کشش و به‌کارگیری روش‌های تحلیلی مختلف، توصیف جامع‌تری از مکانیزم‌های کارسختی در این آلیاژ ارائه شود.

## ۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از ورق آلومینیوم ۶۰۶۱ با ضخامت ۲ میلی‌متر به عنوان ماده اولیه استفاده شد. برای تعیین ترکیب شیمیایی آلیاژ از روش کوانتومتری استفاده شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده، در جدول ۱ نشان داده شده است. به منظور انجام عملیات حرارتی پیرسازی مصنوعی و طبیعی از نمونه‌های آزمایش اولیه با ابعاد  $25 \times 25 \times 2$  میلی‌متر استفاده شد. در ابتدا عملیات پیرسازی بر روی

نمونه‌های آزمایشی انجام شد تا شرایط بهینه پیرسازی و همچنین دما و زمان‌های مناسب بدست آید. سپس عملیات پیرسازی بر روی نمونه‌های آزمون کشش انجام شد. تمامی نمونه‌های آزمون کشش در ابتدا تحت عملیات حرارتی آنیل محلولی در دمای ۵۲۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت زمان یک ساعت قرار گرفتند. بعد از آنیل محلولی نمونه‌ها سریعاً در آب کوئنچ شدند. در این تحقیق دو نوع عملیات حرارتی پیرسازی مصنوعی و طبیعی بر روی نمونه‌های کشش انجام شد. عملیات پیرسازی مصنوعی در دمای ۱۶۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت زمان‌های ۲، ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ ساعت انجام شد و نمونه‌ها بلافاصله بعد از پیرسازی تحت آزمون سختی سنجی و کشش قرار گرفتند. همچنین نمونه‌ها بعد از عملیات آنیل محلولی در یخچال نگهداری شدند و فاصله زمانی بین عملیات آنیل محلولی و پیرسازی مصنوعی خیلی کوتاه در نظر گرفته شد تا در طول مدت زمان نگهداری، پیرسازی طبیعی در آنها رخ ندهد. به منظور انجام پیرسازی طبیعی، نمونه‌ها به مدت زمان ۱، ۳، ۵، ۸ و ۱۰ روز در دمای محیط نگهداری شدند و سپس آزمون کشش و سختی سنجی بر روی آنها انجام شد. آزمون کشش با استفاده از دستگاه کشش سنتام با ظرفیت ۱۵ تن و در دمای محیط و با سرعت ۱ میلی‌متر بر دقیقه انجام شد. برای هر یک از شرایط پیرسازی دو آزمون کشش انجام شد و میانگین آن‌ها به عنوان منحنی تنش-کرنش مهندسی گزارش شد. استحکام تسلیم نمونه‌ها با روش ۰/۲ آفست تعیین شد. به منظور اندازه‌گیری سختی نمونه‌های پیرسازی شده از سختی سنجی ویکرز استفاده شد. سختی سنجی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه سختی سنجی کوپا و با اعمال بار ۲ کیلوگرم در مدت زمان ۱۵ ثانیه انجام شد. سه بار سختی سنجی بر روی هر نمونه انجام گرفت و میانگین آن‌ها گزارش شد. از نمودارهای تنش-کرنش مهندسی برای بررسی خواص مکانیکی نمونه‌ها و همچنین رفتار کارسختی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ استفاده شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ مورد استفاده در تحقیق حاضر

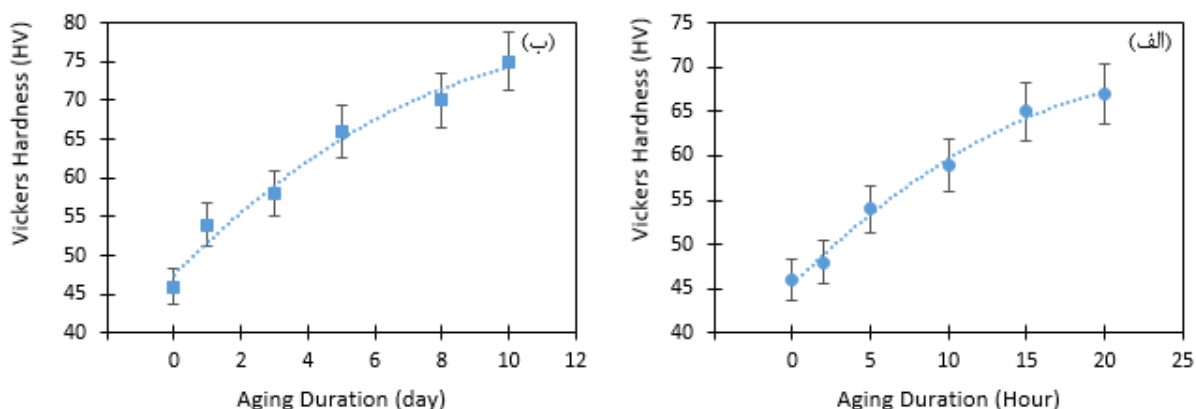
عنصر	روی	تیتانیوم	مس	آهن	سیلیسیم	منیزیم	آلومینیوم
درصد وزنی	۰/۲۸	۰/۰۶	۰/۱۸	۰/۲۴	۰/۷۴	۱/۱۴	باقی مانده

### ۳- نتایج و بحث

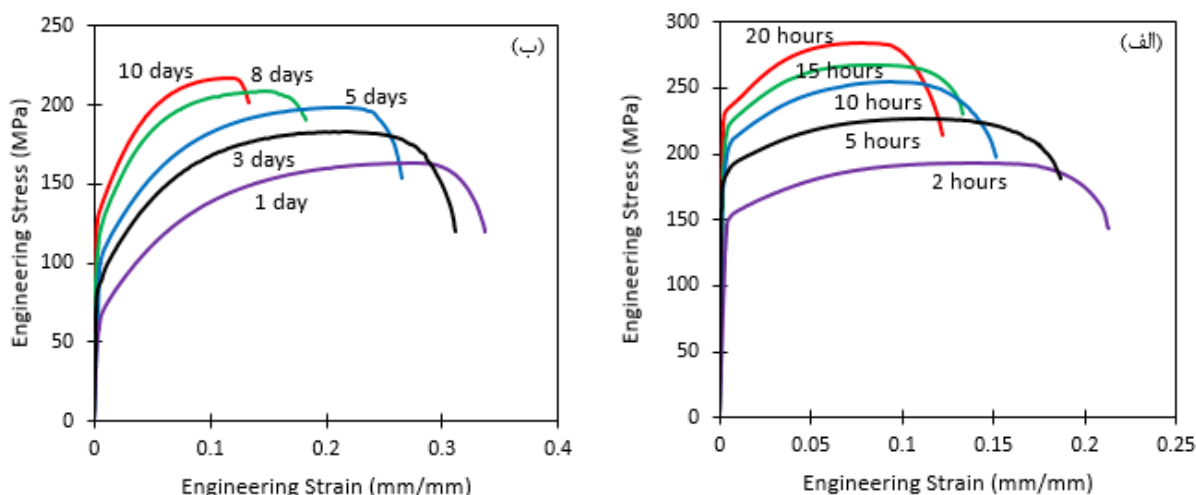
در این تحقیق خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ بعد از انجام عملیات حرارتی آنیل محلولی و پیرسازی با استفاده از آزمون کشش مورد بررسی قرار گرفت. همانطور که قبلاً اشاره شد، قبل از انجام آزمون کشش، عملیات حرارتی پیرسازی مصنوعی در دمای ۱۶۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت زمان‌های ۲، ۵، ۱۰، ۱۵ و ۲۰ ساعت بر روی نمونه‌های کشش انجام شد. در شکل ۱ تغییرات سختی نمونه‌ها به صورت تابعی از زمان پیرسازی برای هر دو فرایند پیرسازی طبیعی و مصنوعی نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود با انجام پیرسازی مصنوعی به مدت زمان ۲۰ ساعت در دمای ۱۶۰ درجه سانتی‌گراد، مقدار سختی از ۴۶ به ۶۷ ویکرز افزایش پیدا می‌کند. تحقیقات انجام گرفته در این زمینه نشان می‌دهد که در دمای پیرسازی ۱۶۰ درجه سانتی‌گراد ماکزیمم سختی بعد از ۵۰ ساعت حاصل می‌شود [۹]. در نتیجه در این پژوهش نشانه‌ای از فروتنی آلیاژ مشاهده نمی‌شود. همچنین در اثر پیرسازی طبیعی مقدار سختی بعد از ۱۰ روز به ۷۵ ویکرز رسیده است. افزایش سختی در اثر پیرسازی به تشکیل رسوبات  $Mg_2Si$  نسبت داده می‌شود. به نظر می‌رسد از آنجاییکه در پیرسازی مصنوعی دمای فرایند بیشتر از پیرسازی طبیعی است، رسوبات تشکیل شده درشت‌تر بوده و تاثیر آن‌ها در افزایش سختی کمتر از زمانی باشد که پیرسازی به صورت طبیعی در دمای اتاق انجام می‌شود.

در شکل ۲ نمودارهای تنش-کرنش مهندسی نمونه‌ها در شرایط مختلف عملیات پیرسازی نشان داده شده است. در شکل ۲-الف نمودارهای آزمون کشش بعد از پیرسازی مصنوعی، و در شکل ۲-ب نمودارهای آزمون کشش بعد از پیرسازی طبیعی مشاهده می‌شوند. این منحنی نشان دهنده افزایش سطح تنش و کاهش درصد ازدیاد طول تا شکست نمونه با افزایش زمان پیرسازی می‌باشد. افزایش استحکام آلیاژ با افزایش زمان پیرسازی را می‌توان در درجه اول به تشکیل رسوبات نانومتری و پدیده پیرسختی نسبت داد. چنین به نظر می‌رسد رسوبات نانومتری که در حین پیرسازی طبیعی و مصنوعی تولید می‌شوند به عنوان موانعی در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل می‌کنند. بر طبق تحقیقات انجام گرفته در این زمینه، در حین پیرسازی مصنوعی این آلیاژ در ابتدا رسوبات ریز و نانومتری (مناطق GP) در فاز زمینه تشکیل می‌شوند. به دنبال تشکیل مناطق GP، با ادامه یافتن عملیات پیرسازی، رسوبات کوهیرنت  $\beta'$  تشکیل می‌شوند. به دلیل ایجاد میدان کرنش الاستیک اطراف رسوبات  $\beta'$ ، و برهمکنش آن با میدان کرنشی اطراف نابجایی‌ها، حرکت آن‌ها محدود می‌شود. با تشکیل رسوبات  $\beta'$  مقاومت در برابر حرکت نابجایی‌ها به بیشترین مقدار خود رسیده و این امر باعث

افزایش سطح استحکام و سختی می‌شود. در ادامه به تدریج تعداد و اندازه رسوبات کوهیرنت  $\beta'$  افزایش یافته و این امر باعث افزایش سختی و استحکام با افزایش زمان پیرسازی می‌شود. ماکزیمم مقدار سختی و استحکام در یک دما و زمان مشخص حاصل می‌شود که تحت آن شرایط اندازه، درصد حجمی و توزیع رسوبات کوهیرنت  $\beta'$  در بهینه ترین حالت می‌باشد [۱۰، ۱۱]. همچنین تحقیقات نشان می‌دهد با ادامه بیشتر فرایند پیرسازی رسوبات نیمه کوهیرنت  $\beta'$  و سپس رسوبات غیر کوهیرنت  $\beta$  تشکیل می‌شوند و سطح استحکام آلیاژ کاهش پیدا می‌کند. در هنگام پیرسازی مصنوعی در دمای ۱۶۰ درجه سانتی‌گراد شرایط بهینه برای ماکزیمم استحکام زود تر از پیرسازی طبیعی اتفاق می‌افتد [۱۲]. همانطور که در شکل ۲-الف مشاهده می‌شود، در زمان ۲۰ ساعت بیشترین سطح تنش حاصل شده است. با این حال، در شرایط پیرسازی طبیعی، بیشترین سطح استحکام بعد از ۱۰ روز حاصل شده است. در شکل ۳ تغییرات سطح استحکام کششی و استحکام تسلیم بصورت تابعی از زمان برای هر دو فرایند پیرسازی مصنوعی و طبیعی نشان داده شده است. مقادیر بدست آمده برای استحکام تسلیم و کششی، نشان دهنده افزایش مقدار این دو پارامتر با زمان، در هر دو فرایند پیرسازی طبیعی و مصنوعی می‌باشد. لازم به ذکر است که استحکام تسلیم آلیاژها در شرایط پیرسازی مصنوعی با روش ۰/۲ درصد آفست محاسبه شده است.



شکل ۱ تغییرات سختی ویکرز نمونه‌های پیرسازی شده به صورت تابعی از زمان پیرسازی: (الف) پیرسازی مصنوعی در دمای ۱۶۰ درجه سانتی‌گراد، (ب) پیرسازی طبیعی در دمای محیط



شکل ۲ منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ بعد از انجام (الف) پیرسازی مصنوعی در دمای ۱۶۰ درجه سانتی‌گراد و مدت زمان‌های مختلف، (ب) پیرسازی طبیعی در دمای محیط و برای زمان‌های مختلف

با توجه به شکل ۳، درصد ازدیاد طول تا شکست نمونه‌های پیرسازی شده طبیعی در مقایسه با نمونه‌های پیرسازی شده مصنوعی بیشتر است. از طرفی با افزایش زمان پیرسازی، درصد ازدیاد طول بتدریج کاهش پیدا می‌کند. در مورد نمونه‌های پیرسازی شده

مصنوعی به نظر می‌رسد علت کاهش درصد ازدیاد طول با افزایش زمان پیرسازی به فرایند تشکیل رسوبات و تکامل ریزساختار در حین آنیل بستگی داشته باشد. بر اساس تحقیقات انجام گرفته، زمانی که پیرسازی مصنوعی انجام می‌شود با تشکیل رسوبات کوهیرنت  $\beta'$  به دلیل تفاوت بین پارامتر شبکه رسوبات  $Mg_2Si$  و شبکه آلومینیوم زمینه، اعوجاج شبکه‌ای در زمینه آلومینیوم و در مجاورت رسوبات ایجاد می‌شود. این کرنش شبکه‌ای به عنوان مانعی قوی در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل می‌کند و باعث افزایش سطح استحکام می‌شود ولی توانایی آلیاژ برای تغییر شکل بیشتر را کاهش می‌دهد [۱۳]. در نتیجه این عامل باعث کاهش درصد ازدیاد طول می‌شود. بررسی‌ها نشان داده است که با ادامه تغییر شکل پلاستیک، نابجایی‌ها بتدریج در فصل مشترک بین رسوبات و فاز زمینه جمع شده و منجر به تمرکز تنش در این نواحی می‌شوند. این تمرکز تنش باعث شکست زودرس شده و درصد ازدیاد طول را کاهش می‌دهد [۱۴]. علاوه بر این در مراحل اولیه پیرسازی مقدار و اندازه رسوبات خیلی کم است و تغییر شکل به صورت همگن در کل زمینه آلومینیوم اتفاق می‌افتد. درحالی‌که با افزایش زمان پیرسازی و در نتیجه افزایش کسر حجمی رسوبات، تغییر شکل پلاستیک بیشتر در نواحی مشخصی متمرکز می‌شود که این امر باعث موضعی شدن تغییر شکل می‌شود. در نتیجه میزان تغییر شکل یکنواخت آلیاژ کاهش پیدا می‌کند. همچنین به نظر می‌رسد یکی دیگر از عوامل کاهش درصد ازدیاد طول با زمان پیرسازی، تشکیل رسوبات در مرزخانه‌ها در زمان‌های پیرسازی بالاتر باشد. رسوباتی که در مرز دانه‌ها تشکیل می‌شوند باعث تضعیف این نواحی شده و آلیاژ را حساس به شکست مرزخانه‌ای می‌کنند [۱۵]. علاوه بر این تشکیل رسوبات باعث ایجاد تنش‌های داخلی در فاز زمینه می‌شود. این تنش‌های داخلی باعث تشکیل حفرات ریز در حین تغییر شکل می‌شوند و در ادامه با به هم پیوستن حفرات ریز، شکست زود هنگام اتفاق می‌افتد [۱۶]. به نظر می‌رسد مجموعه‌ای از عوامل فوق باعث کاهش درصد ازدیاد طول با افزایش زمان پیرسازی می‌شوند. یکی از روش‌های بررسی رفتار کارسختی فلزات و آلیاژها، استفاده از رابطه هولومن می‌باشد. این رابطه، ارتباط بین تنش و کرنش حقیقی در محدوده تغییر شکل پلاستیک همگن را نشان می‌دهد. رابطه هولومن بصورت زیر نوشته می‌شود [۱۷]:

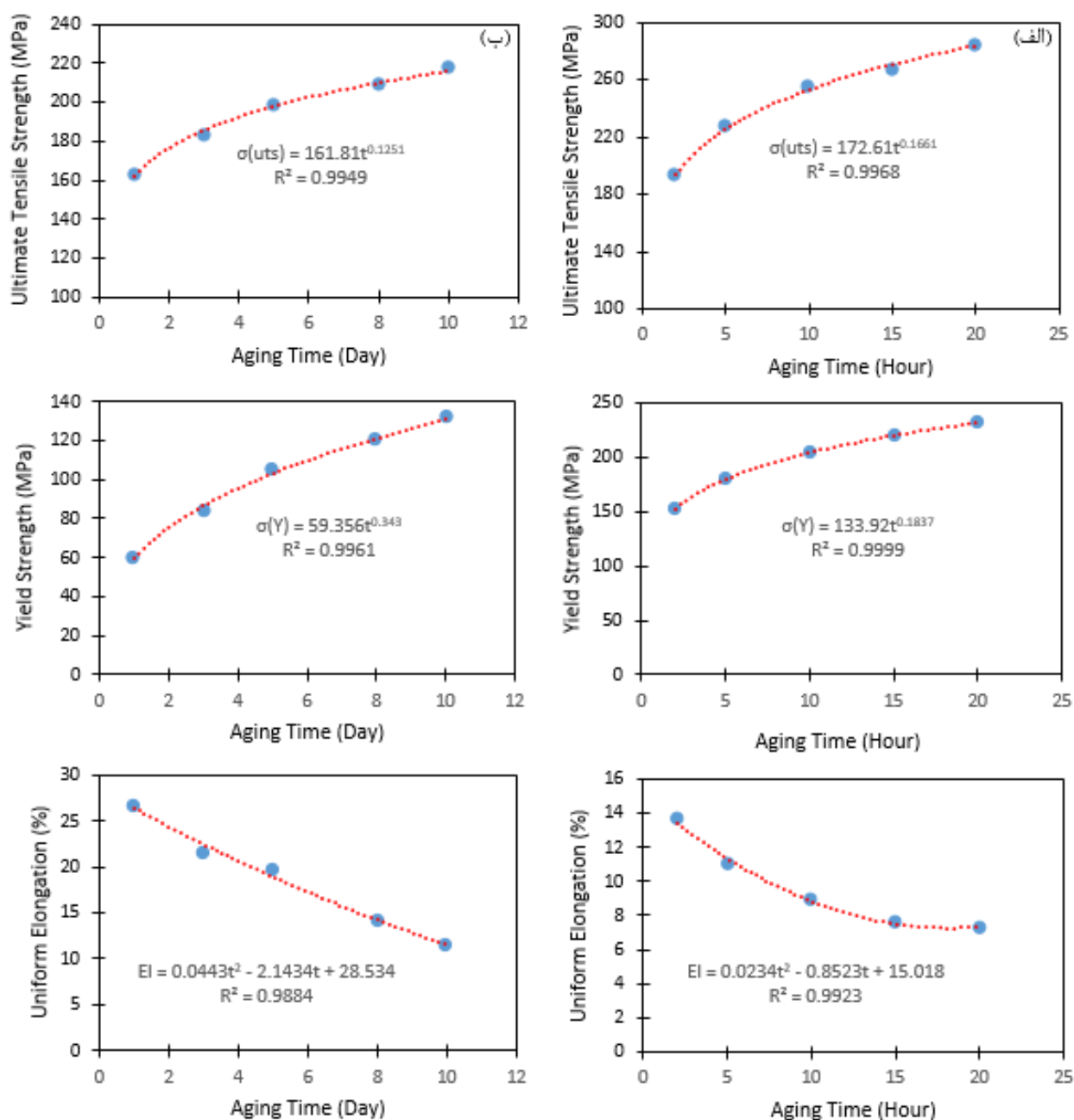
$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (1)$$

در این رابطه  $\sigma$  تنش حقیقی،  $\varepsilon$  کرنش حقیقی،  $n$  توان کارسختی و  $K$  ضریب استحکام می‌باشند. برای محاسبه کردن توان کارسختی و ضریب استحکام از طرفین رابطه فوق لگاریتم گرفته می‌شود. حالت لگاریتمی رابطه فوق به صورت زیر می‌باشد:

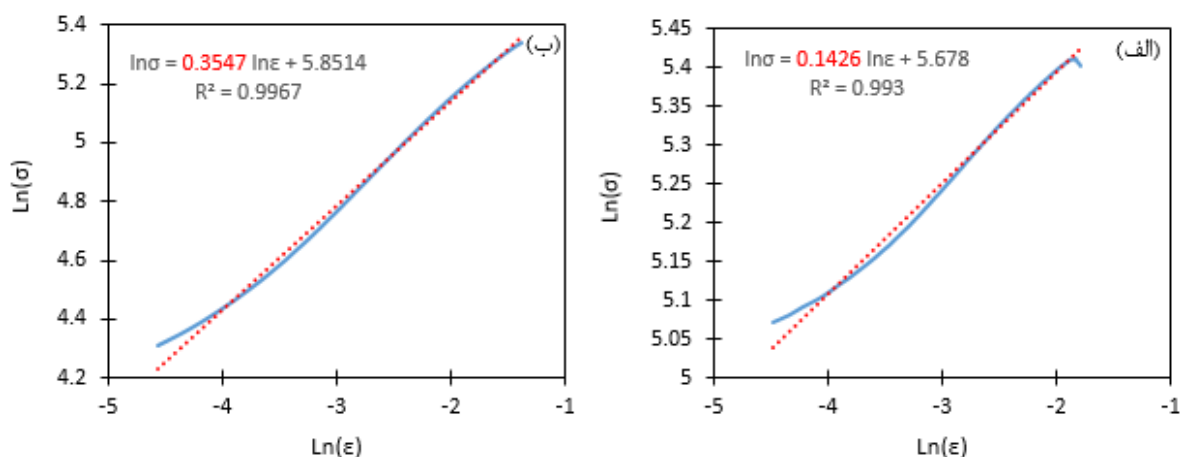
$$\ln(\sigma) = \ln(K) + n \ln(\varepsilon) \quad (2)$$

بنابراین توان کارسختی از شیب و ضریب استحکام از عرض از مبدا منحنی‌های  $\ln(\sigma) - \ln(\varepsilon)$  بدست می‌آیند. دو مورد از این منحنی‌ها برای نمونه‌های پیرسازی شده طبیعی و مصنوعی در شکل ۴ نشان داده شده است. همانطور که مشخص است، شیب این منحنی‌ها یک مقدار ثابت نیست. در ابتدا شیب منحنی پایین است. با ادامه تغییر شکل، شیب افزایش یافته و در انتهای تغییر شکل دوباره کاهش پیدا می‌کند. با این حال یک مقدار متوسط برای پارامتر توان کارسختی می‌توان در نظر گرفت. کاهش توان کارسختی با افزایش سطح تنش در منحنی‌های تنش-کرنش حاصل از آزمون کشش به دلایل مختلفی می‌تواند اتفاق بیفتد. یکی از مهمترین دلایل افزایش دانسیته نابجایی‌ها با کرنش اعمالی است که تولید نابجایی‌های جدید را مشکل تر کرده و حرکت نابجایی‌ها را محدودتر می‌کند [۱۸]. این امر باعث کاهش توان کارسختی می‌شود. عامل مهم بعدی می‌تواند وقوع بازیابی دینامیکی در ساختار نابجایی‌ها باشد. با ادامه تغییر شکل در حین آزمون کشش، نابجایی‌های غیر هم علامت همدیگر را حذف کرده و نابجایی‌های هم علامت به صورت ساختارهای کم انرژی بازآرایی می‌کنند. به این پدیده بازیابی دینامیکی گفته می‌شود که باعث کاهش توان کارسختی آلیاژ در کرنش‌های بالا می‌شود [۱۹]. علاوه بر این در طول مراحل اولیه تغییر شکل، موانع بر سر راه نابجایی‌ها کم هستند و نابجایی‌ها با موانع نسبتاً کمی برخورد می‌کنند و این امر با شیب پایین منحنی‌های  $\ln(\sigma) - \ln(\varepsilon)$  (شکل ۴) در سطح تنش‌های پایین مشخص است. با ادامه تغییر شکل، تعداد موانع بر سر راه نابجایی‌ها بیشتر شده و توان کارسختی افزایش پیدا می‌کند. بر اساس تحقیقات انجام گرفته، در کرنش‌های بالاتر مکانیزم‌های استحکام بخشی مانند تولید نابجایی‌ها، و برهم کنش نابجایی‌ها با مرزخانه‌ها و رسوبات اشباع می‌شوند و این امر باعث کاهش توان کارسختی آلیاژ می‌شود [۱۸]. این روند افزایش و سپس کاهش توان کارسختی در منحنی‌های شکل ۴ کاملاً مشهود می‌باشد. در شکل ۵ تاثیر زمان پیرسازی بر روی توان کارسختی متوسط (محاسبه شده از طریق نمودارهای مشابه شکل ۴) آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ در حین پیرسازی مصنوعی و طبیعی نشان داده شده است. هر دو نمودار نشان می‌دهند که با افزایش زمان پیرسازی طبیعی و مصنوعی توان کارسختی آلیاژ به تدریج کاهش پیدا می‌کند. علاوه بر این با مقایسه دو نمودار شکل ۵ می‌توان به این نتیجه رسید که توان کارسختی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ بعد از پیرسازی طبیعی بیشتر از پیرسازی مصنوعی است. کاهش توان کارسختی

با افزایش زمان پیرسازی را می‌توان به چندین عامل مکانیکی و ریزساختاری مرتبط به هم نسبت داد که بر رفتار تغییر شکل آلیاژ تاثیرگذار می‌باشند. به نظر می‌رسد در مراحل اولیه پیرسازی (زمان‌های پایین پیرسازی)، محلول جامد فوق اشباع تحت تغییرات فازی قرار گرفته و رسوبات ریز  $Mg_2Si$  تشکیل می‌شوند. این رسوبات ریز به طور موثری جلوی حرکت نابجایی‌ها را می‌گیرند و باعث افزایش شدید چگالی نابجایی‌ها می‌شوند و در نتیجه منجر به توان کارسختی بالاتر می‌شوند. همچنین می‌توان گفت با افزایش زمان پیرسازی رسوبات درشت‌تر شده و فاصله متوسط بین آن‌ها افزایش پیدا می‌کند. در نتیجه اثربخشی آن‌ها در جلوگیری از حرکت نابجایی‌ها کاهش پیدا می‌کند که در نهایت منجر به کاهش توان کارسختی می‌شود. عامل بعدی در کاهش توان کارسختی با افزایش زمان پیرسازی، وقوع بازیابی در ساختار نابجایی‌ها در حین حرارت دهی است که می‌تواند چگالی عیوب و موانع بر سر راه نابجایی‌ها را کاهش داده و باعث کاهش توان کارسختی شود [۱۹].



شکل ۳ تغییرات استحکام نهایی، استحکام تسلیم، و درصد ازدیاد طول تا شکست آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ به صورت تابعی از زمان پیرسازی: (الف) در حین پیرسازی مصنوعی در دمای ۱۶۰ درجه سانتی‌گراد و (ب) در حین پیرسازی طبیعی در دمای محیط



شکل ۴ نمونه ای از منحنی‌های  $\ln(\sigma) - \ln(\epsilon)$  برای محاسبه کردن مقدار توان کارسختی: الف) نمونه پیرسازی شده در ۱۶۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت زمان ۱۰ ساعت و ب) نمونه پیرسازی طبیعی به مدت زمان یک روز در دمای محیط

علاوه بر این در طول مراحل اولیه تغییر شکل، موانع بر سر راه نابجایی‌ها کم هستند و نابجایی‌ها با موانع نسبتاً کمی برخورد می‌کنند و این امر با شیب پایین منحنی‌های  $\ln(\sigma) - \ln(\epsilon)$  (شکل ۴) در سطح تنش‌های پایین مشخص است. با ادامه تغییر شکل، تعداد موانع بر سر راه نابجایی‌ها بیشتر شده و توان کارسختی افزایش پیدا می‌کند. بر اساس تحقیقات انجام گرفته، در کرنش‌های بالاتر مکانیزم‌های استحکام بخشی مانند تولید نابجایی‌ها، و برهم کنش نابجایی‌ها با مرزخانه‌ها و رسوبات اشباع می‌شوند و این امر باعث کاهش توان کارسختی آلیاژ می‌شود [۱۸]. این روند افزایش و سپس کاهش توان کارسختی در منحنی‌های شکل ۴ کاملاً مشهود می‌باشد. در شکل ۵ تاثیر زمان پیرسازی بر روی توان کارسختی متوسط (محاسبه شده از طریق نمودارهای مشابه شکل ۴) آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ در حین پیرسازی مصنوعی و طبیعی نشان داده شده است. هر دو نمودار نشان می‌دهند که با افزایش زمان پیرسازی طبیعی و مصنوعی توان کارسختی آلیاژ به تدریج کاهش پیدا می‌کند. علاوه بر این با مقایسه دو نمودار شکل ۵ می‌توان به این نتیجه رسید که توان کارسختی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ بعد از پیرسازی طبیعی بیشتر از پیرسازی مصنوعی است. کاهش توان کارسختی با افزایش زمان پیرسازی را می‌توان به چندین عامل مکانیکی و ریزساختاری مرتبط به هم نسبت داد که بر رفتار تغییر شکل آلیاژ تاثیرگذار می‌باشند. به نظر می‌رسد در مراحل اولیه پیرسازی (زمان‌های پایین پیرسازی)، محلول جامد فوق اشباع تحت تغییرات فازی قرار گرفته و رسوبات ریز  $Mg_2Si$  تشکیل می‌شوند. این رسوبات ریز به طور موثری جلوی حرکت نابجایی‌ها را می‌گیرند و باعث افزایش شدید چگالی نابجایی‌ها می‌شوند و در نتیجه منجر به توان کارسختی بالاتر می‌شوند. همچنین می‌توان گفت با افزایش زمان پیرسازی رسوبات درشت تر شده و فاصله متوسط بین آن‌ها افزایش پیدا می‌کند. در نتیجه اثربخشی آن‌ها در جلوگیری از حرکت نابجایی‌ها کاهش پیدا می‌کند که در نهایت منجر به کاهش توان کارسختی می‌شود. عامل بعدی در کاهش توان کارسختی با افزایش زمان پیرسازی، وقوع بازیابی در ساختار نابجایی‌ها در حین حرارت دهی است که می‌تواند چگالی عیوب و موانع بر سر راه نابجایی‌ها را کاهش داده و باعث کاهش توان کارسختی شود [۱۹].

یکی از مهمترین عوامل تاثیر گذار بر روی رفتار کارسختی آلیاژهای رسوب سخت شونده آلومینیوم، دمای پیرسازی می‌باشد. دمای پیرسازی تاثیر مهمی بر روی سینتیک فرایند رسوب گذاری دارد. هرچه دمای پیرسازی بالاتر باشد تشکیل رسوبات سریعتر اتفاق افتاده و فرایند تشکیل رسوبات شبه تعادلی و تعادلی سریع‌تر طی می‌شود. همچنین درشت شدن رسوبات نیز سریعتر اتفاق می‌افتد. به نظر می‌رسد این عوامل باعث کاهش توان کارسختی آلیاژ با افزایش دمای پیرسازی می‌شود (شکل ۵).

برای بررسی بیشتر و دقیق تر رفتار کارسختی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ بعد از عملیات حرارتی پیرسازی از روش کراسارد-ژائول (CJ) استفاده شد. در این آنالیز از رابطه لودویک برای توصیف رفتار تغییر شکل آلیاژ در ناحیه تغییر شکل پلاستیک استفاده می‌شود. رابطه لودویک به صورت زیر بیان می‌شود [۲۰، ۲۱]:

$$\sigma = \sigma_0 + k\epsilon^n \quad (3)$$

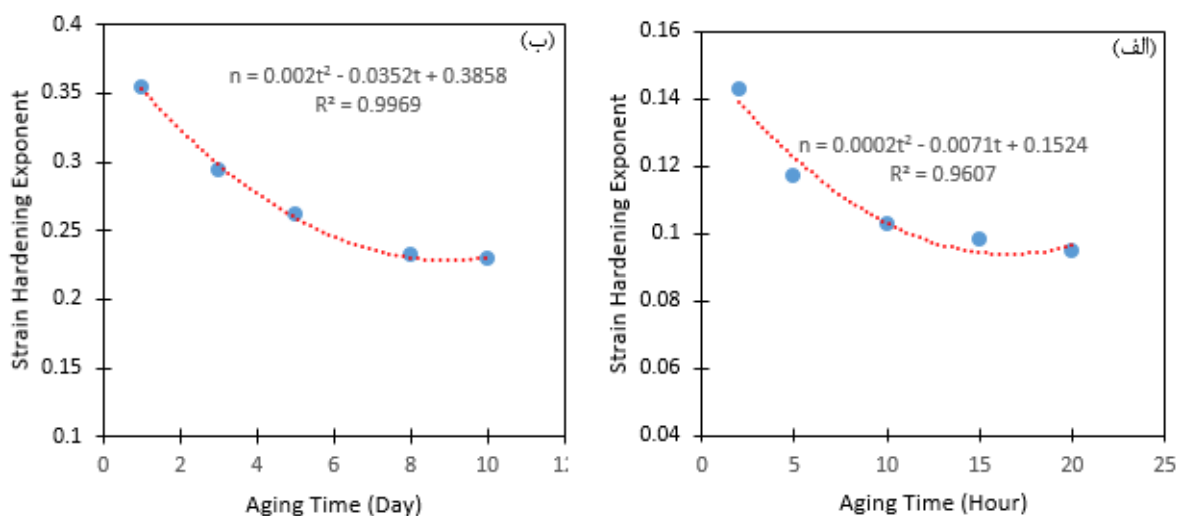
که در این رابطه  $n$  توان کارسختی،  $k$  و  $\sigma_0$  ثوابت مربوط به ماده می‌باشند. اگر از طرفین رابطه فوق نسبت به کرنش مشتق بگیریم، رابطه زیر حاصل می‌شود:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = k\dot{\varepsilon}^{n-1} \quad (۴)$$

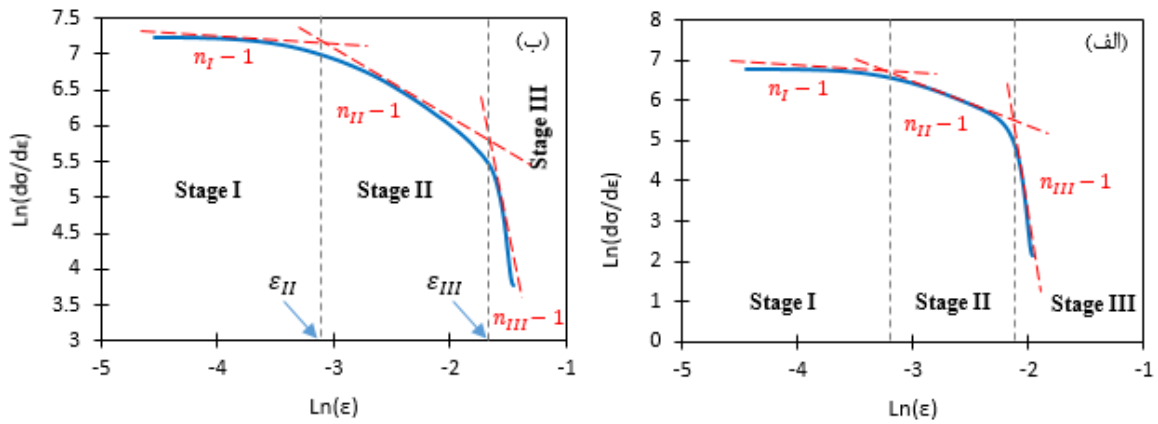
حالت لگاریتمی رابطه فوق را می توان به صورت زیر در نظر گرفت:

$$\ln\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right) = \ln(k\dot{\varepsilon}) + (n-1)\ln(\varepsilon) \quad (۵)$$

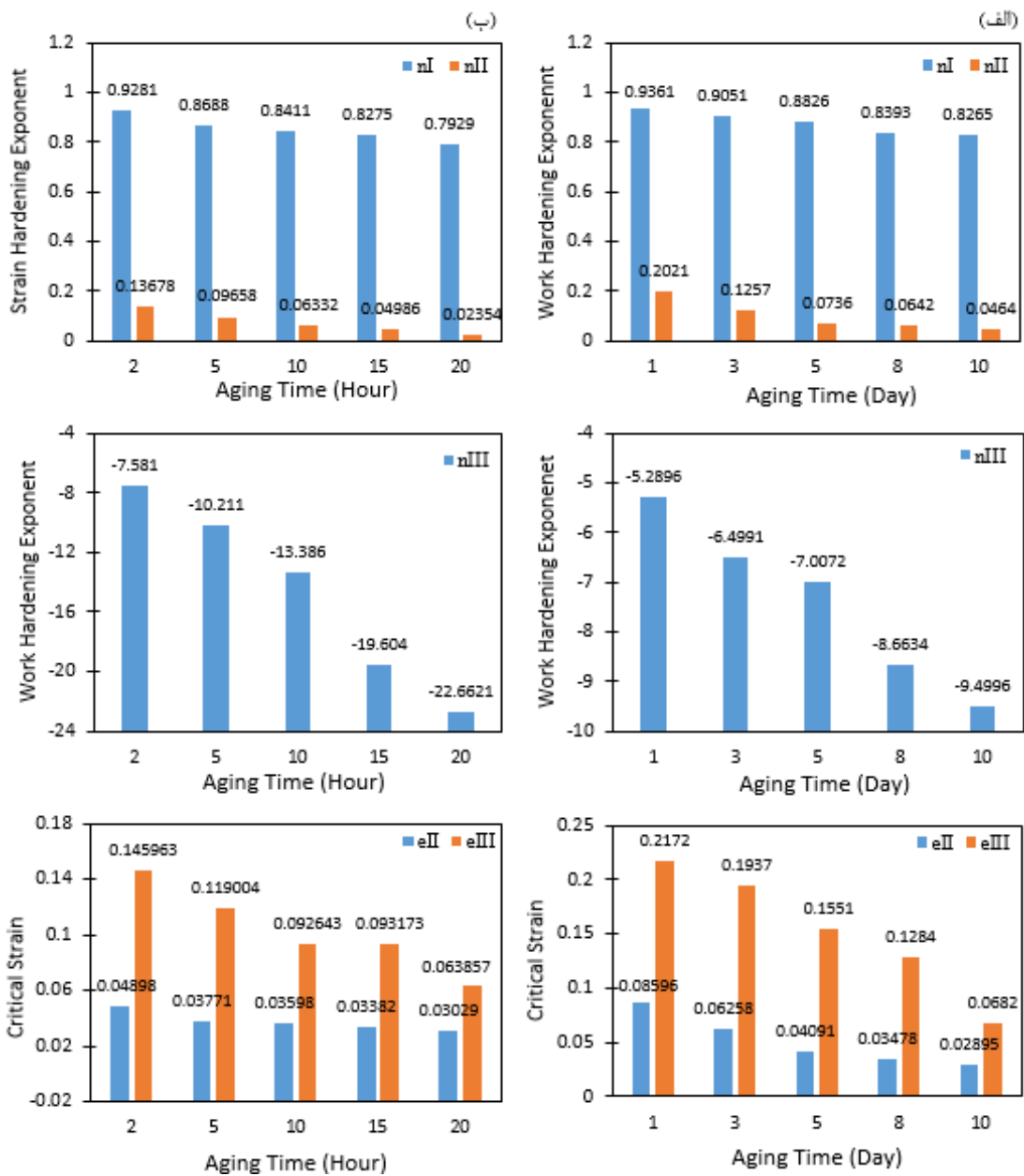
با رسم منحنی های  $\ln\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right) - \ln(\varepsilon)$  می توان اطلاعاتی را از رفتار کارسختی نمونه های پیرسازی شده بدست آورد. شیب این منحنی ها برابر با  $(n-1)$  می باشد. هر تغییر شیب در این منحنی ها نشان دهنده تغییر در مکانیزم تغییر شکل و کارسختی آلیاژ می باشد. نمونه ای از این منحنی ها برای آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ پیرسازی شده طبیعی و مصنوعی در شکل ۶ آورده شده است. همانطور که مشاهده می شود بر اساس تغییرات شیب منحنی ها می توان هر دو نمودار را به سه قسمت تقسیم کرد. بنابراین رفتار کارسختی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ بعد از پیرسازی طبیعی و مصنوعی شامل سه مرحله است و در هر مرحله مکانیزم تغییر شکل و برهمکنش بین نابعایی ها متفاوت است. در مرحله اول (مرحله I)، کارسختی زمانی اتفاق می افتد که تمام دانه ها با لغزش چندگانه تغییر شکل می دهند. در مرحله دوم (مرحله II)، تغییر شکل فقط در یک سیستم لغزش و همراه با برهمکنش با سیستم های لغزش دیگر اتفاق می افتد. مرحله سوم کارسختی (مرحله III) همراه با شیب زیاد در منحنی ها مربوط به وقوع بازیابی در ساختار نابعایی ها می باشد [۲۲]. تمامی نمونه های آلومینیوم ۶۰۶۱ بعد از پیرسازی طبیعی و مصنوعی این سه مرحله متفاوت کارسختی را نشان دادند. همانطور که در شکل ۵ مشاهده می شود، برای هر نمونه پیرسازی شده می توان مقادیر مربوط به توان کارسختی در هر مرحله ( $n_I, n_{II}, n_{III}$ ) و کرنش شروع مراحل ( $\varepsilon_{II}, \varepsilon_{III}$ ) را محاسبه کرد. تغییرات توان کارسختی در هر مرحله از فرایند کرنش سختی و همچنین تغییرات کرنش بحرانی شروع مراحل کارسختی به صورت تابعی از زمان پیرسازی در حین پیرسازی طبیعی و مصنوعی در شکل ۷ نشان داده شده است. با بررسی مقادیر نشان داده شده در این شکل می توان نتیجه گیری کرد که در مرحله اول، مقدار کارسختی در آلیاژ بالاتر از مرحله دوم است. در مرحله اول، کارسختی در اثر فعالیت تمام سیستم های لغزش در ساختار فلز اتفاق می افتد، درحالی که در مرحله دوم تنها یک سیستم لغزش فعال است [۱۸]. بنابراین میزان توان کارسختی محاسبه شده در مرحله دوم به مقدار قابل توجهی کمتر است. در مرحله سوم کارسختی، مقدار توان کارسختی برای تمامی نمونه ها منفی است. به نظر می رسد این مقدار منفی نشان دهنده وقوع بازیابی در ریز ساختار و حذف نابعایی ها باشد. علاوه بر این مشاهده می شود، هم در مورد نمونه های پیرسازی شده در دمای ۱۶۰ درجه سانتی گراد و هم نمونه های پیرسازی شده طبیعی، با افزایش مدت زمان پیرسازی، توان کارسختی در مراحل اول، دوم و سوم کارسختی کاهش پیدا می کند. همچنین کرنش شروع مراحل مختلف کارسختی نیز با افزایش زمان پیرسازی کاهش پیدا می کند. در توضیح این پدیده می توان گفت در طی مراحل اولیه پیرسازی (زمان های کم)، رسوبات ریز تشکیل می شوند که به طور موثری مانع حرکت نابعایی ها می شوند و توان کارسختی را افزایش می دهند. با این حال، با ادامه فرایند پیرسازی، این رسوبات می توانند درشت شوند و اثر بخشی آن ها در متوقف کردن نابعایی ها کاهش می یابد. در اثر درشت شدن رسوبات، چگالی موانع در برابر حرکت نابعایی ها کاهش پیدا کرده و در نتیجه توان کارسختی نیز کاهش قابل ملاحظه ای نشان می دهد.



شکل ۵ تغییرات توان کارسختی با زمان پیرسازی: الف) پیرسازی مصنوعی در دمای ۱۶۰ درجه سانتی گراد، ب) پیرسازی طبیعی در دمای محیط



شکل ۶ نمونه ای از منحنی‌های  $\ln(d\sigma/d\varepsilon)-\ln(\varepsilon)$  برای نمونه‌های آلومینیوم ۶۰۶۱: الف) پیرسازی شده در دمای ۱۶۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان ۲۰ ساعت، ب) پیرسازی طبیعی در دمای محیط به مدت زمان ۳ روز



شکل ۷ تغییرات توان کارسختی در مراحل مختلف کرنش سختی و همچنین تغییرات کرنش شروع مراحل کارسختی دوم و سوم به صورت تابعی از زمان پیرسازی: الف) پیرسازی طبیعی و ب) پیرسازی مصنوعی

## ۴- نتیجه گیری

- در این پژوهش، تأثیر عملیات حرارتی پیرسازی طبیعی و مصنوعی بر خواص مکانیکی و رفتار کارسختی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ بررسی شد. نتایج حاصل از آزمون کشش، تحلیل هولومن و تحلیل کراسارد-ژائول نشان دهنده نکات مهم زیر هستند:
- با افزایش زمان پیرسازی در هر دو نوع پیرسازی طبیعی و مصنوعی، استحکام تسلیم و استحکام کششی به طور چشمگیری افزایش یافت. استحکام کششی از ۱۹۳ و ۱۶۳ مگاپاسکال به ۲۸۴ و ۲۱۷ مگاپاسکال، به ترتیب برای پیرسازی مصنوعی و طبیعی، افزایش یافت که بیانگر بهبود محسوس استحکام آلیاژ در اثر انجام عملیات پیرسازی است.
  - همزمان با افزایش استحکام، درصد ازدیاد طول به عنوان شاخصی از داکتیلیته، به طور معناداری کاهش یافت (از ۳۴٪ و ۲۱٪ به ۱۴/۴٪ و ۱۲٪ به ترتیب برای پیرسازی مصنوعی و طبیعی). این کاهش ناشی از تشکیل رسوبات و کاهش قابلیت کارسختی در حین تغییر شکل پلاستیک آلیاژ است.
  - توان کارسختی ( $n$ ) که با استفاده از رابطه هولومن محاسبه شد، در هر دو نوع پیرسازی با افزایش مدت زمان پیرسازی کاهش یافت. این کاهش از ۰/۱۴ به ۰/۰۹ در پیرسازی مصنوعی و از ۰/۳۵ به ۰/۲۳ در پیرسازی طبیعی می باشد که به دلیل درشت شدن رسوبات و کاهش موانع مؤثر در برابر حرکت نابجایی ها است.
  - تحلیل کراسارد-ژائول نشان داد که رفتار کارسختی آلیاژ در سه مرحله‌ی متمایز اتفاق می افتد. در مرحله اول، نرخ کارسختی بالا است که به دلیل فعال بودن تمامی سیستم‌های لغزش می باشد. در مرحله دوم، کاهش محسوس در توان کارسختی اتفاق می افتد که به علت کاهش تعداد سیستم‌های فعال می باشد. در مرحله سوم در اثر وقوع بازبایی دینامیکی، حذف و بازآرایی نابجایی‌ها اتفاق افتاده و منجر به توان کارسختی منفی ( $n < 0$ ) می شود.
  - در هر دو نوع پیرسازی مصنوعی و طبیعی، کرنش شروع مرحله دوم و سوم کارسختی با افزایش زمان پیرسازی کاهش پیدا می کند.

## References

- [1] Pujar CV, Manihalla PP. An experimental investigation of mechanical properties of Al-7.25 Si-0.45 Mg alloy. In AIP Conference Proceedings 2020 May 20 (Vol. 2236, No. 1, p. 040006). AIP Publishing LLC. doi: 10.1063/5.0007104
- [2] Khan MK, Hainsworth SV, Fitzpatrick ME, Edwards L. A combined experimental and finite element approach for determining mechanical properties of aluminium alloys by nanoindentation. Computational Materials Science. 2010 Oct 1;49(4):751-60. doi: 10.1016/j.commatsci.2010.06.018
- [3] Ali KS, Mohanavel V, Vendan SA, Ravichandran M, Yadav A, Gucwa M, Winczek J. Mechanical and microstructural characterization of friction stir welded SiC and B4C reinforced aluminium alloy AA6061 metal matrix composites. Materials. 2021 Jun 5;14(11):3110. doi: 10.3390/ma14113110
- [4] Abioye TE, Zuhailawati H, Anasyida AS, Yahaya SA, Dhindaw BK. Investigation of the microstructure, mechanical and wear properties of AA6061-T6 friction stir weldments with different particulate reinforcements addition. Journal of materials research and technology. 2019 Sep 1;8(5):3917-28. doi: 10.1016/j.jmrt.2019.06.055
- [5] Balasubramani V, Pandiarajan R, Stalin B, Kavimani V. Mechanical and metallurgical characterization of B4C and SiC reinforced stir casted AA6061 hybrid MMC. Physica Scripta. 2023 Sep 8;98(10):105922. doi: 10.1088/1402-4896/acf1dd
- [6] Zhang WX, Chen YZ, Zhou L, Zhao TT, Wang WY, Liu F, Huang XX. Simultaneous increase of tensile strength and ductility of Al-Si solid solution alloys: The effect of solute Si on work hardening and dislocation behaviors. Materials Science and Engineering: A. 2023 Mar 24;869:144792. doi: 10.1016/j.msea.2023.144792
- [7] Zhao L, Yan H, Chen J, Xia W, Su B, Song M, Li Z, Li X, Liao Y. High ductility and strong work-hardening behavior of Zn modified as-hot-rolled Al-Mg sheets. Journal of Alloys and Compounds. 2021 Feb 15;854:157079. doi: 10.1016/j.jallcom.2020.157079
- [8] Ma Z, Robson JD. Understanding the effect of deformation combined with heat treatment on age hardening of Al-Zn-Mg-Cu alloy AA7075. Materials Science and Engineering: A. 2023 Jun 30;878:145212. doi: 10.1016/j.msea.2023.145212
- [9] Polat A, Avsar M, Ozturk F. Effects of the artificial-aging temperature and time on the mechanical properties and springback behavior of AA6061. Materiali in tehnologije. 2015;49(4):487-93. doi: 10.17222/mit.2013.154

- [10] Li YL, Kohar CP, Muhammad W, Inal K. Precipitation kinetics and crystal plasticity modeling of artificially aged AA6061. *International Journal of Plasticity*. 2022 May 1;152:103241. doi: [10.1016/j.ijplas.2022.103241](https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2022.103241)
- [11] Song Y, Baker TN. A calorimetric and metallographic study of precipitation process in AA6061 and its composites. *Materials Science and Engineering: A*. 1995 Oct 1;201(1-2):251-60. doi: [10.1016/0921-5093\(95\)09781-3](https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)09781-3)
- [12] Kumar M, Baloch MM, Abro MI, Memon SA, Chandio AD. Effect of artificial aging temperature on mechanical properties of 6061 aluminum alloy. *Mehran University Research Journal of Engineering & Technology*. 2019 Jan 1;38(1):31-6.
- [13] Monnet G. Investigation of precipitation hardening by dislocation dynamics simulations. *Philosophical Magazine*. 2006 Dec 21;86(36):5927-41. doi: [10.1080/14786430600860985](https://doi.org/10.1080/14786430600860985)
- [14] Arcari A, Horton D, Chen MJ, Zikry MA. Precipitate and dislocation-density interactions affecting strength and ductility in inconel alloys. *Journal of Materials Science*. 2024 Mar;59(12):4965-77. doi: [10.1007/s10853-023-08822-8](https://doi.org/10.1007/s10853-023-08822-8)
- [15] Ringdalen IG, Jensen IJ, Marioara CD, Friis J. The role of grain boundary precipitates during intergranular fracture in 6xxx series aluminium alloys. *Metals*. 2021 May 30;11(6):894. doi: [10.3390/met11060894](https://doi.org/10.3390/met11060894)
- [16] Zheng Y, Guo N, Tang B, Su B, Zhou Q. Uncovering Dislocation-and Precipitate-Induced Viscoplastic Damage in Al-Zn-Mg Alloy. *Materials*. 2023 May 16;16(10):3769. doi: [10.3390/ma16103769](https://doi.org/10.3390/ma16103769)
- [17] Mejía I, Maldonado C, Benito JA, Jorba J, Roca A. Determination of the work hardening exponent by the Hollomon and differential Crussard-Jaoul analyses of cold drawn ferrite-pearlite steels. In *Materials science forum 2006 Feb 2 (Vol. 509, pp. 37-42)*. Trans Tech Publications Ltd. doi: [10.4028/www.scientific.net/MSF.509.37](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.509.37)
- [18] Kocks UF, Mecking H. Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case. *Progress in materials science*. 2003 Jan 1;48(3):171-273. doi: [10.1016/S0079-6425\(02\)00003-8](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(02)00003-8)
- [19] Mughrabi H. Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals. *Acta metallurgica*. 1983 Sep 1;31(9):1367-79. doi: [10.1016/0001-6160\(83\)90007-X](https://doi.org/10.1016/0001-6160(83)90007-X)
- [20] Lavakumar A, Sarangi SS, Chilla V, Narsimhachary D, Ray RK. A “new” empirical equation to describe the strain hardening behavior of steels and other metallic materials. *Materials Science and Engineering: A*. 2021 Jan 20;802:140641. doi: [10.1016/j.msea.2020.140641](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140641)
- [21] Jafarzadeh H, Shalchi E, Shameli M. Fabrication and characterization of the mechanical properties of Al1050-CNT composites using accumulative channel-die compression bonding process. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*. 2024 Apr 20;11(2):69-81. doi: [10.22034/ijme.2024.437634.1922](https://doi.org/10.22034/ijme.2024.437634.1922) [In Persian]
- [22] Ozturk F, Sisman A, Toros S, Kilic S, Picu RC. Influence of aging treatment on mechanical properties of 6061 aluminum alloy. *Materials & Design*. 2010 Feb 1;31(2):972-5. doi: [10.1016/j.matdes.2009.08.017](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.08.017)