

تأثیر تغییر شکل پلاستیک شدید روی رفتار پیری طبیعی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴

سعید خانی مقانکی^۱، محسن کاظمی نژاد^{۲*}

چکیده

رفتار رسوب‌گذاری و تغییرات سختی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ حل‌سازی شده، پس از تغییر شکل پلاستیک شدید و حین پیری طبیعی بررسی شده است. حین فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید (کرنش در حدود ۱)، مناطق GPB^۳ یا خوشه‌های اتمی Cu-Mg به صورت دینامیکی تشکیل می‌شوند. این موضوع با حذف اثر تشکیل مناطق GPB یا خوشه‌های اتمی Cu-Mg از منحنی آنالیز گرماسنجی افتراقی تایید می‌شود. تشکیل دینامیکی این فازها حین فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید سبب کاهش سینتیک پیری طبیعی نمونه تغییر شکل پلاستیک شدید یافته، نسبت به نمونه بدون تغییر شکل می‌شود. از طرفی مقایسه این پژوهش با مطالعات قبلی نشان می‌دهد که تشکیل فازهای نیمه پایدار در محدوده‌های کم کرنش فرآیند تغییر شکل پلاستیک شدید اتفاق می‌افتد، این در حالی است که در کرنش‌های بالاتر تشکیل رسوبات پایدارتر محتمل‌تر هستند.

واژه‌های کلیدی: پیری طبیعی، تغییر شکل پلاستیک شدید، آلومینیوم ۲۰۲۴.

Archive of SID

^۱ - دانشجوی دکترا دانشکده مهندسی و علم مواد-دانشگاه صنعتی شریف-تهران-ایران

^۲ - استاد دانشکده مهندسی و علم مواد-دانشگاه صنعتی شریف-تهران-ایران

*-نویسنده مسئول مقاله: mkazemi@sharif.edu

^۳: Guinier–Preston–Bagaryatsky

پیشگفتار

چند هوانگ و همکارانش [۱۰] هیچ گونه فاز نیمه پایداری مانند GP در آلیاژ تغییر شکل شدید یافته، مشاهده نکردند، ولی در مقابل ژائو^۸ و همکارانش [۱۱] با استفاده از روش گرماسنجی افتراقی^۹ نشان دادند که فرآیند تغییر شکل در کانال همسان زاویه دار فقط سرعت رسوب گذاری را افزایش می دهد و ترتیب رسوب گذاری تغییری نمی کند. میرزایی و همکاران [۱۲] نشان دادند که تنها با اعمال یک پاس نورد در آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴، به دلیل توزیع مناسب رسوبات در جهت نورد، استحکام به طور چشمگیری افزایش پیدا می کند.

تاکنون هیچ پژوهشی در ارتباط با پیری طبیعی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ پس از تغییر شکل پلاستیک گزارش نشده است. در این پژوهش، اثر تغییر شکل پلاستیک شدید روی رفتار پیری طبیعی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ مطالعه شده است.

مواد و روش انجام پژوهش

ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ که در این پژوهش استفاده گردیده، در جدول ۱ نشان داده شده است. نمونه با ابعاد اولیه $10 \times 10 \times 15 \text{ mm}^3$ از بیلت کار شده اولیه تهیه شد (شکل ۲). نمونه ها بعد از آنیل کردن در دمای 420°C به مدت ۲/۵ ساعت، به منظور عملیات حل سازی به مدت ۱/۵ ساعت در دمای 500°C قرار داده شده اند.

بلافاصله بعد از عملیات حل سازی، فرآیند دو بعدی فورج چند جهته^{۱۰} روی نمونه ها در دمای اتاق انجام شد. در فرآیند دو بعدی فورج چند جهته، نیروی فشاری تنها روی دو صفحه منتقل می شود. همان گونه که در شکل ۲ نشان داده شده است، در مرحله اول فرآیند فورج چند جهته نیروی فشاری روی صفحه ۱ اعمال می شود و در مرحله دوم نیروی فشاری روی صفحه ۲ اعمال می شود.

آلیاژهای آلومینیوم Al-Cu-Mg (سری ۲۰۰۰) از جمله آلیاژهای رسوب سختی پذیر به حساب می آیند که در کاربردهایی با نیاز به استحکام ویژه بالا، مقاومت به خزش خوب و چقرمگی کافی استفاده می شوند [۱]. در آلیاژهای Al-Cu-Mg، ساختار و ترکیب برخی رسوبات هنوز به طور کامل مشخص نشده است؛ اما ترتیب عمومی رسوب گذاری به صورت شکل ۱ می باشد [۲،۳]. در این شکل، GPB نشان دهنده مناطق گوینر-پریستون-باگاریسکی^۱، فاز تعادلی S با ترکیب Al_2CuMg و S' همان فاز S می باشد که مقدار کمی کرنش دارد. پدیده پیری طبیعی که با قرار دادن این آلیاژ در دمای اتاق پس از فرآیند حل سازی اتفاق می افتد، به طور کامل شناخته شده است [۳،۵،۶،۷]. استارینک^۲ و همکارانش [۸] نشان داده اند که تجزیه حالت محلول جامد فوق اشباع در دمای اتاق، ابتدا با تشکیل خوشه های اتمی Cu و سپس با تشکیل خوشه های اتمی Cu-Mg انجام می شود، در مقابل زهرا^۳ و همکارانش [۳]، مناطق GPB را به عنوان عامل سخت شونده در دمای اتاق معرفی می کنند. علاوه بر این ها تعداد مطالعات محدود دیگری نیز روی پیری طبیعی آلیاژهای آلومینیوم با قابلیت رسوب سختی انجام شده است [۷،۹].

امروزه به منظور تولید مواد حجیم فوق ریزدانه، روش های تغییر شکل پلاستیک شدید^۴ جذابیت زیادی پیدا کرده اند. هوانگ^۵ و همکارانش [۱۰]، پیری طبیعی آلیاژ Al-4 Wt.% Cu تغییر شکل شدید یافته را با فرآیند تغییر شکل در کانال همسان زاویه دار^۶ بررسی کردند. آن ها دریافتند که تغییر شکل آلیاژ در حالت محلول جامد فوق اشباع، سبب ناپایداری آن در دمای اتاق می شود و بدون تشکیل مناطق GP^V و رسوبات θ'' و θ' مقدار زیادی فاز θ در امتداد مرز دانه ها تشکیل می شود. هر

1. Guinier-Preston-Bagaryatsky

2. Starink

3. Zahra

4. Severe plastic deformation (SPD)

5. Huang

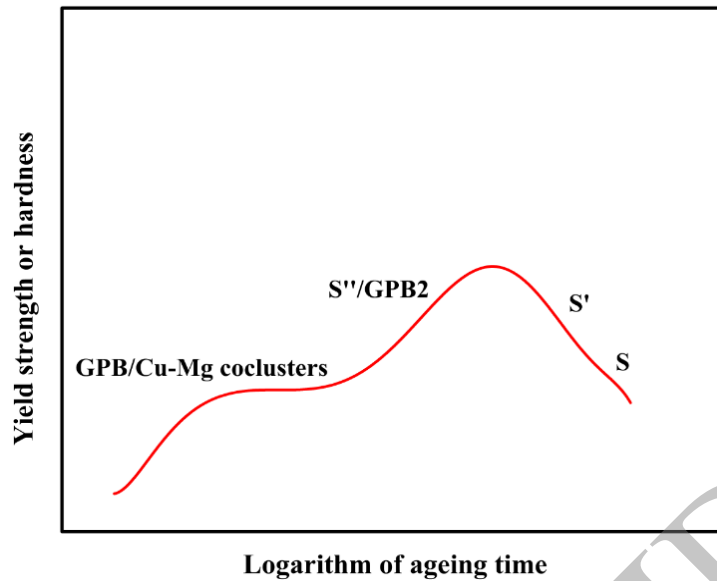
6. Equal Channel angular pressing (ECAP)

7. Guinier-Preston

8. Zhao

9. Differential scanning calorimetry (DSC)

10. Multi directional forging (MDF)



شکل ۱- مراحل رسوب گذاری در آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴

که در این رابطه H و W به ترتیب ارتفاع و پهنای نمونه هستند. نمونه‌های تغییر شکل یافته و تغییر شکل نیافته به منظور انجام بررسی‌های پیری طبیعی در دمای اتاق قرار داده شدند. اندازه‌گیری سختی با استفاده از فرورونده ویکرز با اعمال بار 20 kg به مدت 30 ثانیه انجام شد. از آنالیز گرماسنجی افتراقی و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی^۱ جهت بررسی تحولات رسوب گذاری حین تغییر شکل پلاستیک شدید و پیری طبیعی استفاده شد.

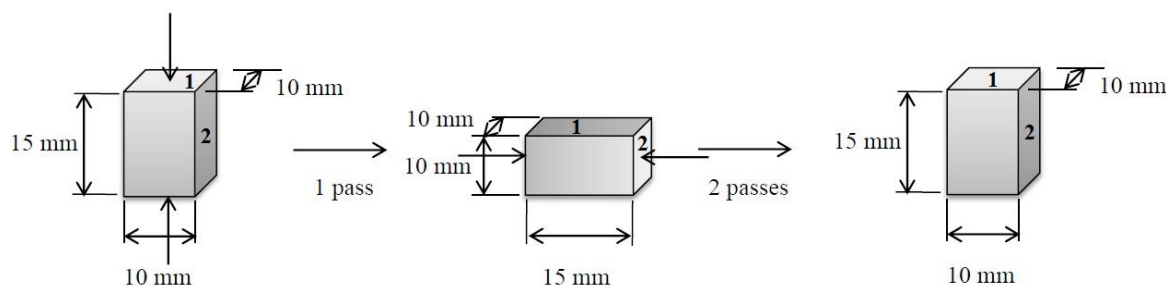
به منظور روانکاری از اسپری دی سولفید مولیبدن استفاده شد. در این مطالعه تنها دو مرحله فرآیند فورج چند جهته روی نمونه‌ها اعمال شد، چرا که تغییر شکل بیش‌تر، سبب شکست نمونه‌ها می‌شد. کرنش اعمالی بعد از هر مرحله از رابطه زیر بدست می‌آید [۱۳]:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{H}{W} \right) \quad (1)$$

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در این پژوهش (درصد وزنی)

Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn
Base	0.112	0.348	3.86	0.449	1.23	0.0195	0.0172	0.297
Ti	Ag	Be	Bi	Co	Li	Pb	Sb	Sn
0.0166	<0.200	0.00005	0.001	<0.00010	<0.00005	0.004	0.0127	<0.00050
V	Zr	---	---	---	---	---	---	---
0.0086	0.00037	---	---	---	---	---	---	---

¹. Field emission scanning electron microscope (FE-SEM)



۲- مراحل تغییر شکل پلاستیک شدید توسط پرس چند جهته

نتایج و بحث

گرفته بود، مشاهده شده است، که البته نوع رسوباتی که آن‌ها مشاهده کرده بودند با نوع رسوبات در این پژوهش متفاوت است که در قسمت‌های آتی به این موضوع پرداخته می‌شود. شکل ۳ (ب) نشان می‌دهد که در زمان‌های زیاد پیری طبیعی، سختی نمونه بدون تغییر شکل ۷۰٪ و سختی نمونه دارای تغییر شکل ۱۵٪ افزایش پیدا کرده است. به عبارتی مشخص است که سینتیک پیری طبیعی در نمونه دارای تغییر شکل به شدت افت پیدا کرده است.

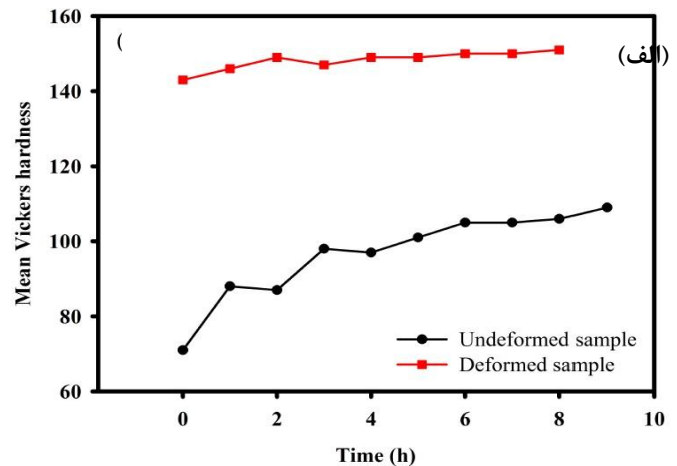
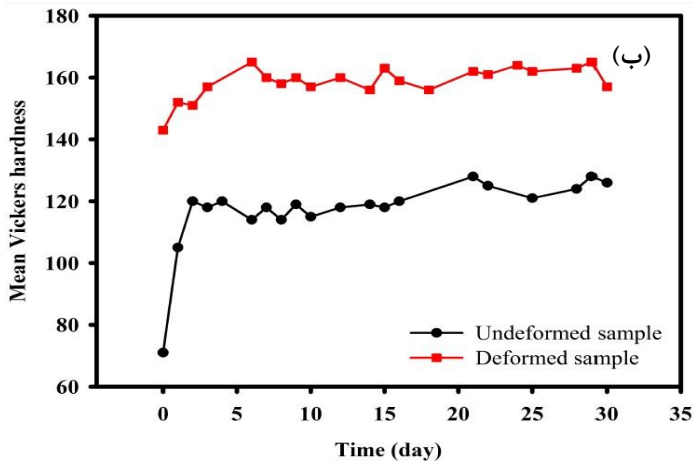
کلوبس^۲ و همکاران [۵] نشان دادند که سختی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ بدون تغییر شکل در دمای اتاق بعد از ۲۴ ساعت افزایش یافته و به یک مقدار تقریباً ثابت می‌رسد. این سخت‌شوندگی سریع در آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ بدون تغییر شکل به تشکیل مناطق GPB و یا خوشه‌های Cu-Mg نسبت داده می‌شود [۸-۶].

آنالیز گرماسنجی افتراقی، روی نمونه‌هایی به شکل دیسک با ضخامتی کمتر از ۱ mm و قطر ۲ mm تحت اتمسفر محافظ گاز N₂ با نرخ گرمایش ۱۰ °C/min انجام شد. شکل ۴ (الف) منحنی‌های این آزمایش مربوط به نمونه‌های حل‌سازی شده بدون پیری طبیعی (نمونه ST) و با پیری طبیعی به مدت ۲۴ ساعت (نمونه PON24) را با هم مقایسه می‌کند. در شکل ۴ (ب) منحنی‌های گرماسنجی افتراقی مربوط به نمونه‌های ۲ پاس فورج چند جهته شده، بدون پیری طبیعی (نمونه P2N0) و با پیری طبیعی به مدت ۲۴ ساعت (نمونه P2N24) نشان داده شده است.

تغییرات سختی نمونه‌های بدون تغییر شکل و با تغییر شکل در دمای اتاق در شکل ۳ (الف) و (ب) نشان داده شده است. شکل ۳ (الف) و (ب) به ترتیب نحوه پیری طبیعی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ را در زمان‌های کوتاه و بلند در دمای اتاق نشان می‌دهد. در اینجا، تغییرات سختی در دمای اتاق در بازه زمانی ۹ ساعت به عنوان زمان‌های کوتاه برای پیری طبیعی محسوب می‌شود. مطابق شکل ۳ (الف) سختی نمونه حل‌سازی شده پس از ۹ ساعت حدود ۵۰٪ افزایش پیدا کرده است، در حالی که تغییرات سختی در نمونه حل‌سازی شده پس از تغییر شکل پلاستیک شدید در بازه زمانی مشابه چندان زیاد نبود و تنها حدود ۶٪ می‌باشد. این تغییرات نشان می‌دهد که سینتیک پیری طبیعی در نمونه حل‌سازی شده پس از تغییر شکل کاهش می‌یابد. البته شایان ذکر است که تنها با اعمال ۲ پاس فورج چند جهته در حالت حل‌سازی شده، حدود ۱۰۱٪ سختی نسبت به حالت بدون تغییر شکل افزایش پیدا کرده است. این افزایش سختی به دلیل تغییر شکل، در اثر افزایش دانسیته نابجایی‌ها و رسوب گذاری دینامیکی اتفاق می‌افتد. به دلیل رسوب گذاری دینامیکی تنها ۲ پاس فورج چند جهته به نمونه حل‌سازی شده می‌توان اعمال کرد و نمونه در پاس بالاتر دچار شکست می‌شود. این رسوب گذاری دینامیکی توسط کانگ^۱ و همکاران [۱۳] در آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ حل‌سازی شده که تحت ۲ پاس (کرنش در حدود ۲) تغییر شکل در کانال همسان زاویه‌دار قرار

². Klobes

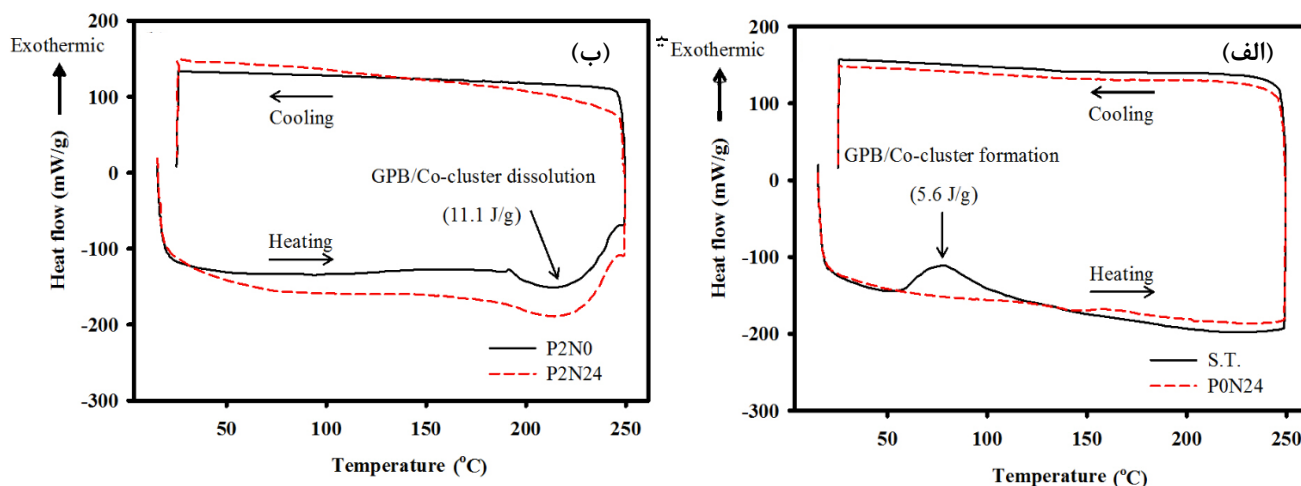
¹. Kang



شکل ۳- تغییرات سختی برای نمونه حل‌سازی شده بدون تغییر شکل و با تغییر شکل پلاستیک شدید حین پیری

طبیعی، (الف) پیری طبیعی در زمان‌های کوتاه و (ب) پیری طبیعی در زمان‌های زیاد محلول از زمینه خارج شود، به همین دلیل حین آنالیز گرماسنجی افتراقی در اثر عدم وجود اتم‌های محلول به مقدار کافی، هیچ‌گونه مناطق یا خوشه‌ای تشکیل نمی‌شود و مطابق شکل ۴ (الف) منحنی نمونه P0N24 در بازه دمایی $60^{\circ}\text{C} - 110^{\circ}\text{C}$ هیچ پیک گرمایی را نشان نمی‌دهد؛ اما پیک گرماگیر هنوز وجود دارد. وجود این پیک پهن گرماگیر در منحنی نمونه P0N24 نشان می‌دهد که مناطق GPB یا خوشه‌های Cu-Mg قبل از آنالیز گرماسنجی افتراقی در ریزساختار حضور داشتند و حین آنالیز در حال حل شدن هستند. روند مشابهی در نمونه‌های دارای تغییر شکل اتفاق می‌افتد. مقایسه شکل‌های ۴ (الف) و (ب) نشان می‌دهد که اولین پیک گرمازا در نمونه‌های دارای تغییر شکل حذف شده است و از این می‌توان نتیجه گرفت که رسوبات نیمه پایدار GPB یا خوشه‌های Cu-Mg حین تغییر شکل به صورت دینامیکی ایجاد شده‌اند. وقوع رسوب‌گذاری دینامیکی مناطق GPB یا خوشه‌های Cu-Mg محلول کافی را در زمینه برای تشکیل این رسوبات حین آنالیز گرماسنجی افتراقی باقی نمی‌گذارد، به همین دلیل چون این رسوبات از قبل و حین تغییر شکل ایجاد شده‌اند، هیچ اثری از آن‌ها در منحنی‌های DSC مربوط به نمونه‌های P2N0 و P2N24 دیده نمی‌شود؛ بنابراین در این منحنی‌ها فقط پیک گرماگیر مربوط به حل شدن خوشه‌ها دیده می‌شود.

در حالت کلی برای آلیاژهای Al-Cu-Mg در منحنی‌های مربوطه، ۴ پیک (۲ پیک گرمازا و ۲ پیک گرماگیر) گزارش شده است [۷]. اولین پیک گرمازا مربوط به تشکیل مناطق GPB یا خوشه‌های اتمی Cu-Mg می‌باشد و پیک گرماگیری که بلافاصله پس از آن قرار می‌گیرد، مربوط به حل شدن این مناطق است. پیک گرمازای دوم، مربوط به تشکیل رسوبات پایدار Al_2CuMg یا S می‌باشد و پیک گرماگیری که بلافاصله پس از آن قرار می‌گیرد، مربوط به حل شدن این رسوبات پایدار می‌باشد [۷]. دو پیک دمایی بالا که مربوط به تشکیل و حل شدن رسوبات پایدار S هستند و در بازه دمایی $250^{\circ}\text{C} - 470^{\circ}\text{C}$ اتفاق می‌افتد که این پیک‌ها در بررسی پیری طبیعی چندان اهمیت ندارند [۷،۸]. در شکل ۴ (الف) اولین پیک گرمازا ($60^{\circ}\text{C} - 110^{\circ}\text{C}$) در منحنی ST مربوط به تشکیل مناطق GPB یا خوشه‌های Cu-Mg می‌باشد و همچنین یک پیک گرماگیر پهن که بعد از این پیک قرار گرفته به حل شدن این مناطق یا خوشه‌ها اشاره دارد ($160^{\circ}\text{C} - 250^{\circ}\text{C}$). موقعی که نمونه‌های حل‌سازی شده به مدت ۲۴ ساعت در دمای اتاق قرار می‌گیرند، وقوع پیری طبیعی و تشکیل مناطق GPB یا خوشه‌های Cu-Mg سبب می‌شود که اتم‌های

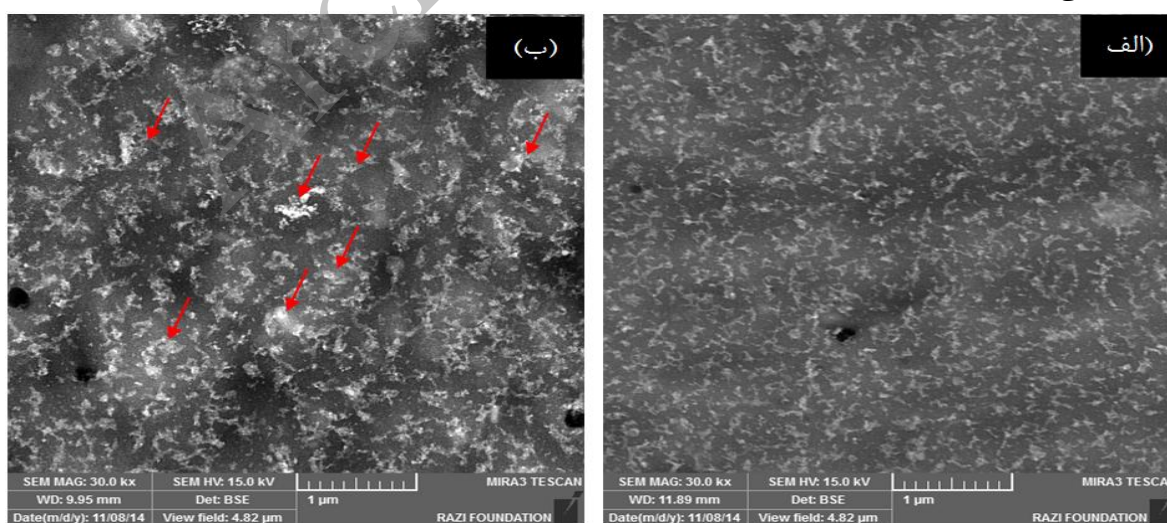


شکل ۴- منحنی‌های DSC مربوط به نمونه‌های (الف) حل‌سازی شده (ST) و ۲۴ ساعت پیری طبیعی شده (P0N24) و (ب) نمونه‌های حل‌سازی شده و سپس ۲ پاس پرس چندجهته شده بدون پیری (P2N0) و با ۲۴ ساعت پیری طبیعی (P2N24)

همین دلیل در دمای اتاق نمونه دارای تغییر شکل پلاستیک شدید چندان سخت نمی‌شود.

شکل ۵ (الف) و (ب) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی را در بزرگنمایی بالا به ترتیب برای نمونه‌های ۱ پاس و ۲ پاس چند جهته شده نشان می‌دهد. اگر چه میکروسکوپ الکترونی روبشی ابزار چندان مناسبی برای بررسی رسوبات نیست؛ اما این تصاویر حضور یک سری فازهای نیمه پایدار را که در حین تغییر شکل ایجاد شده‌اند، نشان می‌دهد.

گفته شد که سینتیک پیری طبیعی در نمونه‌های حل‌سازی شده دارای تغییر شکل بسیار کم‌تر از نمونه‌های حل‌سازی شده بدون تغییر شکل می‌باشد. این کم بودن سینتیک پیری طبیعی در نمونه‌های دارای تغییر شکل پلاستیک شدید به دلیل رسوب‌گذاری دینامیکی می‌باشد. همان گونه که از قبل اشاره شد، عامل اصلی پیری طبیعی نمونه‌های حل‌سازی شده، تشکیل مناطق GPB یا خوشه‌های Cu-Mg می‌باشد؛ چون این رسوبات به صورت دینامیکی حین تغییر شکل ایجاد می‌شوند، حین پیری طبیعی امکان تشکیل آن‌ها بسیار ضعیف است و به



شکل ۵- تصاویر FESEM از نمونه‌های پرس چند جهته شده، (الف) ۱ پاس پرس چند جهته و (ب) ۲ پاس پرس چند جهته

نتیجه‌گیری

در این پژوهش، رفتار رسوب‌گذاری آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ حین تغییر شکل پلاستیک شدید و پیری طبیعی بررسی شد و نتایج زیر بدست آمد:

۱- پس از پیری طبیعی کوتاه مدت (۹ ساعت)، سختی نمونه بدون تغییر شکل در حدود ۵۰٪ افزایش یافت، در صورتی‌که سختی نمونه دارای تغییر شکل پلاستیک شدید در طول این دوره تنها افزایش ۶٪ داشت. در واقع سینتیک پیری طبیعی در آلیاژ دارای تغییر شکل نسبت به آلیاژ بدون تغییر شکل کاهش یافته است.

۲- فازهای نیمه پایدار GPB یا خوشه‌های Cu-Mg حین تغییر شکل پلاستیک شدید به صورت دینامیکی ایجاد می‌شوند و تشکیل این فازها مانع از پیری طبیعی آلیاژ می‌شود. به عبارتی، چون این فازها از قبل موجود هستند، اتم محلول کافی برای رسوب‌گذاری آن‌ها حین پیری طبیعی در زمینه وجود ندارد و تغییرات سختی در دمای اتاق مشاهده نمی‌شود. کاهش سینتیک پیری طبیعی نیز به این موضوع نسبت داده می‌شود.

۳- کرنش بحرانی به مقدار حدوداً ۱ برای تشکیل فازهای نیمه پایدار وجود دارد، که کمتر از آن فازهای نیمه پایدار تشکیل می‌شوند. در کرنش‌های بزرگتر به دلیل ریزدانه‌گی (دانسیته زیاد مرزداشته‌ها)، نیروی محرکه برای تشکیل فازهای پایدار زیاد بوده و امکان تشکیل فازهای نیمه پایدار وجود ندارد.

سپاسگذاری

نویسندگان مقاله، از معاونت پژوهشی دانشگاه صنعتی شریف بابت تقبل هزینه‌های انجام این پژوهش، کمال تشکر و قدردانی را دارند.

اشاره شد که کانگ و همکاران [۱۳] نیز این رسوب-گذاری دینامیکی را در آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ پس از ۲ پاس تغییر شکل در کانال همسان زاویه‌دار در دمای اتاق مشاهده کردند؛ اما در پژوهش آن‌ها رسوب‌گذاری دینامیکی فاز Al_2Cu یا θ مشاهده شده بود. هوانگ و همکاران [۱۰] هیچ نوع فاز نیمه پایدار، مانند GP در آلیاژ Al با ۴ درصد وزنی Cu دارای تغییر شکل پلاستیک شدید با کرنش ۱۰ و پیر شده در دمای اتاق مشاهده نکردند. آن‌ها معتقدند که تغییر شکل پلاستیک شدید مانع از تشکیل فازهای نیمه پایدار می‌شود. مورایاما^۱ و همکاران [۱۴] نیز این موضوع را تایید می‌کنند. اما نکته‌ای که وجود دارد، این است که در این پژوهش، فازهای نیمه پایدار حین تغییر شکل پلاستیک شدید ایجاد شده‌اند و شاید دلیل حضور این فازها را باید در مقایسه میزان کرنش با مطالعات قبلی جست و جو کرد. در این پژوهش میزان کرنش در حدود ۱ می‌باشد که نسبت به مطالعات قبلی بسیار کم‌تر است. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که یک کرنش بحرانی برای تشکیل فازهای نیمه پایدار حین تغییر شکل وجود دارد که کم‌تر از این کرنش بحرانی مناطق GPB یا خوشه‌های Cu-Mg تشکیل می‌شوند و بیش‌تر از آن فازهای پایداری چون S و θ تشکیل می‌شوند. در آلومینیوم فوق ریز دانه، مرزداشته‌ها به عنوان محل‌های جوانه‌زنی ناهمگن برای فازهای پایدار S و θ شناخته می‌شوند. بنابراین از آنجا که با افزایش کرنش اندازه دانه کاهش می‌یابد لذا نیروی محرکه برای تشکیل فازهای نیمه پایداری همچون GP کاهش یافته و احتمال تشکیل فازهای پایدار افزایش می‌یابد. در این مطالعه، نسبت به مطالعات قبلی میزان کرنش کم و در حدود ۱ می‌باشد و در این حالت دانسیته مرزداشته‌ها برای جوانه‌زنی فازهای پایدار S/S' به مقدار کافی نیست و همچنین در شکل ۴ (ب) یک پیک گرمای وجود دارد که به حل شدن فازهای نیمه پایدار GPB و خوشه‌های Cu-Mg مرتبط می‌شود. پس به طور خلاصه وقوع رسوب‌گذاری دینامیکی فازهای نیمه پایدار حین تغییر شکل پلاستیک شدید، سبب کاهش شدید سینتیک پیری طبیعی می‌شود.

¹. Murayama

References:

1. W. F. Smith, "Structure and properties of engineering alloys". 2nd ed. New York: McGraw-Hill; 1993.
2. I. N. Khan, M. J. Starink and J. L. Yan, 'A model for precipitation kinetics and strengthening in Al-Cu-Mg alloys', *Materials Science and Engineering A*, Vol. 472, pp. 66-74, 2008.
3. A. M. Zahra, C. Y. Zahra and B. Verlinden, "Comments on "Room-temperature precipitation in quenched Al-Cu-Mg alloys: a model for the reaction kinetics and yield-strength development", *Philosophical Magazine Letters*, Vol. 86, pp. 235-242, 2006.
4. A. Charai, T. Walther, C. Alfonso, A. M. Zahra and C.Y. Zahra, "Coexistence of clusters, GPB zones, S''-, S'- and S-phases in an Al-0.9% Cu-1.4% Mg alloy", *Acta Materialia*, Vol. 48, pp. 2751-2764, 2000.
5. B. Klobes, K. Maier and T. E. M. Staab, "Natural ageing of Al-Cu-Mg revisited from a local perspective", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, pp. 3253-3260, 2011.
6. S. C. Wang, M. J. Starink and N. Gao, "Precipitation hardening in Al-Cu-Mg alloys revisited", *Scripta Materialia*, Vol. 54, pp. 287-291, 2006.
7. M. J. Starink, N. Gao and J. L. Yan, "The origins of room temperature hardening of Al-Cu-Mg alloys", *Materials Science Engineering A*, Vol. 387-389, pp. 222-226, 2004.
8. M. J. Starink, N. Gao, L. Davin, J. Yan and A. Cerezo, "Room temperature precipitation in quenched Al-Cu-Mg alloys: a model for the reaction kinetics and yield strength development", *Philosophical Magazine*, Vol. 85, pp. 1395-1417, 2005.
9. M. H. Farshidi, M. Kazeminezhad and H. Miyamoto, "On the natural aging behavior of Aluminum 6061 alloy after severe plastic deformation", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 580, pp. 202-208, 2013.
10. Y. Huang, J. D. Robson and P. B. Prangnell, "The formation of nanograin structures and accelerated room-temperature theta precipitation in a severely deformed Al-4 wt.% Cu alloy", *Acta Materialia*, Vol. 58, pp. 1643-1657, 2010.
11. Y. H. Zhao, X. Z. Liao, Z. Jin, R. Z. Valiev and Y. T. Zhu, "Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing", *Acta Materialia*, Vol. 52, pp. 4589-4599, 2004.
۱۲. میثم میرزایی، محمدرضا روشن، سیروس جواد پور، افزایش شدید خواص مکانیکی آلیاژ ۲۰۲۴ با اعمال یک پاس کرنش نورد، مجله مواد نوین، جلد ۴، شماره ۳، صفحه ۶۷-۷۸، ۱۳۹۳.
13. S. B. Kang, C. Y. Lim, W. K. Hyung and J. Mao, "Microstructure evolution and hardening behavior of 2024 aluminum alloy processed by the severe plastic deformation", *Materials Science Forum*, Vol. 396-402, pp. 1163-1168, 2002.
14. M. Murayama, Z. Horita and K. Hono, "Microstructure of two-phase Al-1.7 at% Cu alloy deformed by equal-channel angular pressing", *Acta Materialia*, Vol. 49, pp. 21-29, 2001.