

بررسی تاثیر پارامترهای عملیات ترمومکانیکی بر قابلیت کارپذیری آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴

علی خلیج کامرانی و امیر عبداللهزاده

چکیده: هدف از تحقیق حاضر بررسی تاثیر پارامترهای عملیات ترمومکانیکی همچون دمای تغییرشکل و نرخ کرنش بر قابلیت کارپذیری داغ آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴، با استفاده از آزمایش فشار داغ می‌باشد. آزمایش‌های فشار بر روی نمونه‌های محلول‌سازی شده، با نرخ کرنش‌های 10^{-1} تا 10^{-3} در دماهای 350°C تا 480°C انجام گرفت. با استخراج منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی، میزان تنش سیلان مشخص گردید. بررسی رفتار مشاهده شده در این منحنی‌ها، دلالت بر وقوع بازیابی دینامیکی دارد. مقدار انرژی اکتیواسیون تغییرشکل مابین 140 تا 127 kJ/mol محاسبه گردید. این انرژی با انرژی لازم برای وقوع بازیابی دینامیکی توسط صعود نابجایی‌ها در این نوع آلیاژها انطباق دارد. در شرایط آزمایش مذکور هیچ اثری از پدیده تبلور مجدد دینامیکی مشاهده نگردید. در دماهای 350°C و 400°C با نرخ کرنش 10^{-1} تا 10^{-3} و دمای 400°C با نرخ کرنش 10^{-1} تا 10^{-3} تغییرات زیادی در شیب منحنی سیلان مشاهده شد. علت این کاهش ناگهانی در تنش سیلان را می‌توان به علت درشت شدن رسوبات دانست. تغییرات ضریب حساسیت به نرخ کرنش با دما، نشان داد که با افزایش دمای آزمایش فشار، بر مقدار این ضریب افزوده می‌شود.

واژه های کلیدی: آلیاژ آلومینیم ۲۰۲۴، قابلیت کارپذیری، بازیابی دینامیکی، آزمایش فشار داغ، انرژی اکتیواسیون

۱. مقدمه

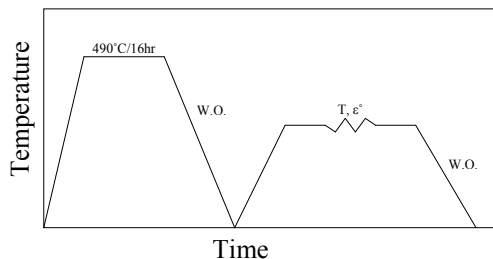
آلیاژ ۲۰۲۴، آلیاژی است حاوی عناصر آلیاژی مس، منیزیم و منگنز که عناصری چون سیلیسیم و آهن نیز در آن یافت می‌شوند. این آلیاژ، جزو آلیاژهای عملیات حرارتی پذیر آلومینیم می‌باشد که سختی آنها از طریق عملیات حرارتی پیرسختی افزایش می‌یابد [1-3]. از آنجاییکه آلیاژ ۲۰۲۴ دارای نسبت استحکام به وزن بالایی می‌باشد و در ضمن مقاومت به

خوردگی نسبتاً مناسبی دارد، در صنایع مختلف از جمله هوا-فضا، صنایع نظامی و کشتی سازی، کاربردهای فراوانی دارد. در حین تغییرشکل مواد فلزی، فرآیندهای کارسختی و کارنرمی با تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر تنش سیلان و کرنش شکست بوقوع می‌پیوندند. هرچند فرآیندهای کارسختی و کارنرمی در فلزات خالص و آلیاژهای تکفاز بطور گسترده مورد مطالعه قرار گرفته است [3-1]، اما در آلیاژهایی که در آنها استحاله‌های فازی بوقوع می‌پیوندد، این فرآیندها بطور کامل درک نشده و نیاز به تحقیقات بیشتری دارند. در میان آلیاژهای مختلف که دچار استحاله‌های فازی می‌گردند، آلیاژهای آلومینیم رسوب سخت شونده، گروه مهمی می‌باشند. بنابراین درک مکانیزم تغییرشکل این آلیاژها و کارپذیری آنها، حایز اهمیت است.

مقاله در تاریخ ۱۳۸۲/۳/۲۷ دریافت شده و در تاریخ ۱۳۸۳/۳/۱۱ تصویب نهایی رسیده است.

علی خلیج کامرانی دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه تربیت مدرس، kamrani_ak@yahoo.com
دکتر امیر عبداللهزاده دانشیار متالورژی، بخش مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی دانشگاه تربیت مدرس، zadeh@modares.ac.ir

بموازات جهت طولی بیلت اکستروژن شده اولیه تهیه شدند. پس از آن، این نمونه‌ها بمدت ۱۶ ساعت در دمای $490 \pm 5^\circ\text{C}$ [7,8] عملیات حرارتی محلول‌سازی شده و بمنظور حصول محلول جامد فوق اشباع، بلافاصله در آب سرد کوئنچ گردیدند. نمونه‌های محلول‌سازی شده، توسط دستگاه فشار داغ INSTRON ۶۰ تنی، در دماهای ۳۵۰، ۴۰۰، ۴۵۰ و 480°C و با نرخ کرنش‌های تقریباً ثابت ۰/۰۰۱، ۰/۰۱، ۰/۱ و 1S^{-1} و کرنش ۰/۷ تحت آزمایش فشار داغ قرار گرفته و سپس در آب سرد کوئنچ شدند (شکل ۱). لازم به ذکر است که قبل از انجام هر آزمایش، نمونه‌ها بمدت ۵ دقیقه در دمای آزمایش نگهداری شدند تا یکنواختی دما در سراسر نمونه، حاصل گردد [2,9]. برای روانکاری و کاهش اصطکاک بین نمونه و فکهای دستگاه فشار داغ از مخلوط گرافیت و آب [10,3] استفاده شد.



شکل ۱. شماتیکی از مراحل آزمایش‌های محلول‌سازی و فشار

داغ ($\epsilon=0.001-1/\text{S}$ و $T=350, 400, 450, 480^\circ\text{C}$)

۳. نتایج و بحث

۳-۱. بررسی منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی

شکل ۲ نمونه‌ای از منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی حاصل از انجام آزمایش فشار داغ را نشان می‌دهد. عموماً در آلومینیم خالص و برخی از آلیاژهای آلومینیم، مکانیزم اصلی نرمی، بازیابی دینامیکی است [11,1,3]. در طول مراحل اولیه آزمایش یعنی در حین کرنش سختی، نابجایی‌ها تا زمانی که حالت پایا حاصل شود، تجمع می‌نمایند، در این شرایط تعادل میان تولید و حذف نابجایی‌ها ایجاد شده و اندازه دانه فرعی و ناهم‌آرایی ثابت می‌ماند [11].

با توجه به شکل ۲، مشاهده می‌شود که ظاهر کلی منحنی‌های تنش-کرنش، نشان دهنده وقوع بازیابی دینامیکی در کلیه دماها و نرخ کرنش‌های بکار گرفته شده می‌باشد [1-3]. وضعیت عمومی این منحنی‌ها بدینگونه است که ابتدا نمودارها دچار کارسختی شده و

در حین فرآیندهای شکل‌دهی داغ، پدیده‌های بازیابی و تبلور مجدد بوقوع می‌پیوندد که به آنها بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی گویند. روی دادن این پدیده‌ها در حین تغییر شکل داغ منجر به ترمیم خواص مکانیکی فلز و یا آلیاژ شده و باعث کاهش تنش سیلان می‌گردد. کاهش تنش سیلان نیز باعث بالا رفتن قابلیت کارپذیری می‌شود، زیرا در این حالت فلز یا آلیاژ راحتتر سیلان یافته و بعنوان مثال در طی فرآیند فورج زوایای مختلف قالب براحته و بدون ایجاد هیچ نوع عیبی از جمله انواع ترکها پر می‌شود [4,5]. بنابراین وقوع کنترل شده این پدیده‌ها می‌تواند به تولید محصولی با هزینه مصرفی ارزان‌تر بدلیل انرژی اعمالی کمتر و همچنین با کیفیت بالاتر بعلت وجود عیوب ناچیزتر، کمک نماید.

بدرستی مشخص گردیده که در آلومینیم و آلیاژهایش بدلیل انرژی نقص انباشتگی بالا، بازیابی بطور گسترده‌ای بوقوع می‌پیوندد. این امر منجر به کاهش میزان تجمع نابجایی‌ها می‌شود و از آنجاییکه برای انجام تبلور مجدد دینامیکی نیاز به تجمع نابجایی‌هاست، در آلیاژهای آلومینیم تبلور مجدد دینامیکی بندرت بوقوع می‌پیوندد [4,5].

از آنجاییکه بسیاری از قطعات تولیدی آلیاژ ۲۰۲۴، توسط فرآیندهای شکل‌دهی داغ همچون نورد، اکستروژن و فورج داغ، تولید می‌گردند [6,2,3]، در نتیجه نیاز به داشتن دانش فنی جهت تغییر شکل داغ این آلیاژ ضروری است. به این منظور در تحقیق حاضر سعی شده است تاثیر پارامترهایی همچون دما و نرخ کرنش بر خواص مکانیکی آلیاژ ۲۰۲۴ و همچنین نوع و مکانیزمی که منجر به کار نرمی شده است، در فرآیندهای شکل‌دهی داغ بررسی گردد. شایان ذکر است، معیار اصلی برای تحلیل نتایج در این تحقیق، نمودارهای تنش-کرنش که یک روش شناخته شده است، می‌باشد. از طرف دیگر، استفاده از نتایج دیگر محققان بعنوان یک مکمل، نیاز به استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری با قدرت تفکیک بالا را مرتفع ساخت.

۲. مواد و روش انجام آزمایش

ماده خام اولیه، بیلت اکستروژن شده با قطر ۱۲ cm از آلیاژ ۲۰۲۴ آلومینیم بود. ترکیب شیمیایی این آلیاژ در جدول ۱ ارائه شده است.

برای انجام آزمایش‌های فشار داغ، ابتدا توسط ماشینکاری نمونه‌های استوانه‌ای شکل با ارتفاع ۱۵mm و قطر ۱۰mm،

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ ۲۰۲۴ مورد تحقیق

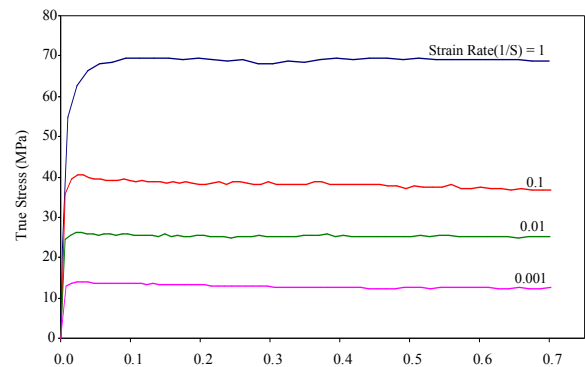
Cr	Ti	Zn	Mn	Fe	Si	Mg	Cu	Al	نام عنصر
۰/۰۱	۰/۰۱۲	۰/۱۷	۰/۴۴	۰/۵	۰/۵۶	۱/۳۸	۴/۲۸	پایه	درصد وزنی

عامل وقوع تبلور مجدد دینامیکی و یا رسوبگذاری دینامیکی و درشت شدن رسوبات در آلیاژ ۲۰۲۴ نسبت داد [1,2,3]. از آنجاییکه آلیاژ ۲۰۲۴، آلیاژ رسوب سخت شونده می‌باشد، احتمال رسوبگذاری دینامیکی در آن وجود دارد. اگر رسوبات تشکیل شده در حین رسوبگذاری دینامیکی بطور ناگهانی درشت شوند، باعث کاهش سختی و از اینرو منجر به کم شدن استحکام آلیاژ می‌شوند [2,3]. این امر می‌تواند منجر به کم شدن تنش سیلان با شیب زیاد به سمت مقادیر کمتر شود. از آنجاییکه در بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری، هیچ‌گونه مدرکی مبتنی بر وجود دانه‌های جدید بدست نیامد، از اینرو در این قضیه یعنی کاهش تنش سیلان با شیب زیاد، حضور عامل تبلور مجدد دینامیکی منتفی است.

در رابطه با درشت شدن رسوبات می‌توان فرضیات زیر را مطرح نمود. سختی ماکروسکوپی نمونه خام در حدود ۱۴۲HB و میکروسختی آن در حدود ۸۲HV است که پس از انجام عملیات محلول‌سازی، این مقادیر به ترتیب به ۸۵HB و ۱۴۰HV رسیده است. بنابراین پس از انجام عملیات محلول‌سازی، سختی ماکروسکوپی کاهش و میکروسختی افزایش یافته است. میکروسختی افزایش یافته دلیل بر افزایش انحلال عناصر آلیاژی و در حقیقت بالا رفتن میزان فوق اشباعیت ماده می‌باشد که بوسیله اثرات محلول سختی، میکروسختی زمینه را افزایش داده است. از طرفی با کاهش مقدار رسوبات، زمینه‌های لازم جهت پایین آمدن سختی ماکروسکوپی فراهم آمده است. از اینرو بعلت وجود محلول جامد فوق اشباع، نیروی محرکه‌ی مورد نیاز برای تشکیل رسوبات فازهای ثانویه در دمای تغییر شکل موجود می‌باشد. بنابراین دور از انتظار نمی‌باشد که این عوامل یعنی رسوبگذاری دینامیکی و درشت شدن رسوبات در حین فرآیند تغییر شکل را بتوان به مساله افت ناگهانی تنش سیلان منحنی‌های شکل ۳، نسبت داد.

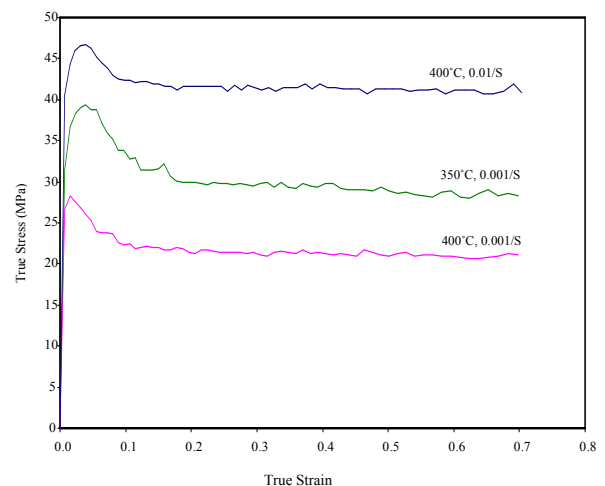
در پدیده کاهش تنش سیلان، از یک سو از آنجاییکه آلیاژ ۲۰۲۴ یک آلیاژ پرسیخت شونده می‌باشد، با درشت شدن ذرات فازهای ثانویه، استحکامش کاسته شده و تنش مورد نیاز جهت تغییر شکل کم می‌شود. از سوی دیگر با درشت شدن

سپس به یک سطح مسطح و پایا رسیده‌اند. این مطلب در مورد کلیه حالتها بجز نمونه‌های محلول‌سازی شده و آزمایش شده در دماهای ۳۵۰ و ۴۰۰°C با نرخ کرنش ۰/۰۰۱/S و دمای ۴۰۰°C با نرخ کرنش ۰/۰۱/S، صادق است. برای این نمونه‌ها، منحنی‌ها پس از رسیدن به یک حداکثر در تنش، به سرعت و با شیب زیاد به سمت مقادیر کم تنش افت می‌نمایند، این موضوع را می‌توان در شکل ۳ مشاهده نمود.



شکل ۲. منحنی تنش-کرنش حقیقی حاصل از آزمایش فشارداغ

برای کرنش ۰/۷ در دمای ۴۸۰°C و نرخ کرنشهای مختلف



شکل ۳. منحنی‌های تنش-کرنش حاصل از انجام آزمایش فشار

بر روی نمونه‌های محلول‌سازی شده بمدت ۱۶ ساعت در ۴۹۰°C

می‌توان علت تغییرات مشاهده شده در سه منحنی نشان داده شده در شکل ۳ یعنی افت ناگهانی تنش سیلان، را به دو

اولیه هم به محلول جامد و هم تاثیرات رسوبات بستگی دارد. محاسبه‌ی میزان هر یک از این عوامل نه تنها نیاز به بررسی‌های موشکافانه دارد، بلکه مستلزم آزمایشهای مکرر می‌باشد که این مساله در دماهای بالا بسیار مشکل است. در طول تغییرشکل نمونه‌ها تحت شرایط فرض (۱) رسوبات ریزی شروع به رسوبگذاری دینامیکی نموده و از این طریق باعث افزایش تنش سیلان می‌گردند. تحت شرایط فرض (۲) نیز رسوبگذاری دینامیکی بوقوع می‌پیوندد، ولی احتمالاً بدلیل فوق اشباع کمتر، تاثیراتش بسیار اندک است. این امکان وجود دارد که فرض (۱) در دماهای تغییرشکل پایین‌تر بکار رود و فرض (۲) در دماهای تغییرشکل بالاتر کاربرد داشته باشد [1,3].

بنابراین با توجه به فرضیات بالا و همچنین مطالب عنوان شده در ارتباط با تغییرات منحنی‌های شکل ۳، می‌توان نتیجه گرفت که در نمونه‌های محلول‌سازی شده بمدت ۱۶ ساعت در 490°C و آزمایش شده در 350°C با نرخ کرنشهای ۱، ۰/۱ و ۰/۰/۱/S و 400°C با نرخ کرنشهای ۰/۱ و ۱/۵ فرض (۱) صادق است. بدین صورت که در مرحله پیش گرم نمودن، هیچ رسوبگذاری دینامیکی بوقوع نپیوسته است و تنش اولیه در حین تغییرشکل داغ بدلیل وجود محلول جامد فوق اشباع می‌باشد. اما در طول تغییرشکل، رسوبگذاری دینامیکی بوقوع پیوسته است، ولی به علت اینکه زمان انجام تغییرشکل و سینتیک نفوذ در این نمونه‌ها، نسبت به نمونه‌های تغییرشکل یافته در دمای 350°C با نرخ کرنش ۰/۰/۱/S و 400°C با نرخ کرنشهای ۰/۱ و ۰/۰/۱/S، بسیار کمتر بوده است، بنابراین رسوبات ریز تشکیل شده، امکان درشت شدن و کم کردن ناگهانی تنش سیلان را نداشته‌اند.

از طرف دیگر این موضوع در رابطه با انجام آزمایشها در دماهای بالاتر بر روی نمونه‌های محلول‌سازی شده، کاملاً متفاوت است. در این نمونه‌ها نیز منحنی تنش-کرنش تقریباً روند ثابتی از تنش سیلان را نشان می‌دهد. دلیل این امر را می‌توان به فرض (۲) نسبت داد، یعنی در حین پیش گرم، رسوباتی تشکیل می‌شوند، که بعلاوه بالا بودن دمای تغییرشکل (450° و 480° درجه سانتی‌گراد)، سینتیک تشکیل رسوبات و درشت شدن آنها در این دماها -بدلیل تسریع فرآیندهای نفوذ- بالاست، از اینرو ذرات تشکیل شده در مراحل ابتدایی تغییرشکل و پیش گرم، بسرعت درشت می‌شوند و بنابراین

این ذرات، اندرکنش میان آنها با نابعی‌ها کاهش می‌یابد و از اینرو بر سرعت لغزش متقاطع و صعود نابعی‌ها افزوده می‌شود و در نهایت بازیابی دینامیکی تسریع می‌گردد. تسریع انجام بازیابی دینامیکی منجر به کم شدن تنش مورد نیاز در ادامه فرآیند می‌شود. پس می‌توان اینگونه نتیجه گرفت که درشت شدن ناگهانی رسوبات، با کاهش استحکام و افزایش سینتیک بازیابی دینامیکی باعث کاهش تنش با شیب زیاد به سمت مقادیر کمتر می‌گردد. اما دلیل اینکه این پدیده در دیگر منحنی‌ها مشاهده نمی‌شود را می‌توان بصورت ذیل توضیح داد.

هر چند در این تحقیق بعلاوه وجود امکانات کافی، بررسی‌های TEM جهت فراهم آوردن اطلاعات در مورد حضور رسوبات بسیار ریز صورت نگرفته است، اما با توجه به مشاهدات دیگر محققان می‌توان فرض نمود که تغییرات ریزساختاری زیر در طول عملیات حرارتی محلول‌سازی و آزمایشهای فشار داغ بوقوع پیوسته است. نگهداری طولانی مدت (۱۶ ساعت) در دمای 490°C بطور گسترده‌ای رسوبات (عمدتاً رسوبات Al_2Cu و Al_2CuMg) را حذف نموده و منجر به افزایش عناصر حل شونده در محلول جامد می‌گردد [1,2,6]. کوئنچ بعدی نیز باعث ایجاد زمینه‌ای با درصد فوق اشباع بالا می‌شود. همانطور که قبلاً نیز اشاره شد تغییرات ماکروسختی و میکروسختی از نمونه‌های خام به نمونه‌های محلول‌سازی شده نیز بر این مطلب یعنی ایجاد محلول جامد فوق اشباع صحه می‌گذارد. همچنین بررسی‌های ریزساختاری نیز می‌تواند مویدی بر این مطلب باشد.

ریزساختار ماده اولیه در شکل ۴ ارائه شده است. برطبق منابع [1,2,3,7] رسوبات اصلی مس دار رسوبات قابل انحلال Al_2Cu و Al_2CuMg و رسوبات سیلیسیم دار رسوبات غیرقابل انحلال Mg_2Si و ترکیبات پیچیده (Fe,Mn,Si,Al) می‌باشند که پس از انجام عملیات محلول‌سازی، رسوبات قابل انحلال همچون Al_2Cu و Al_2CuMg حل شده و وارد فاز جامد شده‌اند و از اینرو از مقدار رسوبات موجود در ماده اولیه کاسته شده است. این امر را می‌توان در ریزساختار نمونه محلول‌سازی شده (شکل ۵) مشاهده نمود.

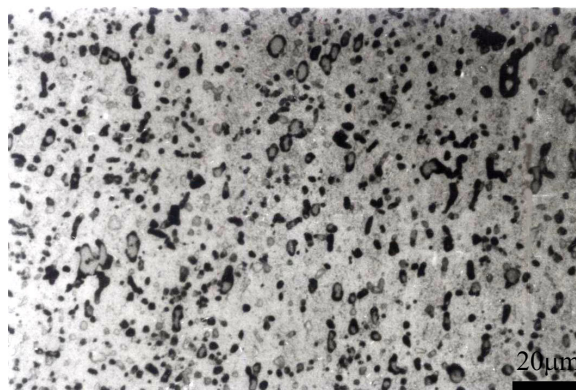
بنابراین علی‌رغم عدم وجود اطلاعات میکروسکوپی و منحنی‌های زمان-دما-رسوبگذاری، می‌توان یکی از دو فرض زیر را پذیرفت: (۱) هیچ رسوبگذاری در حین پیش گرم اولیه بوقوع نپیوسته و تنش اولیه بدلیل فوق اشباع محلولی است، یا (۲) تعدادی رسوب تشکیل شده است که در اینصورت تنش

۲-۳. تاثیر دما و نرخ کرنش بر تنش سیلان

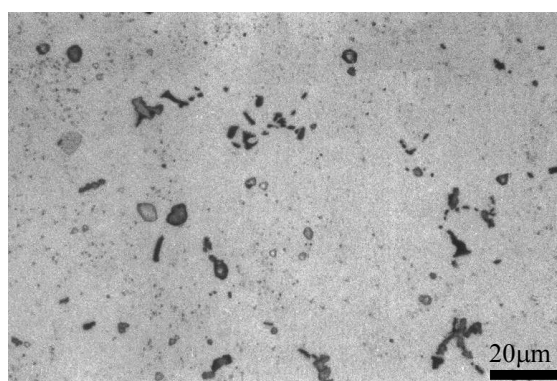
با ترسیم نمودارهای لگاریتم تنش سیلان برحسب لگاریتم نرخ کرنش، می‌توان تاثیر تغییرات دما و نرخ کرنش را بر میزان تنش سیلان مشاهده نمود (شکل ۶). همانطور که در این شکل مشاهده می‌شود، با افزایش دما و یا کاهش نرخ کرنش از میزان تنش سیلان کاسته شده است. این تغییرات را می‌توان به دانسیته‌ی نابجایی‌ها نسبت داد. زیرا با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش، دانسیته نابجایی‌ها کاهش می‌یابد و از اینرو تغییرشکل راحت‌تر شده و از میزان تنش سیلان کاسته می‌شود.

Altintas [6] در تحقیقات خود، به این نکته اشاره کرده است که تنش سیلان مواد پایه آلومینیومی، بطور گسترده‌ای توسط دما، تحت تاثیر قرار می‌گیرد. بدین صورت که می‌توان کاهش تنش سیلان با افزایش دما را توسط زیاد شدن قابلیت حرکت نابجایی‌ها و در نتیجه افزایش صعود و لغزش نابجایی‌ها که فعال شونده توسط حرارت می‌باشند، توضیح داد. هنگامیکه دما افزایش می‌یابد، حرکت نابجایی‌ها بر روی صفحات لغزش، آسانتر می‌شود و این امر منجر به تغییرشکل فلز تحت تاثیر تنش‌های پایین‌تر می‌گردد [4,6]. تحقیقات دیگر [5] نیز نشان داده است که هر قدر دما افزایش یابد، اندازه دانه‌های فرعی بزرگتر می‌شود، و هر قدر دانه‌های فرعی بزرگتر شوند، میزان نابجایی‌ها در دانه‌ها کمتر می‌گردد. بنابراین با بالا رفتن دما سرعت حرکت نابجایی‌ها افزایش یافته و دانسیته‌ی نابجایی‌ها کاهش می‌یابد، در نتیجه اندازه دانه‌های فرعی بزرگتر می‌شوند. این امر می‌تواند منجر به کم شدن نیروی مورد نیاز جهت تغییرشکل با افزایش دما گردد. همچنین با افزایش نرخ کرنش، سرعت تولید نابجایی‌ها افزایش یافته و دانسیته‌ی نابجایی‌ها نیز زیاد می‌شود، در نتیجه افزایش نرخ کرنش باعث بالا رفتن تنش مورد نیاز برای تغییرشکل می‌گردد.

اساس رسم نمودارهای شکل ۶، رابطه $\sigma = k\epsilon^m$ می‌باشد و بنابراین می‌توان با محاسبه ضریب زاویه این نمودارها m یعنی ضریب حساسیت به نرخ کرنش را بدست آورد. شکل ۷ تغییرات ضریب حساسیت به نرخ کرنش با دما را نشان می‌دهد. در رابطه با نمونه‌های محلول‌سازی شده بمدت ۱۶ ساعت در ۴۹۰ درجه سانتی‌گراد، تغییرات ضریب حساسیت به نرخ کرنش با دما بدینگونه می‌باشد که ابتدا ضریب حساسیت از ۳۵۰ تا ۴۰۰، کاهش یافته و پس از آن با افزایش دمای تغییرشکل، افزایش یافته است.

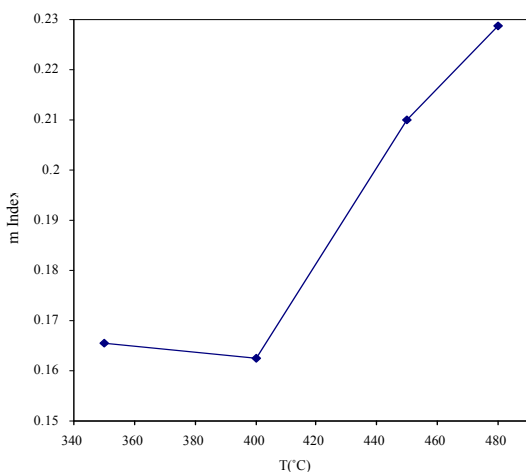


شکل ۴. ریزساختار ماده اولیه، محلول اچ کلر

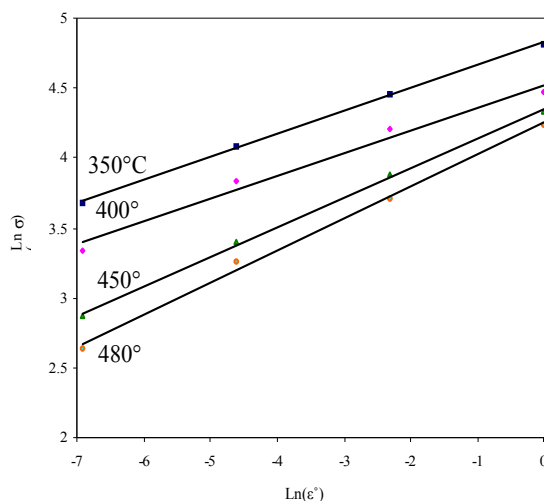


شکل ۵. ریزساختار نمونه محلول سازی شده بمدت ۱۶ ساعت در ۴۹۰°C

تاثیر خود را در مرحله‌ی کارسختی می‌گذارند و تنها میزان تنش اعمال شده در این مرحله را کاهش می‌دهند. از اینرو پس از رسیدن به تنش ماکزیمم، رسوبات ریز وجود ندارند که با درشت شدن ناگهانی موجب کاهش تنش سیلان شوند. بنابراین احتمالاً می‌توان انجام آزمایش فشار در دماهای ۳۵۰ و ۴۰۰°C با نرخ کرنش ۰/۰۰۱/S و دمای ۴۰۰°C با نرخ کرنش ۰/۰۱/S (شکل ۳) را حد فاصلی میان رسوبگذاری دینامیکی و درشت شدن و انحلال رسوبات در حین فرآیند تغییرشکل داغ حاضر دانست. بدینصورت که در دماهای ۳۵۰ و ۴۰۰°C با نرخ کرنشهای ۰/۱/S و ۰/۰۱/S و دمای ۳۵۰°C با نرخ کرنش ۰/۰۱/S، تنها رسوبگذاری دینامیکی بوقوع پیوسته است. در دماهای ۳۵۰ و ۴۰۰°C با نرخ کرنش ۰/۰۰۱/S و دمای ۴۰۰°C با نرخ کرنش ۰/۰۱/S، رسوبگذاری دینامیکی و درشت شدن رسوبات انجام گرفته است. این در حالی است که در دماهای ۴۵۰ و ۴۸۰°C و در تمامی نرخ کرنشها، رسوبات درشت شده و پس از درشت شدن شروع به انحلال نموده‌اند.



شکل ۷. تغییرات ضریب حساسیت به نرخ کرنش با دما



شکل ۶. نمودارهای لگاریتم تنش سیلان-لگاریتم نرخ کرنش در دمای ثابت

۳-۳. محاسبه انرژی اکتیواسیون

در طول تغییر شکل در حالت پایا، فرآیندهای کارسختی با فرآیندهای کارنرمی در تعادل دینامیکی می‌باشند. برای دستیابی به این تعادل دینامیکی، باید بر یک آستانه انرژی فائق آمد، ثابت کارداغ یعنی ΔH ، این حد آستانه می‌باشد که اغلب آنرا انرژی اکتیواسیون کارداغ می‌خوانند [1,2,3,6]. تغییرات مقادیر تنش سیلان برای شرایط مختلف از رابطه‌ی زیر پیروی می‌کند:

$$\dot{\epsilon} = A \sinh(\alpha \sigma) n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

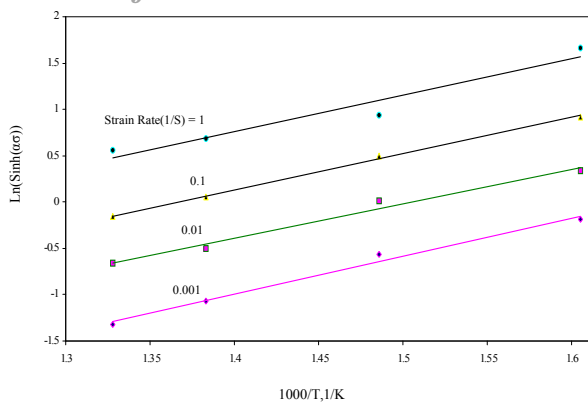
در این رابطه σ تنش سیلان، $\dot{\epsilon}$ نرخ کرنش، R ثابت جهانی گازها، T دمای مطلق و Q انرژی اکتیواسیون ظاهری بوده و α ، n و A ثابتهای مستقل از دما می‌باشند. انرژی اکتیواسیون را می‌توان از طریق ذیل محاسبه نمود. ابتدا با رسم $\ln(\dot{\epsilon}) - \ln(\sinh(\alpha \sigma))$ در دمای ثابت، α را به گونه‌ای تغییر داده که نمودارهای رسم شده در دماهای ثابت تقریباً با یکدیگر موازی شوند، پس از آن n را از محاسبه‌ی ضریب زاویه بدست آورده و سپس با رسم $\ln(\sinh(\alpha \sigma)) - 1/T$ در نرخ کرنش ثابت، Q بصورت زیر محاسبه خواهد شد:

$$Q = nRS \quad (2)$$

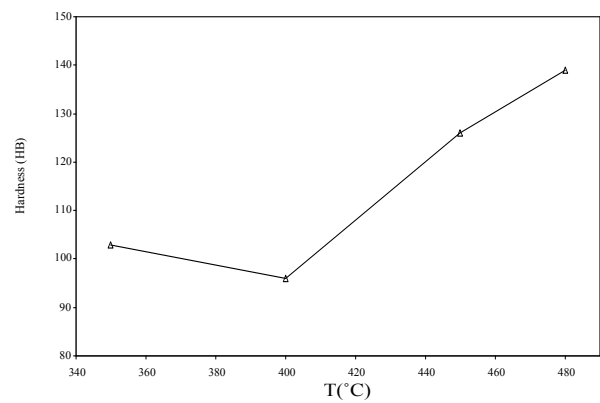
در اینجا S شیب نمودار $\ln(\sinh(\alpha \sigma)) - 1/T$ می‌باشد [1,2,3]. شکل‌های ۹ و ۱۰ نمودارهای مربوط به محاسبه انرژی اکتیواسیون را نشان می‌دهد. با استفاده از نمودارهای شکل ۹، بطور متوسط مقادیر $\alpha = 0.191/\text{MPa}$ و $n = 4/1$ محاسبه گردید.

اگر به شکل ۸ که نشان دهنده تغییرات ماکروسختی بر حسب دما می‌باشد، دقت شود، تغییراتی مشابه با تغییرات حاصل شده در شکل ۷ مشاهده می‌شود. یعنی ابتدا با افزایش دما از ۳۵۰ تا ۴۰۰°C، از میزان سختی کاسته شده و سپس با افزایش دما به ۴۵۰ و ۴۸۰°C، سختی افزایش یافته است.

از آنجاییکه تغییرات حاصل شده در میزان سختی، ناشی از تغییرات رسوبات می‌باشد، شاید بتوان تغییرات ضریب حساسیت به نرخ کرنش با دما را نیز به تغییرات رسوبات نسبت داد. با افزایش دما از ۳۵۰ به ۴۰۰°C برای کلیه نرخ کرنشها، بعلاوه درشت‌تر شدن رسوبات، از مقدار عناصر محلول در فاز جامد کاسته شده است. همچنین در شکل ۸ مشاهده می‌شود که با افزایش دما از ۴۰۰°C به ۴۵۰ و ۴۸۰°C، مقادیر سختی افزایش یافته است. علت این افزایش، به حل شدن رسوبات در حین تغییر شکل داغ نسبت داده شد. از اینرو در دماهای ۴۵۰ و ۴۸۰°C، میزان عناصر موجود در محلول جامد افزایش یافته است. بنابراین با توجه به موارد ذکر شده، می‌توان نتیجه گرفت که مقدار عناصر موجود در محلول جامد تعیین کننده‌ی تغییرات ضریب حساسیت به نرخ کرنش می‌باشد. بدینصورت که ضریب حساسیت به نرخ کرنش با کاهش مقدار عناصر موجود در محلول جامد، کاهش و با افزایش مقدار عناصر موجود در محلول جامد، افزایش می‌یابد.



شکل ۱۰. نمودارهای $\ln(\sinh(\alpha\sigma))$ - $1000/T$ برای نمونه‌های محلول‌سازی شده ($127 < Q < 140$ KJ/mol)



شکل ۸. تغییرات ماکروسختی بر حسب دمای تغییر شکل در نرخ کرنش 0.001 1/S

۴. نتیجه‌گیری

مکانیزم ترمیم اصلی در آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴، بازیابی دینامیکی است که این امر توسط شکل منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی و همچنین میزان انرژی اکتیواسیون محاسبه شده استنتاج گردید.

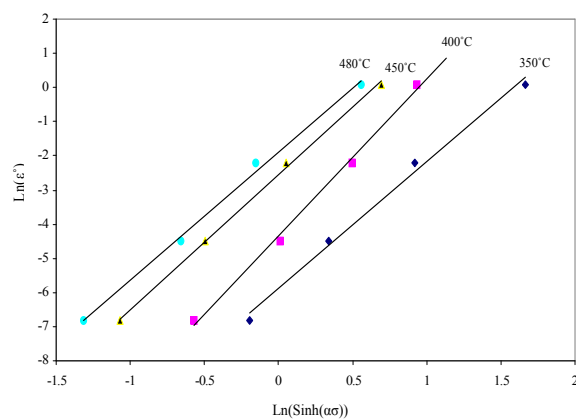
انرژی اکتیواسیون محاسبه شده در محدوده‌ی KJ/mol ۱۴۰-۱۲۷ قرار دارد. از آنجاییکه این مقدار نزدیک به انرژی اکتیواسیون نفوذ در خود آلومینیوم خالص می‌باشد، بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که مکانیزم کنترل‌کننده‌ی ترمیم، بازیابی دینامیکی است که از طریق صعود نابجایی‌ها بوقوع می‌پیوندد.

علت نرمی با شیب زیاد در دماهای ۳۵۰ و ۴۰۰°C با نرخ کرنش 0.001 1/S و دمای ۴۰۰°C با نرخ کرنش 0.01 1/S را می‌توان به درشت شدن رسوبات پس از رسیدن به تنش حداکثر، نسبت داد.

بطور کلی با افزایش دمای آزمایش فشار داغ، بر مقدار ضریب حساسیت به نرخ کرنش افزوده گردید. این امر را می‌توان به افزایش مقدار عناصر موجود در محلول جامد نسبت داد. بدین صورت که با افزایش دمای آزمایش فشار، بدلیل افزایش سینتیک نفوذ، رسوبات بیشتر حل شده و میزان عناصر موجود در محلول جامد افزایش یافته است. از اینرو ضریب حساسیت به نرخ کرنش نیز بالا رفته است.

ضریب حساسیت به نرخ کرنش با دما در نمونه‌های محلول‌سازی شده و آزمایش شده در دمای ۴۰۰°C کاهش یافت. علت آن را می‌توان به درشت شدن رسوبات نسبت به

سپس با استفاده از این مقادیر و شیب نمودارهای شکل ۱۰، مقادیر انرژی اکتیواسیون بین ۱۴۰-۱۲۷ KJ/mol بدست آمد. بطور عمومی پذیرفته شده است که مکانیزم تعیین‌کننده‌ی سرعت در بازیابی دینامیکی، سرعت نفوذ جاهای خالی می‌باشد. با توجه به منابع مقدار انرژی اکتیواسیون نفوذ در خود آلومینیوم خالص که همراه با صعود نابجایی‌ها می‌باشد برابر 143 KJ/mol است [3,11]. اطلاع از انرژی اکتیواسیون می‌تواند نشان دهد که چه مکانیزم‌هایی در طول سیلان فلز و نرم شدن آن عمل می‌نمایند [3]. بنابراین با توجه به مطالب فوق‌الذکر و از آنجاییکه مقدار انرژی اکتیواسیون محاسبه شده، مشابه با انرژی اکتیواسیون نفوذ در خود آلومینیوم می‌باشد، پس شاید بتوان اینگونه استنتاج نمود که مکانیزم نرم شدن در آلیاژ ۲۰۲۴ حاضر با شرایط ذکر شده در این تحقیق، همانند آلومینیوم خالص، در برگزیده بازیابی دینامیکی است که توسط مکانیزم صعود نابجایی‌ها کنترل می‌شود.



شکل ۹. نمودارهای $\ln(\dot{\epsilon})$ - $\ln(\sinh(\alpha\sigma))$ برای نمونه‌های محلول‌سازی شده ($n=4.1$ و $\alpha=0.0191$ 1/MPa)

and Hot Deformation", Light Metals Processing and Applications, Canada, 1993, pp. 555-570.

[10] So, H., Lin, Y. F. and Huang, K. W., "Comparison of Flow Patterns Between Plasticine and Aluminium Alloys in Hot Precision Forging", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 66, 1997, pp. 39-48.

[11] Bardi, F., Cabibo, M. and Spigarelli, S., "An Analysis of Thermo-Mechanical Treatments of a 2618 Aluminium Alloy: Study of Optimum Conditions for Warm Forging", Materials Science and Engineering A334, 2002, pp. 87-95.

تشکر و قدردانی

نویسندگان مقاله از صنایع مهماتسازی تهران که کلیه هزینه‌های مربوط را تقبل نموده و امکانات لازم را در اختیار قرار دادند، کمال تشکر و قدردانی را دارند.

دمای 350°C و کاهش مقدار عناصر موجود در محلول جامد نسبت داد.

مراجع

[1] Verlinden, B., Wouters, P., McQueen, H. J., Aernoudt, E., Delaey L. and Cauwenberg, S., "Effect of Different Homogenization Treat"

[6] Altintas, S. "Hot Torsion Experiments on Aluminium 1100 and 2024", Journal of The Mechanical Behavior of Materials, Vol.4, No.2, 1993, pp. 99-108.

[7] Heat Treater's Guide, ASM International, 1996.

[8] Aluminium and Aluminium Alloys, ASM Specialty Handbook, ASM International, 1993.

[9] Shi, H., "Precipitate and Microstructure Development in Al-2014 Alloy During Heat Treatment