

بررسی تاثیر پیرسازی ترمومکانیکی بر خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵

سعید شبستری، محمدرضا ابوطالبی، میثم ایرانی و احد نورمحمدی اصل

چکیده: آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ از جمله آلیاژهای نوردی است که قابلیت عملیات حرارتی رسوب سختی را دارا می باشد. این آلیاژ جزء خانواده آلیاژهای Al-Zn-Mg می باشد که از استحکام و خواص مکانیکی بالایی برخوردار بوده و در صنایع نظامی و هوا فضا کاربرد وسیعی دارد. سیکل عملیات حرارتی رسوب سختی این آلیاژ طولانی است، از این رو کاهش زمان عملیات حرارتی از لحاظ اقتصادی حائز اهمیت است. هدف اصلی این پژوهش کاهش زمان عملیات حرارتی با استفاده از تلفیق سیکل پیرسازی دوگانه (Duplex Aging) و کار مکانیکی (عملیات نورد) می باشد. این سیکل شامل عملیات ترمومکانیکی از نوع T-AHA می باشد که به FTMT معروف است. در این سیکل دماهای پیرسازی اولیه و ثانویه متفاوت بوده و عملیات نورد در دمای محیط انجام می گیرد در نهایت عوامل موثر در این فرآیند مورد بررسی قرار گرفته است. نتایج حاصله نشان می دهد که عملیات ترمومکانیکی مذکور در مقایسه با سیکل متداول T6، تاثیر چندانی بر روی سختی آلیاژ ندارد اما باعث کاهش زمان عملیات حرارتی به میزان ۵۸ درصد، افزایش استحکام تسلیم به میزان ۹ درصد و افزایش استحکام کششی به میزان ۵/۵ درصد می گردد در حالی که درصد ازدیاد طول آلیاژ در اثر اعمال سیکل ترمومکانیکی تغییر چندانی نمی کند.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵، عملیات ترمومکانیکی، پیرسازی دوگانه، نورد

۱. مقدمه

در بین آلیاژهای کارپذیر آلومینیم که قابلیت عملیات حرارتی رسوب سختی دارند آلیاژهای سری ۲۰۰۰ و ۷۰۰۰ به علت دستیابی به خواص مکانیکی مطلوب از اهمیت خاصی برخوردار هستند [۱]. آلیاژ ۷۰۷۵ آلومینیم یکی از مهمترین آلیاژهای سری ۷۰۰۰ آلومینیم است که به علت نسبت استحکام به وزن بالا کاربرد گسترده ای در صنایع هوا و فضا دارد. این آلیاژ از عنصر پایه آلومینیم، عناصر آلیاژی اصلی Zn، Mg، Cu و عناصر فرعی Cr، Zr، Mn، و ناخالصی هایی نظیر Si، Fe که معمولا همراه آلومینیم وجود دارند، تشکیل شده است و بسته به ترکیب شیمیایی، انواع ترکیبات بین فلزی در آن وجود دارند. ذرات رسوبی نظیر $MgZn_2$ که در اثر عملیات رسوب سختی بوجود آمده و باعث افزایش استحکام آلیاژ می شوند از آن جمله هستند [۳] و [۲].

مقاله در تاریخ ۱۳۸۲/۲/۱۹ دریافت شده و در تاریخ ۱۳۸۲/۱۰/۱۹ به تصویب نهایی رسیده است.

دکتر سعید شبستری دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت/ایران، shabestari@iust.ac.ir

دکتر محمدرضا ابوطالبی دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت/ایران، mreza_ab@iust.ac.ir

میثم ایرانی مهندس مواد و متالورژی

احد نورمحمدی اصل مهندس مواد و متالورژی

یکی از مسایل مربوط به آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵، حساسیت به خوردگی تنشی (S.C.C.) می باشد که مانع از کاربرد این آلیاژ در بعضی اهداف مهندسی می شود. با توجه به نتایجی که توسط A. Ulmaq و F. Habiby ارائه شده است مشخص گردیده که پیرسازی دو مرحله ای در بهبود مقاومت به خوردگی این آلیاژ بسیار موثر است [۱].

در رسوب سختی آلیاژ آلومینوم ۷۰۷۵ اولین فاز رسوبی فاز هم سیمای GP با شکل کروی و شبکه FCC می باشد. پس از آن فاز نیمه هم سیمای η' و در نهایت فاز غیر هم سیمای η پایدار می باشد و بر خلاف GP این دو فاز رسوبات شش وجهی هستند [4,5]. Thomas و Mutting در بررسی های خود نشان دادند که رسوبات η' به شکل صفحات نازک بر روی $\alpha\{111\}$ تشکیل می شوند و در هنگام رسیدن به بیشینه سختی در دمای $130^\circ C$ وجود دارند [6].

اثر استحکام‌دهی فرآیند پیرسازی به دلیل متوقف شدن نابجایی ها به وسیله رسوبهای تشکیل شده از محلول جامد فوق اشباع می باشد [7]. تا زمانی که ذرات رسوبی کوچک، هم سیما و نزدیک به هم هستند به وسیله نابجایی های متحرک بریده می شوند (سخت شدن شیمیایی). با ادامه رشد رسوبها، نابجایی طی مکانیزم اروان بدون برش، رسوب را پشت سر می گذارد. با افزایش فاصله رسوبها تنش لازم برای عبور نابجایی کاهش می یابد و بنابراین استحکام

طرفی ضریب نفوذ اتمهای محلول در آلیاژهای جانشینی به وسیله مکانیزم جاهای خالی کنترل می شود و ضریب نفوذ با افزایش جاهای خالی در اثر انجام تغییر فرم پلاستیک افزایش می یابد. در نتیجه با افزایش ضریب نفوذ سرعت رسوب گذاری در حین پیرسازی بعد از انجام کار مکانیکی بیشتر می شود [14, 15].

در اثر افزایش نابجایی‌ها در اثر کار مکانیکی میانی در حین پیرسازی، رسوب گذاری بر روی نابجایی‌ها ارجحیت پیدا کرده و علاوه بر تسریع رسوب گذاری حصول ساختاری یکنواخت با پراکندگی ریز را نیز امکان پذیر می سازد که در نهایت موجب بدست آمدن استحکام بالاتر در زمان کمتر می شود. پس می توان اثر کار مکانیکی را افزایش سرعت رسوب گذاری و خواص آلیاژ حین سیکل پیرسازی ترمومکانیکی نهایی دانست [16].

۲. روش تحقیق

نمونه ای از ورق آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ به ضخامت ۱/۲ میلی متر مورد آزمایش سختی سنجی و آنالیز شیمیایی قرار گرفت که سختی نمونه ۱۳۶HB و ترکیب شیمیایی آلیاژ مطابق جدول ۱ مشخص گردید. جهت اعمال سیکل‌های ترمومکانیکی تعداد ۱۴ عدد نمونه با ابعاد ۶cm × ۲/۵ cm بریده و آماده سازی گردید. سپس شش نمونه آزمایش کشش (جهت سیکل بهینه و سیکل T6) نیز با ابعاد ۲cm × ۲۰cm نیز تهیه گردید. ده نمونه دیگر نیز جهت انجام سیکل T6 انتخاب گردیدند.

از آنجایی که آلیاژ تهیه شده دارای سختی بالایی بود و از تاریخچه سیکل‌های عملیات حرارتی اعمالی در حین تولید اطلاعی در دست نبود، لذا روی کلیه نمونه ها، سیکل عملیات آنیل همگن سازی در دمای ۴۱۵ °C به مدت ۷۵ دقیقه اعمال گردید و سپس نمونه ها در کوره به آرامی سرد شدند [17]. سختی نمونه ها پس از عملیات آنیل برابر ۶۰HB گردید که معادل سختی حالت آنیل آلیاژ می باشد [17].

پس تمام نمونه های آنیل شده تحت عملیات محلول سازی در دمای ۴۷۸ ± ۳ °C به مدت ۷۵ دقیقه (باتوجه به ضخامت نمونه ها) قرار گرفتند و در محیط کوئنچ آب سرد با تلاطم کم (دمای ابتدایی آب برابر ۱۱ °C بود) شوکه و سرد شدند [17]. لازم به ذکر است که زمان انتقال نمونه ها از کوره به درون ظرف آب کمتر از ۱۰ ثانیه بود و دمای آب نیز از ۱۵ °C بیشتر نشد. تعداد ده نمونه تحت عملیات پیرسازی مصنوعی T6 در دمای ۱۲۰ °C قرار گرفته [17] و سپس در زمانهای ۵، ۱۰، ۱۵، ۱۸، ۲۰، ۲۲، ۲۴، ۲۶، ۲۸ و ۳۰ ساعت از کوره خارج شدند و پس از سرد شدن در هوا سختی سنجی انجام شد.

تعداد چهارده نمونه دیگر پس از شوکه شدن در آب تحت شرایط مختلف، مورد عملیات ترمومکانیکی قرار گرفتند. این سیکل‌ها شامل پیرسازی اولیه، عملیات نورد و پیرسازی ثانویه می باشد که نمای شماتیک آن در شکل ۱ ارائه شده است.

کاهش می یابد. یکی دیگر از عوامل موثر در رسوب سختی عناصر آلیاژی می باشند که با تشکیل فازهای بین فلزی باعث افزایش استحکام زمینه می شود. همچنین انجام کار سرد نیز به افزایش استحکام کمک خواهد کرد [8]. بیشترین استحکام در این آلیاژ در شرایطی که مناطق GP به همراه مقدار قابل توجهی فاز η' تشکیل شده است حاصل می شود. اگر چه مناطق GP به عنوان عامل اصلی استحکام پیشینه معرفی شده اند ولی استحکام پیشینه در آلیاژ ۷۰۷۵ به فازهای دیگر نیز بستگی دارد [9].

عملیات رسوب سختی در ابتدا بصورت یک مرحله محلول سازی و کوئنچ و سپس پیرسازی در یک دمای خاص تعریف گردید ولی با شناخت مکانیزم‌هایی که حین عملیات حرارتی و ایجاد تغییر شکل در فرآیندهای استحکام‌دهی فعال می شوند، ایده استفاده همزمان از این فرآیند ها مطرح گردید و سیکل های پیچیده تری به منظور دستیابی به خواص بهتر حین انجام فرآیند رسوب سختی تعریف گردید [7, 10]. اگر T را نشانگر عملیات محلولی و کوئنچ، H را نشانگر کار مکانیکی، A را نشانه پیرسازی بدانییم سیکل‌های T-AA، T-HA، T-HAA، T-AH، T-AAH و بالاخره ^۱T-AHA سیکل‌های هستند که می توان روی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ اعمال کرد. در این راستا Flemings و همکارانش با تعریف سیکل T-HA توانستند به نتایج مثبتی دست پیدا کنند. پس از آن Mercier نیز روی نتایج بدست آمده از سیکل‌های مشابهی کار کرد و توانست به ترکیب مناسبی از استحکام و درصد ازدیاد طول دست یابد. اما مرحله جدیدی از تحقیقات توسط Pavlov انجام گرفت که تاثیر کار گرم را بررسی کرد. اگرچه او توانست به نتایج مطلوبی برسد اما تفاوت چندانی با نتایج کار دانشمندان قبل نداشت [11]. یکی از انواع این سیکل‌ها که در این پژوهش مورد استفاده قرار گرفته است، عملیات ترمومکانیکی نهایی یا FTMT (Final Thermo Mechanical Treatment) می باشد که شامل یک تغییر شکل پلاستیک سرد بین دو مرحله پیرسازی اولیه و پیرسازی مصنوعی نهایی بوده و دمای دو مرحله پیرسازی نیز متفاوت می باشد [12]. افزایش استحکام بدون کاهش قابل توجه داکتیلیته در آلیاژهای با استحکام متوسط و استحکام بالای Al-Zn-Mg-Cu با اعمال سیکل عملیات حرارتی FTMT میسر می باشد. این افزایش استحکام ناشی از اثر همزمان استحکام بخشی نابجایی ها و رسوبها می باشد. بیشترین مزایای اعمال سیکل FTMT در محصولات نوردی برای مثال ورقها ظهور می یابد. سیکل FTMT تغییر چندانی در مقاومت به خوردگی تنش ایجاد نمی کند ولی باعث افزایش مقاومت به شکست می شود [11].

در عملیات ترمومکانیکی ترتیب مراحل فرآیند بسیار مهم است، زیرا ساختار فرعی اولیه عمل مکانیزم ثانویه را تحت تاثیر قرار می دهد [۱۳]. کار مکانیکی میانی در این فرآیند باعث افزایش دانسیته عیوب، بویژه جاهای خالی و نابجایی های قفل شده می گردد. از

^۱ T-AHA= Solution and Quenching+ Aging+ Hardening+ Aging

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلومینیم ۷۰۷۵ مورد استفاده

عنصر	Al	Mg	Zn	Cu	Mn	Cr	Ni	Fe	Si	Sn	Zr	Ti	others
نمونه	۹۰/۲۰۰	۲/۱۴۰	۵/۶۲۹	۱/۵۶۶	۰/۰۲۵	۰/۱۹۵	۰/۰۰۲	۰/۱۷۴	۰/۰۴۷	۰/۰۰۱	۰/۰۰۴	۰/۰۱۰	۰/۰۰۷

ساعت به ۱۵۶HB می رسد و پس از آن فرآپیری و کاهش سختی رخ می دهد.

۳-۲. بررسی سیکل های پیرسازی دوگانه^۱

در این پژوهش دو سیکل مختلف پیرسازی دوگانه مورد بررسی قرار گرفته است. در هر دو منحنی ارایه شده در شکل ۳ مشاهده می شود که پس از افزایش سختی و رسیدن به یک سختی بیشینه، سختی کاهش می یابد. با مقایسه منحنی های مربوط به پیرسازی اولیه در ۱۰۵ °C به مدت ۶ و ۱۴ ساعت مشاهده می شود که منحنی مربوط به ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه دارای بیشینه سختی بالاتری است و این بیشینه در زمان کمتری نسبت به سیکل مربوط به ۶ ساعت پیرسازی اولیه روی داده است. در ضمن در هر دو سیکل شاهد کاهش سرعت افزایش سختی با گذشت زمان تا رسیدن به بیشینه سختی هستیم. اما در زمانهای اولیه پیرسازی ثانویه سرعت افزایش سختی در سیکل مربوط به ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه، بیشتر است.

علت ادامه روند افزایش سختی پس از مرحله پیرسازی اولیه در شکل ۳، عدم اتمام مرحله جوانه زنی و رشد جوانه در مرحله اول می باشد. نکته جالب توجه بالا بودن سختی نمونه های ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه شده در زمان کمتر می باشد. این امر را می توان به میزان رسوبات ریز با توزیع یکنواخت در پایان مرحله پیرسازی اولیه مربوط دانست. زیرا در دمای پیرسازی اولیه پایین شرایط برای ایجاد رسوبات ریز با توزیع همگن فراهم می باشد که این رسوبات ریز در مرحله پیرسازی ثانویه به عنوان محلهای جوانه زنی عمل می کنند لذا در مورد نمونه های ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه شده در مقایسه با نمونه های ۶ ساعت پیرسازی اولیه شده میزان این رسوبات ریز و همگن بیشتر بوده و در نتیجه ساختار نهایی دارای رسوبات ریز و یکنواخت تری خواهد بود که منجر به حصول سختی بالاتری می شود.

۳-۳. بررسی تاثیر زمان پیرسازی اولیه در سیکلهای

ترمو مکانیکی

در شکل های ۴، ۵، ۶ و ۷ اثر اعمال زمان های پیر سازی اولیه متفاوت بر سختی حاصل از پیرسازی ثانویه در درصد های ثابت نورد ارایه گردیده است. در تمام این نمودارها با مشاهده روند معمول

جهت انجام پیرسازی اولیه چهارده نمونه در دمای ۱۰۵ °C قرار داده شدند که هفت نمونه به مدت شش ساعت و بقیه به مدت چهارده ساعت در کوره نگهداری شدند. پس از انجام عملیات پیرسازی اولیه عملیات نورد بر روی نمونه ها انجام گرفت. این عملیات در دمای محیط توسط دستگاه نوردی با قدرت ۵/۵ تن که دارای غلطکهایی به قطر ۹/۰۱۸ cm با سختی سطح HRC ۵۵ و با سرعت چرخش ۲۷ دور در دقیقه بود، انجام گرفت. سپس هر یک از هفت نمونه مربوط به هر کدام از سیکلهای پیر سازی اولیه با درصد معینی نورد شدند. درصدهای اعمالی عبارتند از: ۰، ۵، ۱۰، ۱۵، ۲۰، ۲۵، ۳۰ که در هر دو سیکل نمونه های ۲۵ و ۳۰ درصد نورد و در سیکل ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه نمونه ۲۰ درصد نورد نیز ترک خوردند.

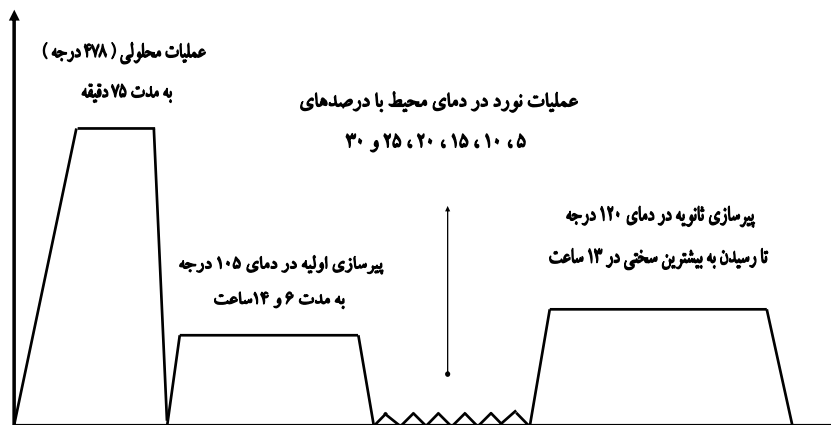
به منظور انجام عملیات پیرسازی ثانویه پس از انجام عملیات نورد هر یک از نمونه های مربوط به یک سیکل مشخص به هشت قسمت تقسیم و در دمای ۱۲۰ °C قرار داده شدند و در راس زمانهای انتخابی ۰، ۱، ۴، ۷، ۸، ۹، ۱۰ و ۱۳ ساعت یک نمونه از هشت نمونه مربوط به هر کدام از سیکلها از کوره خارج و نامگذاری شد. سختی سنجی ها در این تحقیق توسط دستگاه سختی سنجی برینل ساخت شرکت Karl Colb انجام گرفت. قطر ساچمه فولادی مورد استفاده ۲/۵mm و بار اعمالی برابر ۶۲/۵ Kgf بود. پس از سختی سنجی و تعیین سیکل بهینه، آزمایش کشش برای سیکل بهینه و سیکل پیرسازی مصنوعی T6 توسط دستگاه کشش Shenck Trebel 200 KN بر طبق استاندارد ASTM – B557M انجام گرفت.

۳. نتایج و بحث

۳-۱. نتایج حاصل از سیکل پیرسازی مصنوعی (T6)

در شکل شماره ۲ شاهد افزایش سختی در مرحله پیرسازی در دمای ۱۲۰ می باشیم که دلیل آن شروع رسوب گذاری فازهای GP از محلول جامد فوق اشباع می باشند. در ابتدا فازهای هم سیمای GP جوانه می زند. با گذشت زمان این فازها تبدیل به فازهای نیمه هم سیمای η می شوند. با تولید این فازها مکانیزم اروان به عنوان سیستم استحکام دهی فعال می شود. در این حالت به ترکیبی از فازهای GP و η می رسیم و بهترین استحکام حاصل می گردد. با گذشت زمان فازهای نیمه هم سیمای η تبدیل به فازهای غیر هم سیمای η می گردند در نتیجه افت سختی آغاز می شود. سپس فازهای پایدار η رشد کرده و منجر به افت بیشتر سختی و استحکام می شوند که مرحله فرآپیری نام دارد. بیشینه سختی پس از ۲۴

¹ Duplex Aging



شکل ۱. نمایی شماتیک از سیکل‌های ترمومکانیکی اعمالی در این پژوهش.

ضریب نفوذ اتم‌های محلول در آلیاژهای تغییر شکل یافته بسیار پایین است و باعث مهاجرت آنها به سمت نابجایی‌ها نمی‌شود، در حالی که نفوذ اتم‌های محلول در آلیاژهای جاننشینی به وسیله مکانیزم جاهای خالی کنترل می‌شود. در اثر کار مکانیکی دانسیته عیوب، بویژه جاهای خالی و نابجایی‌های قفل شده افزایش می‌یابد. از طرفی ضریب نفوذ اتم‌های محلول در آلیاژهای جاننشینی به وسیله مکانیزم جاهای خالی طبق رابطه (۱) کنترل می‌شود [15].

$$D \approx a^2 \gamma Z C_v \exp(-E_m/KT) \quad (1)$$

که در آن a فاصله بین اتمی، γ فرکانس متوسط ارتعاش اتمها، Z عدد همسایگی، C_v غلظت جاهای خالی، E_m انرژی مهاجرت جاهای خالی، K ثابت بولتزمن و T دما می‌باشد. همچنین ضریب نفوذ با افزایش جاهای خالی در اثر انجام تغییر فرم پلاستیک طبق رابطه (۲)، (ϵ_0 کرنش پلاستیک، m و k ثوابت ماده می‌باشند) افزایش می‌یابد [15].

$$C_v = K \epsilon_0^m \quad (2)$$

با توجه به روابط فوق می‌توان گفت که انجام کار مکانیکی میانی باعث افزایش چگالی جاهای خالی (C_v) می‌شود در نتیجه ضریب نفوذ اتم‌ها در زمینه افزایش می‌یابد و سینتیک رسوب گذاری سریع‌تر خواهد شد. در کنار این مساله کانال‌های نابجایی ایجاد شده نیز باعث تسهیل فرآیند نفوذ و تسریع سینتیک رسوب گذاری می‌شوند. بنابراین اختلاف زمان حصول سختی بیشینه بین دو سیکل ترمومکانیکی با شرایط پیرسازی اولیه متفاوت در نمودارهای ۴ تا ۷ با افزایش درصد نورد کاهش می‌یابد به طوری که با فعال شدن مکانیزم‌های فوق بیشینه سختی در نمودارهای ۵ و ۶ تقریباً در مدت زمان مساوی بدست آمده است.

۴-۳. بررسی تاثیر درصد نورد

در شکل‌های ۸ تا ۱۰ تغییرات سختی با گذشت زمان در سیکل‌های ترمومکانیکی با اعمال درصد‌های مختلف نورد پس از پیرسازی اولیه طبیعی، ۶ ساعت پیرسازی اولیه در دمای ۱۰۵ درجه سانتیگراد

افزایش سختی تا رسیدن به یک بیشینه سختی و سپس کاهش سختی مواجه هستیم. همانگونه که در شکل ۴ مشاهده می‌شود با ۵ درصد نورد نمونه‌های مربوط به ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه نسبت به نمونه‌های ۶ ساعت پیرسازی اولیه در زمان کمتری در پیرسازی ثانویه به بیشینه سختی رسیده‌اند. اما زمان پیرسازی اولیه تاثیر چندانی بر روی سختی بیشینه حاصل نداشته‌اند. علاوه بر این با افزایش درصد نورد اعمالی زمان حصول سختی بیشینه در سیکل‌های با پیرسازی اولیه ۶ و ۱۴ ساعت به هم نزدیک می‌شود.

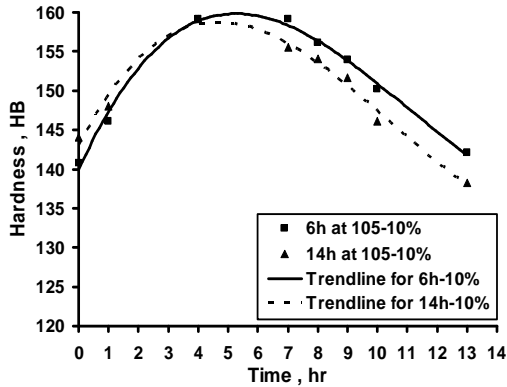
در نمودار شکل ۷ نیز شاهد حصول بیشینه سختی در زمانهای کمتر پیرسازی ثانویه برای سیکل مربوط به ۶ ساعت پیرسازی اولیه می‌باشیم. در این شکل فقط نمودار مربوط به ۶ ساعت پیرسازی اولیه ارائه شده است و نمونه‌های مربوط به ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه به دلیل سختی بالا پس از پیرسازی اولیه در حین ۲۰ درصد نورد ترک خورده و از بین رفتند.

با دقت در اشکال ۴، ۵، ۶ و ۷ مشاهده می‌شود که در تمامی نمودارها با افزایش زمان پیرسازی اولیه شاهد کاهش زمان رسیدن به سختی بیشینه مواجه هستیم. این مطلب به خاطر تاثیر همزمان پیرسازی اولیه در دمای پایین و نورد می‌باشد.

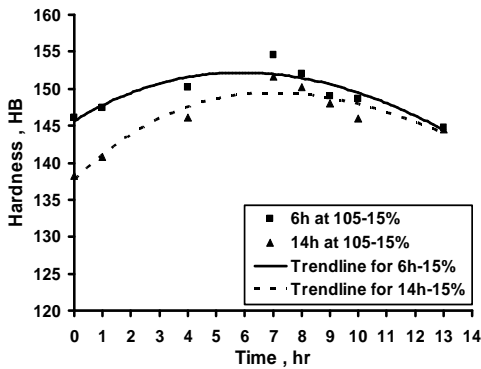
اثر پیرسازی اولیه را می‌توان بدین صورت بیان کرد که به علت پایین بودن دمای پیرسازی شرایط برای تشکیل رسوبات ریز و یکنواخت GP بیشتر فراهم می‌گردد. عملیات مکانیکی نیز می‌تواند به دو صورت تاثیر گذار باشد. اول اینکه با افزایش دانسیته عیوب جاهای خالی و نابجایی‌های قفل شده که عمدتاً بر روی رسوبات ریز اولیه و مرزخانه‌ها می‌باشند محلهای مناسبی برای جوانه زنی غیر همگن در مرحله پیرسازی ثانویه ایجاد می‌گردد که این امر باعث تسریع در رسوب گذاری می‌شود.

نکته دوم این است که اتم‌های محلول و عیوب موجود در آلیاژهای آلومینیم بر همکنش قوی روی همدیگر دارند که باعث ناپایداری ساختار می‌شود. تغییر مشخصه‌های محلول و تغییر نرخ نفوذ اتم‌های محلول از آن دسته می‌باشد. در نزدیکی‌های دمای اتاق

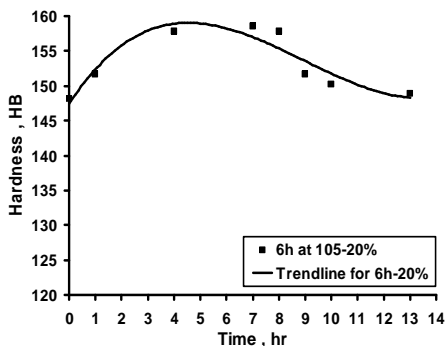
سختی تا رسیدن به یک بیشینه و سپس کاهش آن می باشد ولی آنچه مهم است افزایش بیشینه سختی به دست آمده با افزایش درصد نورد اعمالی در هر سه نمودار است. همچنین با افزایش درصد نورد بیشینه سختی در زمان کوتاه‌تری حاصل می گردد.



شکل ۵. تاثیر زمان پیرسازی ثانویه در دمای ۱۲۰ °C بر سختی در سیکلهای ترمو مکانیکی (۶ و ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه در ۱۰۵ °C، ۱۰ درصد نورد سرد).

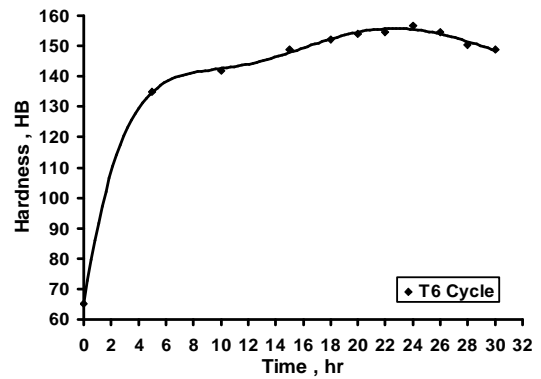


شکل ۶. تاثیر زمان پیرسازی ثانویه در دمای ۱۲۰ °C بر سختی در سیکلهای ترمو مکانیکی (۶ و ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه در ۱۰۵ °C، ۱۵ درصد نورد سرد).

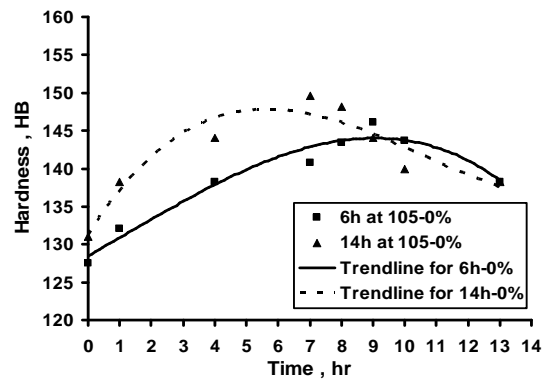


شکل ۷. تاثیر زمان پیرسازی ثانویه در دمای ۱۲۰ °C بر سختی در سیکلهای ترمو مکانیکی (۶ ساعت پیرسازی اولیه در ۱۰۵ °C، ۲۰ درصد نورد سرد).

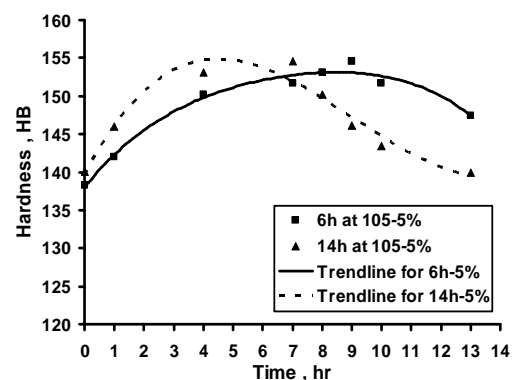
و ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه در دمای ۱۰۵ درجه سانتیگراد مشاهده می شود.



شکل ۲. تاثیر زمان پیرسازی در دمای ۱۲۰ °C بر سختی در سیکل T6.



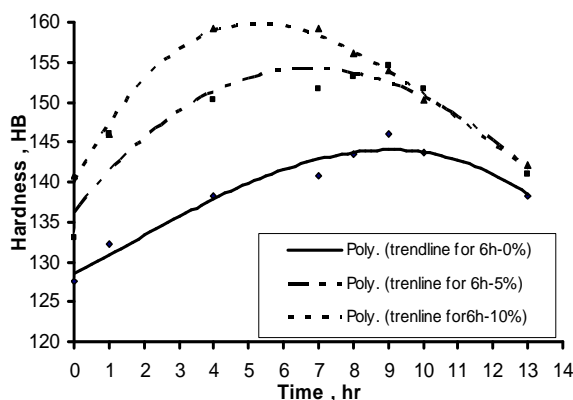
شکل ۳. تاثیر زمان پیرسازی ثانویه در دمای ۱۲۰ °C بر سختی در سیکلهای پیرسازی دوگانه (۶ و ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه در ۱۰۵ °C).



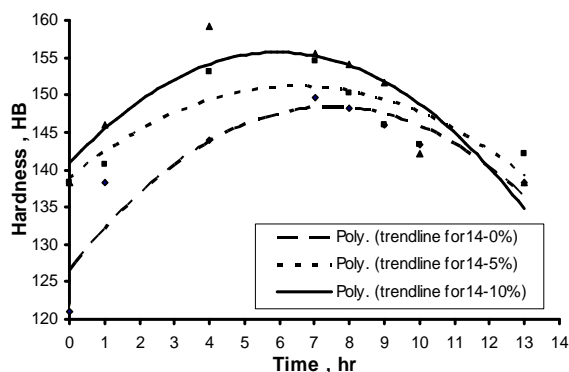
شکل ۴. تاثیر زمان پیرسازی ثانویه در دمای ۱۲۰ °C بر سختی در سیکلهای ترمو مکانیکی (۶ و ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه در ۱۰۵ °C، ۵ درصد نورد سرد)

شکل کلی این نمودارها همانند نمودارهای قبلی حاکی از افزایش

باعث ۵۸ درصد کاهش در زمان کوره مصرفی توام با افزایش جزئی در سختی بیشینه بدست آمده در مقایسه با سیکل T6 شده است. با انتخاب این سیکل به عنوان بهینه خواص کششی این سیکل نیز مورد بررسی قرار گرفته است.



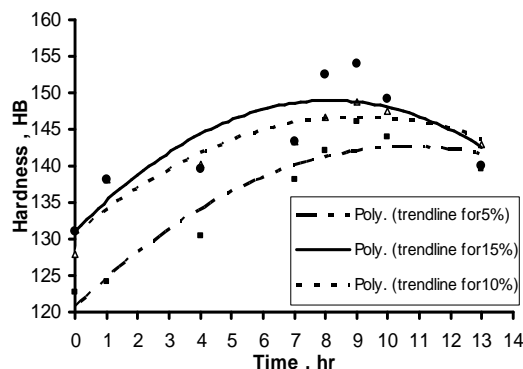
شکل ۸. تغییرات سختی نمونه های مربوط به ۶ ساعت پیرسازی اولیه در دمای 105°C بر حسب زمان در سیکل های ترمومکانیکی با درصد های نوردهای متفاوت ۵ و ۱۰ و ۱۵



شکل ۹. تغییرات سختی نمونه های مربوط به ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه در دمای 105°C بر حسب زمان در سیکل های ترمومکانیکی با درصد های نوردهای متفاوت ۵ و ۱۰ و ۱۵

۳-۵. نتایج حاصل از تست کشش سیکل بهینه

پس از انتخاب سیکل ۶ ساعت پیرسازی اولیه، ۱۰ درصد نوردهای در دمای محیط و ۴ ساعت پیرسازی ثانویه، نمونه های آماده شده برای تست کشش نیز تحت این سیکل عملیات حرارتی شدند، که نتایج حاصل از تست کشش سیکل بهینه و سیکل T6 در جدول ۲ مورد مقایسه قرار گرفته اند. نتایج به دست آمده در جدول ۲ نشان می دهد که در اثر اعمال سیکل ترمومکانیکی مذکور، استحکام تسلیم، استحکام کششی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ در مقایسه با سیکل متداول T6 افزایش می یابد در حالی که درصد ازدیاد طول آلیاژ بدون تغییر باقی مانده است. به عبارت دیگر در مقایسه با سیکل T6، استحکام

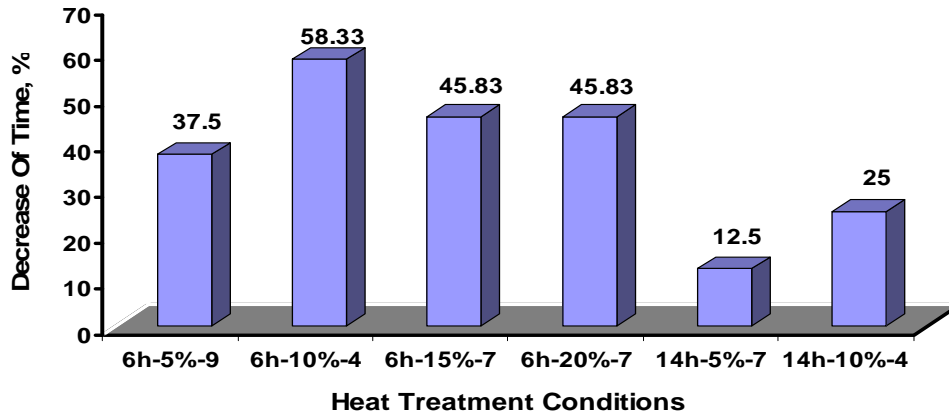


شکل ۱۰. تغییرات سختی نمونه های مربوط به پیرسازی اولیه طبیعی بر حسب زمان در سیکل های ترمومکانیکی با درصد های نوردهای متفاوت ۵ و ۱۰ و ۱۵

سیکل های ترمومکانیکی اعمال شده با توجه به زمان پیرسازی اولیه به دو دسته کلی تقسیم شده اند و بیشینه سختی بدست آمده در هر کدام از این سیکلها مورد بررسی قرار گرفت. مقایسه سختی های بیشینه بدست آمده در تمام این نمودارها با سختی سیکل نرمال T6 حاکی از این موضوع می باشد که در مقایسه با بیشینه سختی حاصل از سیکل T6 تفاوت چندانی نکرده اند.

اثر درصد نوردهای مختلف بر بیشینه سختی حاصل را بدین شکل می توان توجیه نمود که افزایش در تغییر شکل میانی علاوه بر اثرگذاری از طریق که در بالا گفته شد محل های جوانه زنی مناسب بیشتری را نیز در مرحله پیرسازی ثانویه فراهم می کند زیرا نابیایی های ایجاد شده خود می توانند به عنوان محل های جوانه زنی مورد استفاده قرار گیرند بنابراین با افزایش درصد تغییر شکل با فراهم شدن این مکان ها توزیع نهایی رسوب ها پس از پیرسازی ثانویه به سمت رسوب های ریزتر و همگن تر حرکت می کند که در نهایت شاهد افزایش سختی خواهیم بود.

با مشاهده نمودارهای قبل نیز می توان دریافت که اعمال سیکل های ترمومکانیکی تاثیر چندانی در مقدار بیشینه سختی بدست آمده ندارند، بلکه زمان رسیدن به بیشینه سختی را کاهش می دهند و از لحاظ زمان استفاده از کوره های عملیات حرارتی مقرون به صرفه و اقتصادی می باشد. برای درک بهتر این موضوع نمودار شکل ۱۱ رسم گردیده است. در این نمودار درصد کاهش کل زمان پیرسازی (کل زمانی که یک نمونه تا رسیدن به بیشینه سختی خود در مجموع دو مرحله پیرسازی اولیه و ثانویه در کوره بوده است) سیکل هایی را که سختی بیشینه آنها در حد سختی بیشینه سیکل T6 بوده است، با همدیگر مقایسه می شود. همانطور که دیده می شود سیکل ۶ ساعت پیرسازی اولیه در دمای 105°C ، ۱۰ درصد نوردهای در دمای محیط و ۴ ساعت پیرسازی ثانویه در دمای 120°C به عنوان سیکل بهینه از لحاظ زمان کوره انتخاب گردید. این سیکل در مقایسه با سیکل T6



شکل ۱۱. درصد کاهش زمان کوره مصرفی سیکلهای با سختی قابل قبول در مقایسه با سیکل T6

اما نکته جالب توجه عدم کاهش درصد ازدیاد طول می باشد. دلیل این مطلب احتمالاً افزایش استحکام ناشی از اثر همزمان استحکام بخشی نابجاییها و رسوبها می باشد و حصول ترکیب مناسبی از رسوبهای ریز و یکنواخت می باشد.

۴. نتیجه گیری

در این پژوهش اثر پارامترهایی چون زمان پیر سازی اولیه و درصد تغییر شکل میانی در سیکل های پیرسازی ترمومکانیکی نهایی (FTMT) بر خواص مکانیکی آلیاژ ۷۰۷۵ مورد بررسی قرار گرفته و نتایج زیر حاصل گردیده است:

۱- مشاهده می شود که با افزایش زمان پیرسازی اولیه زمان رسیدن به بیشینه سختی در مرحله پیرسازی ثانویه به دلیل افزایش محلهای جوانه زنی برای رسوب گذاری در پیرسازی ثانویه کاهش می یابد.

۲- در اثر انجام کار سرد میانی، چگالی جاهای خالی و نابجایی ها افزایش می یابد. لذا با افزایش جاهای خالی و ایجاد کانالهای نابجایی ضریب نفوذ افزایش می یابد، که موجب تسریع سرعت رسوب گذاری در مرحله پیرسازی ثانویه می گردد.

۳- مشاهده می شود که سیکلهای ۶ و ۱۴ ساعت پیرسازی اولیه - ۱۰ درصد نورد و سیکل ۶ ساعت پیرسازی اولیه - ۲۰ درصد نورد پس از گذشت ۴ ساعت از شروع مرحله پیرسازی ثانویه به بیشینه سختی در حد بیشینه سختی سیکل T6 رسیده اند، که در هر سه سیکل با کاهش زمان پیرسازی مواجه می باشیم ولی از نظر زمان عملیات حرارتی و درصد نورد، سیکل ۶ ساعت پیرسازی اولیه - ۱۰ درصد نورد اقتصادی بوده و سیکل بهینه می باشد.

۴- در سیکل ۶ ساعت پیرسازی اولیه - ۱۰ درصد نورد و ۴ ساعت پیرسازی ثانویه علاوه بر کاهش زمان پیرسازی به میزان ۱۴ ساعت (۵۸٪) در مقایسه با سیکل متداول T6 و دستیابی به سختی در حد

سیکل T6، شاهد افزایش استحکام کششی به میزان ۳۱ Mpa

تسلیم ۹ درصد و استحکام کششی نیز ۵/۵ درصد افزایش داشته است.

انجام کار مکانیکی همراه با عملیات حرارتی در حضور ذرات رسوب اولیه (FTMT) به پایدار شدن ساختار فرعی نابجایی کمک می کند. آلیاژهای آلومینیم هنگامی که در دمای محیط و دامنه کرنشی حدود ۱۰٪ تغییر شکل داده می شوند ساختار نابجایی سلولی با دیواره های قفل شده در آنها ایجاد می شود. با افزایش میزان کرنش نابجایی های قفل شده چگالتر و محکم تر شده و اندازه سلول تا اندازه ای، بسته به دما، کوچک می شود و تشکیل دانه های فرعی باعث افزایش استحکام طبق رابطه هال پیچ می شود. مشخصه ساختار حاصل از انجام کار مکانیکی ، یک ساختار فرعی سلولی است که در آن گره های نابجایی با چگالی زیاد جداره های سلول را تشکیل می دهند و با پیشروی کرنش نابجایی ها از سراسر سلول کنار رفته و گره را به جداره سلول متصل می کنند . لازمه ایجاد ساختار سلولی تغییر شکل با نرخ کرنش کم، دمای متوسط تغییر شکل و انرژی نقص انباشتگی زیاد ماده است (آلیاژهای آلومینیم انرژی نقص انباشتگی زیادی دارند).

از طرف دیگر چون آلیاژهای پیرسختی شده میزان و شکل رسوبات در افزایش استحکام مهم می باشد. در این آلیاژ با اعمال پیرسازی اولیه ساختار حاوی ترکیبی از رسوبات ریز و یکنواخت GP و η' می باشد که باعث فعال شدن مکانیزمهای برش رسوب و اروان می گردد. هرچقدر میزان GP بیشتر باشد سخت شدن شیمیای فعالتر می باشد زیرا فاصله رسوبات کم و نابجایی رسوب را خواهد برید و علاوه بر اینکه برش رسوب مستلزم انرژی بالایی می باشد، منجر به ایجاد لبه در رسوب می گردد که این نیز باعث افزایش استحکام خواهد شد. به طور کلی ترکیب مناسبی از رسوبات به همراه کار مکانیکی با ایجاد ساختار فرعی مناسبی از نابجایی ها تاثیر بسزایی در افزایش استحکام را دارد.

جدول ۲. نتایج حاصل از تست کشش سیکل بهینه و سیکل T6

نمونه	استحکام تسلیم (Mpa)	استحکام کششی (Mpa)	درصد ازدیاد طول، %ε	سختی (HB)
T6	۵۰۳	۵۷۲	۱۱	۱۵۶
6h-10%-4h	۵۴۸	۶۰۳	۱۱	۱۵۹

(۵/۵٪) و افزایش استحکام تسلیم به میزان ۴۵ Mpa (۹٪) به علت اثر همزمان نابجایی ها و رسوبات می باشیم، در حالی که درصد ازدیاد طول آلیاژ تغییری نمی کند.

مراجع

- [8] Shercliff H. R. and Ashby M. F., "A Process Model for Age Hardening of Aluminum Alloys - I. The Model", Acta Metall Mater, Vol.38, No.10, 1990, PP. 1789-1802.
- [9] Adler P. N., Deiasi R. and Geschwind G., "Influence of Microstructure on the Mechanical Properties and Stress Corrosion Susceptibility of 7075 Aluminum Alloys", Metallurgical Transactions, Vol.3. December 1972, pp. 3191-3200.
- [10] McQueen H. J., *The Experimental Roots of Thermo Mechanical Treatments for Aluminum Alloys*.
- [11] Russo E. DI, Conserva M., Gatto F. and Markus H., "Thermo Mechanical Treatments on High Strength Al-Zn-Mg(-Cu) Alloys", Metallurgical Transaction, Vol.4, April 1973, pp. 1133-1144.
- [12] Waldman J., Sulinski H., Markus H., "The Effect of Ingot Processing Treatments on The Grain Size and Properties of Al Alloy 7075", Metallurgical Transaction, Vol.5, March 1974, pp.573-583
- [۱۳] صادقی کورش، پایان نامه کارشناسی ارشد، بررسی تاثیر عملیات پیرسازی ترمومکانیکی (TMA) بر خواص آلیاژ ۲۰۲۴ آلومینیوم، اردیبهشت ۱۳۸۰، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران.
- [14] Dieter J. E., *Mechanical Metallurgy*, McGraw Hill Publishing, London, 1988.
- [15] Prasad A., Antonio C. D' and Mukherjee K., "Thermo Mechanical Processing of 7075 Aluminum Alloys".
- [16] Deschamps A., Livet F. and Brechet Y., "Influence of Predeformation on Ageing in an Al-Zn-Mg Alloy - I. Microstructure Evolution and Mechanical Properties", Acta Mater, Vol.47, No.1, 1999, pp.281-292
- [17] ASM Handbook, vol.2; *Properties and Selection: Non Ferrous Alloys and Special Purpose*.
- [1] ابوطالبی محمدرضا، رعیت پور معصومه، مهتر قره داغی رضا، « بررسی تاثیر رژیم عملیات حرارتی بر ساختار و خواص آلیاژهای ۲۰۲۴ و ۷۰۷۵ آلومینیوم»، دومین سمینار ملی مهندسی سطح، ۸ الی ۱۰ اردیبهشت ۱۳۷۶، دانشکده فنی دانشگاه تهران.
- [2] Smith William, "Structure and Properties of Engineering Alloys", McGraw Hill Publishing, London, 1981.
- [۳] آذری کامران، ابطحی کاظم، نجار آذری حمید، گلعدار محمدعلی، « بررسی اثر پارامترهای عملیات ترمومکانیکی بر تبلور مجدد آلیاژ ۷۰۷۵ آلومینیوم تهیه شده به روش نیمه مداوم- تبرید مستقیم»، یازدهمین سمینار سالانه جامعه ریخته گران ایران، ۱۳ الی ۱۵ اردیبهشت ۱۳۷۸، دانشگاه صنعتی شریف.
- [4] Porter D. A., Easterling K. E., *Phase Transformation in Metal*, Chapman and hall publishing, second Edition, London, 1992.
- [5] Deschamps A. and Brechet Y., "Influence of Predeformation and Ageing of an Al-Zn-Mg Alloy- II. Modeling of Precipitation Kinetics and Yield Stress", Acta Mater, Vol.47, No.1, 1999, pp. 293-305.
- [6] De Ardo A. J., JR. and Simensen CHR. J., "A Structural Investigation of Multiple Ageing of Al-7%Zn-2.3%Mg", Metallurgical Transactions, Vol.4, October 1973, pp. 2413-2421.
- [7] Novikov, *Theory of Heat Treatment of Metals*, Mir Publishers, Moscow, 1987.