

بررسی و مقایسه اثرات عملیات حرارتی RRA، T73 و T6 بر سختی، استحکام کششی و خمشی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵

منصور اسدی* و سید رحمان حسینی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان، شاهین شهر، اصفهان

(دریافت مقاله: ۱۳۹۱/۱۰/۹ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۳/۸/۱۰)

چکیده - در این مقاله فرا ی RRA و T6 با هدف ارتقای خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵، استحکام کششی و استحکام آلیاژ مورد ارز و مقایسه قرار گرفته است. به این منظور محلول سازی در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد مدت انجام شد. برای اتم T6 پس از آنل انحلال، رسازی در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد مدت انجام شد. در دو مرحله به مدت یک ماه، رسازی در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد مدت انجام شد. در مرحله سوم مجدداً رسازی T6 انجام پذیرد. بررسی ساختار و سطح شکست نمونه کروسکوپ الکترونی (OM) و الکترون روبش (SEM) انجام شد. ای بررسی ترک رسوبها از طریق آنالیز انرژی (EDS) استفاده شد. ارز، استحکام کششی و استانداردهای ASTM E384-99، ASTM B557-06 و DIN 50121 انجام گرفت. اثر RRA باعث افزایش استحکام کششی و مرکز مگایاسکال و سختی از ۱۰۰ و ۱۰۰ درصد شد. پس از اتم T6 استحکام کششی از ۱۰۰ و ۱۰۰ درصد مگایاسکال و سختی از ۱۰۰ و ۱۰۰ درصد افزایش یافت. در فرا T73، استحکام کششی (مگایاسکال) و استحکام تسلیم از ۱۰۰ و ۱۰۰ درصد افزایش و مرکز کاهشی و استحکام خمشی در فرا T6 و RRA T73 از ۱۰۰ و ۱۰۰ درصد مگایاسکال افزایش با انجام فرا RRA در دما و زمان به استحکام کششی و استحکام خمشی فرایندهای T6 و T73 بهبود پیدا کرد.

واژگان کلیدی: آلومینیم، آنل انحلال، رسازی، استحکام کششی، استحکام خمشی

Evaluation and Comparison of the Effects of RRA, T73 and T6 Heat Treatments on Hardness, Tensile and Bending Strengths of 7075 Aluminum Alloy

M. Assadi* and S.R. Hosseini

Department of Materials Engineering, Malek-Ashtar University of Technology, Shahin Shahr, Iran

* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: M.Assadi67@yahoo.com

Abstract: In the present article, RRA, T73 and T6 heat treatments were carried out to improve mechanical properties of 7075 aluminum alloy and its hardness, tensile and bending strengths were evaluated. For this purpose, solution annealing was performed at 530 °C for 16 h. For T6 treatment, aging was executed at 150 °C for 24 h after solution annealing. In T73, aging treatment was done in two stages after solution annealing, at 120 and 180 °C for 7 and 20 h, respectively. RRA treatment was performed in three stages. The first stage was the same as T6 treatment, the second stage constitutes tempering at 200 °C for 20 min and in the third stage aging process was repeated like T6 treatment. Evaluation of the microstructures and fractured surfaces were performed with optical microscopes (OM) and scanning electron microscopes (SEM). Energy dispersive spectroscopy (EDS) was used to study the chemical composition of precipitates. Hardness, tensile and bending strength were evaluated according to ASTM E384-11e1, ASTM B557-06 and DIN 50121 standards. RRA treatment increased tensile strength from 466 to 485 MPa and hardness from 110 to 165 Vickers. After T6 treatment, tensile strength increased from 466 to 505 MPa and hardness from 110 to 160 Vickers. In T73 process, the tensile strength remained almost constant (465 MPa) but yield strength increased from 394 to 410 MPa and hardness decreased from 110 to 84 Vickers. The bending strength increased from 797 to 844, 920 and 1030 MPa in T73, RRA and T6 processes, respectively. By applying RRA process in optimized temperature and time, hardness, tensile and bending strengths of 7075 aluminum alloy were enhanced from 5 to 15% compared to that of T6 and T73 processes.

Keywords: Aluminum 7075, Solution annealing, Aging, Tensile strength, Bending strength, Hardness

۱- مقدمه

آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ به دلیل استحکام به وزن بالا، شکل پذیری مناسب و چقرمگی و مقاومت به خستگی خوب، در بخش های سازه ای پرتنش کاربرد دارد. از جمله کاربردهای این آلیاژ می توان به اتصالات هواپیما، چرخ دنده ها، شفت ها، بخش های مختلف موشک و دیگر کاربردهای مختلف تجاری در هوافضا و سایر تجهیزات دفاعی اشاره کرد [۱]. یکی از کاربردهای مهم این آلیاژ در بدنه ماهواره و فضاپیما است. از این رو انجام عملیات حرارتی مناسب روی بدنه ماهواره و فضاپیما به منظور ایجاد بیشترین مقاومت در برابر تنش های فشاری، کششی و خمشی، از اهمیت بالایی برخوردار است. سه فرایند عملیات حرارتی T6، T73 و RRA از معمول ترین چرخه های عملیات حرارتی هستند که روی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ انجام می شود. عملیات حرارتی T6 برای افزایش سختی و استحکام در این آلیاژ به کار می رود. طی فرایند T6 استحکام و سختی افزایش و مقاومت به خوردگی تنشی کاهش می یابد [۲]. عملیات حرارتی T73 باعث کاهش سختی و استحکام و افزایش مقاومت به خوردگی تنشی می شود. عملیات بازگشت و پیرسازی مجدد (RRA) که در سال ۱۹۷۴ مطرح شد، نوعی عملیات سه مرحله ای است که ضمن افزایش ۵ تا ۱۵ درصدی استحکام نسبت به فرایند T6، باعث بهبود مقاومت به خوردگی تنشی می شود. ساز و کار استحکام دهی در آلیاژهای عملیات

حرارتی پذیر، بر فرایند پیرسازی استوار است [۲]. علت استحکام بالای آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵، اندازه ریز و یکنواخت رسوب های فاز ثانویه در شبکه است که طی عملیات پیرسختی T6 حاصل می شود. رسوب های به وجود آمده پس از عملیات حرارتی T6 عمدتاً از نوع GP بود که عامل اصلی افزایش استحکام است.

تاکنون در مورد عملیات حرارتی و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ بررسی های زیادی صورت گرفته است. ادلیبر و همکارانش [۳] علت افزایش استحکام در این آلیاژ را زمینه حاوی مناطق GP بیان کردند. هم چنین مشخص شد که استحکام تسلیم و استحکام کشش این آلیاژ وقتی به مدت ۸ تا ۴۸ ساعت پیرسازی شود ۶۲ مگا پاسکال افزایش می یابد. جان و همکارانش [۴] در بررسی های خود به این نتیجه رسیدند که اصلاح دانه غالباً باعث تغییرات مفیدی در خواص مکانیکی از جمله افزایش استحکام تسلیم و عمرخستگی در این آلیاژ می شود. ژاوو و همکارانش [۵] عملیات آنیل انحلالی و پیرسازی طبیعی را در دمای محیط بررسی کردند. آن ها به این نتیجه رسیدند که پایدارترین رسوب در این آلیاژ، فاز $MgZn_2$ است. هم چنین در پیرسازی طبیعی این آلیاژ چگالی بالای مناطق GP و نابه جایی ها از عوامل بسیار مؤثر در افزایش استحکام است. ایو و همکارانش [۶] اثر عملیات همگن سازی و پیرسازی را روی خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ بررسی کردند. آن ها

در بررسی‌های خود به عملیات دیگری با نام سریع‌سردکردن دومرحله‌ای و پیرسازی دست یافتند که این عملیات شامل سریع‌سردکردن آلیاژ از دمای آنیل انحلالی تا حدود ۲۰۰ تا ۲۳۰ درجه‌سانتی‌گراد، توقف به مدت ۵ تا ۳۰ ثانیه در این دما، سریع‌سردکردن مجدد و سپس پیرسازی به شیوه معمول است. این روش در کل منجر به بهبود خواص مکانیکی از جمله استحکام شد. فینگ و همکارانش [۷] تاثیر دو عملیات پیرسازی T6I6^۱ و HTPP^۲ را بر خصوصیات کششی آلومینیم ۷۰۷۵ بررسی کردند. آن‌ها به این نتیجه رسیدند که پیرسختی HTPP، T6I، T73 و RRA، باعث توزیع ناپیوسته رسوب‌های در مرز دانه می‌شود. در مقایسه بین این فرایندهای عملیات حرارتی مشخص شد که عملیات T6 و T73 در مقایسه با عملیات T6I6 و RRA استحکام کمتری دارند. وانگ و همکارانش [۸] عملیات پیرسازی دومرحله‌ای را بررسی کردند. این عملیات شامل اعمال پیش‌کرنش ۵ درصد پس از سریع‌سردکردن، پیرسازی در دمای ۲۰ درجه سانتی‌گراد و زمان‌های مختلف و سپس سریع‌سردکردن و پیرسازی در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۴ ساعت بود. آن‌ها در این روش توانستند با ادغام کار مکانیکی با عملیات حرارتی، استحکام آلیاژ را تا حد قابل قبولی بهبود بخشند. پانیگراهی و همکارش [۹] تاثیر عملیات نورد و پیرسازی را روی خواص مکانیکی بررسی کردند. عملیات نورد در نیتروژن مایع به مدت ۲۰ دقیقه انجام و سپس پیرسازی در دمای ۱۰۰ درجه‌سانتی‌گراد به مدت ۴۵ ساعت اجرا شد و استحکام تسلیم ۶۰۷ مگاپاسکال، استحکام نهایی ۶۴۲ مگاپاسکال و انعطاف‌پذیری به مقدار ۹/۵ درصد به دست آمد. یولماز و همکارانش [۱۰] عملیات بازگشت و پیرسازی مجدد (RRA)^۳ را بر خواص مکانیکی بررسی کردند و به این نتیجه رسیدند که آلیاژ بازگشت داده شده در دمای ۲۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶۰ دقیقه بالاترین مقدار سختی و مقاومت به سایش را نشان می‌دهد. سختی با گذشت زمان افت می‌کند و این کاهش با افزایش دما بیش‌تر می‌شود. کاهش سختی در زمان ثابت ۵ دقیقه و دماهای مختلف را می‌توان به انحلال

رسوب‌های GP نسبت داد که این امر می‌تواند ناشی از مقدار جزئی از جوانه زنی باشد.

در این پژوهش مانند دیگر پژوهشگران، پس از اعمال فرایندهای T6، T73 و RRA خواص مکانیکی ارزیابی و مقایسه شد، با این تفاوت که ابتدا بهینه‌سازی انجام و سپس عملیات حرارتی در دما و زمان بهینه انجام گرفت. هم‌چنین، در این پژوهش علاوه بر آزمون‌های کشش و سختی، ارزیابی استحکام خمشی نمونه‌ها انجام گرفته است. به این ترتیب ابتدا دما و زمان بهینه آنیل انحلالی و پیرسازی در عملیات حرارتی RRA، T73 و T6 انتخاب شد. سپس با انجام آزمون‌های خواص مکانیکی از جمله سختی‌سنجی، کشش و خمش، اثرات فرایندهای عملیات حرارتی RRA، T73 و T6 بررسی و با یکدیگر مقایسه شد.

۲- مواد و روش پژوهش

آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ به شکل ورق روزن‌کاری شده^۴ با طول ۵۰۰، عرض ۲۰۰ و ضخامت ۲۰ میلی‌متر تهیه شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ اشاره شده به روش طیف‌سنجی نوری و برانگیختگی به کمک جرقه (SES)^۵ اندازه‌گیری شد. دستگاه طیف‌سنج جرقه‌ای مدل ایرک^۶ ساخت شرکت اسپکترومکس^۷ آلمان برای تعیین ترکیب شیمیایی ماده اولیه استفاده شد. در جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ در مقایسه با محدوده‌های مجاز طبق استاندارد ASTM R209 [۱۱] آورده شده است. از روابط زیر طبق استاندارد ASTM E112-12 [۱۲] برای محاسبه میانگین اندازه دانه استفاده شد [۱۳].

$$N=2^{n-1} \quad (۱)$$

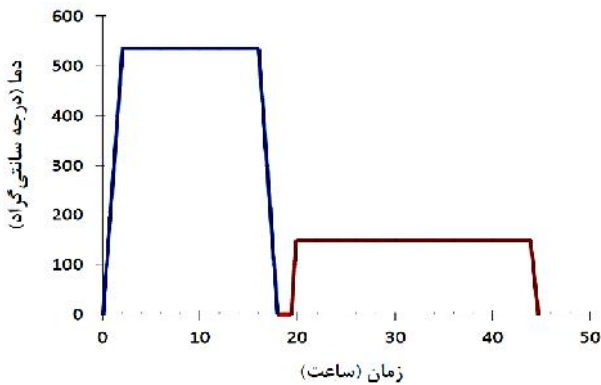
$$N=N_0(1/100)^2 \quad (۲)$$

$$D_0=1/\sqrt[3]{N_0} \quad (۳)$$

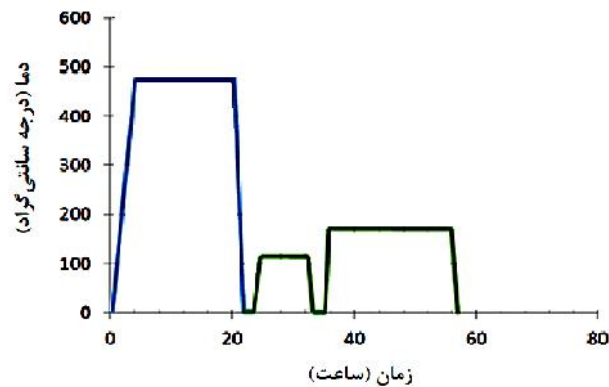
در این روابط، N تعداد دانه در بزرگ‌نمایی ۱۰۰، n عدد اندازه دانه، N₀ عدد اندازه دانه در بزرگ‌نمایی ۱ و D₀ میانگین اندازه دانه است. برای انجام فرایندهای T6، T73 و RRA، از کوره عملیات حرارتی مقاومتی هواگردشی ساخت شرکت

جدول ۱- مقایسه ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ مورد استفاده در این پژوهش با نمونه استاندارد (ارقام بر حسب درصد وزنی)

| عنصر | Zn | Mg | Cu | Si | Fe | Cr | Mn | Al |
|--------------------------------|---------|---------|---------|------|------|-----------|------|------------|
| مطابق اندازه‌گیری به روش SES | ۵/۲۵ | ۲/۲۴ | ۱/۶۴ | ۰/۴۸ | ۰/۷۲ | ۰/۱۲ | ۰/۱۹ | باقی مانده |
| مطابق استاندارد ASTM R209 [۱۱] | ۵/۱-۶/۱ | ۲/۱-۲/۹ | ۱/۲-۲/۰ | <۰/۴ | <۰/۵ | ۰/۱۸-۰/۲۸ | <۰/۳ | باقی مانده |



شکل ۱- چرخه عملیات حرارتی T6 انجام شده در این پژوهش

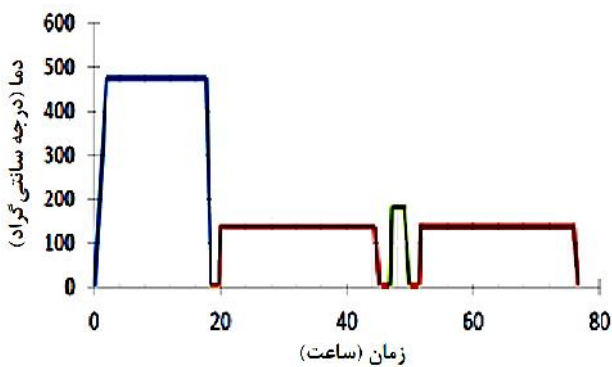


شکل ۲- چرخه عملیات حرارتی T73 مورد استفاده در این پژوهش

عملیات حرارتی RRA در سه مرحله انجام شد. مرحله اول همانند عملیات حرارتی T6، در مرحله دوم عملیات بازگشت و در مرحله سوم مجدداً پیرسازی همانند عملیات حرارتی T6 روی نمونه‌ها اعمال شد. برای یافتن دما و زمان بهینه عملیات بازگشت با توجه به مقالات مورد مطالعه در زمینه موضوع، نمونه‌ها در دماهای ۲۰۰، ۲۲۰ و ۲۴۰ درجه سانتی‌گراد در دو زمان ۲۰ و ۴۰ دقیقه بازگشت داده شدند. در هر دما و زمان دو نمونه و در کل ۱۲ نمونه مورد آزمایش

نابترت^۸ مدل N30/A استفاده شد. به این منظور ابتدا محلول‌سازی در دمای ۵۳۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۶ ساعت انجام شد. برای یافتن دما و زمان بهینه پیرسازی در عملیات حرارتی T6، با توجه به استاندارد ASTM B918-01 [۱۴]، پس از آنیل انحلالی، پیرسازی در دماهای ۱۲۰، ۱۵۰ و ۱۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۰ و ۲۴ ساعت انجام شد. در هر دما و زمان دو نمونه و در کل ۱۲ نمونه مورد آزمایش قرار گرفت. برای انجام عملیات حرارتی T6، نمونه‌ها پس از پیرسازی در آب صفر درجه سانتی‌گراد سریع سرد شدند. در نهایت با توجه به نتایج، پس از آنیل انحلالی، پیرسازی در دمای ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۴ ساعت انجام شد. چرخه عملیات حرارتی T6 انجام شده در این پژوهش در شکل ۱ آورده شده است.

برای یافتن دما و زمان بهینه پیرسازی در عملیات حرارتی T73، با توجه به استاندارد ASTM B918-01 [۱۴]، پس از آنیل انحلالی، پیرسازی مرحله اول در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۶، ۷ و ۸ ساعت صورت گرفت سپس مرحله دوم پیرسازی در دمای ۱۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۶، ۲۰ و ۲۴ ساعت انجام شد. در هر دما و زمان دو نمونه و در کل ۱۰ نمونه مورد آزمایش قرار گرفت. نمونه‌ها پس از هر مرحله پیرسازی در آب صفر درجه سانتی‌گراد سریع سرد شدند. در نهایت با توجه به نتایج، پس از آنیل انحلالی در دو مرحله به ترتیب در دماهای ۱۲۰ و ۱۸۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت ۷ و ۲۰ ساعت پیرسازی انجام شد. چرخه عملیات حرارتی T73 انجام شده در این پژوهش در شکل ۲ آورده شده است.



شکل ۳- چرخه عملیات حرارتی RRA انجام شده در این پژوهش

(موجود در آزمایشگاه خواص مکانیکی دانشکده مواد دانشگاه صنعتی اصفهان) استفاده شد. آزمون با سرعت ۱۰ میلی متر بر دقیقه (سرعت فروری پانچ در نمونه) انجام گرفت.

۳- یافته‌ها و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختار، خواص کششی و سختی

در شکل‌های ۶- الف و ۶- ب به ترتیب تصویر میکروسکوپی نوری و الکترونی از ریزساختار نمونه عملیات حرارتی نشده (خام) نشان داده شده است. با توجه به این‌که نمونه خام از ورق روزن‌کاری شده تهیه شده است، دانه‌ها در جهت روزن‌کاری کشیده شده، ریزساختار تقریباً ناهمگن است. همان‌طور که در شکل ۶- الف مشاهده می‌شود یک دسته رسوب‌هایی در ریزساختار نمونه خام وجود دارد. با توجه به شکل ۶- الف رسوب‌ها را بر اساس اندازه ذرات می‌توان به سه گروه تقسیم کرد.

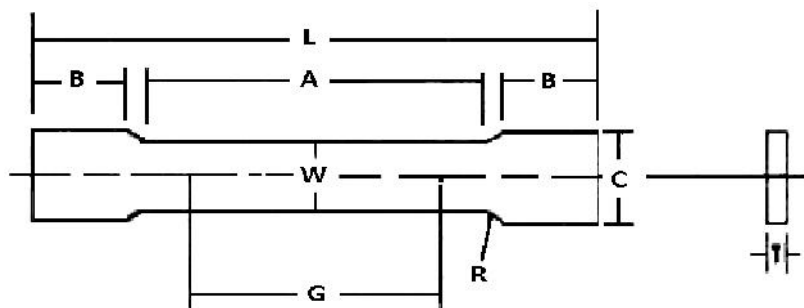
نوع اول رسوب‌های پیرسازی^{۱۳} هستند. این رسوب‌ها همان‌طور که از نامشان مشخص است با انجام عملیات پیرسازی در ریزساختار ایجاد می‌شوند. در برخی از پژوهش‌های گذشته، ریزساختار حاوی رسوب‌های مشابه مشاهده و گزارش شده است [۱۸]. رسوب‌های پیرسازی به‌طور یکنواخت در داخل دانه‌ها پراکنده شده‌اند و با تغییر اندازه ذرات (ریزشدن) می‌توانند باعث مستحکم‌تر شدن آلیاژهای

قرار گرفت. نمونه‌ها پس از پیرسازی و بازگشت در آب صفر درجه سانتی‌گراد سریع سرد شدند. در نهایت با توجه به نتایج، پس از آنیل انجالی، مرحله اول همانند T6، مرحله دوم عملیات بازگشت در دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۰ دقیقه و در مرحله سوم مجدداً پیرسازی همانند T6 انجام شد. چرخه عملیات حرارتی RRA انجام شده در این پژوهش در شکل ۳ آورده شده است.

برای ارزیابی سختی، از دستگاه سختی‌سنج مدل M4u-250 ساخت شرکت ایمکو^۹ اتریش استفاده شد: نمونه‌های مربوط به این آزمون در ابعاد ۱۵×۱۵×۱۵ میلی‌متر تهیه شدند. سختی‌سنجی طبق استاندارد ASTM E384-99 و به روش ویکرز با فرورونده مربع القاعده الماسی با نیروی ۵۰ نیوتن انجام شد [۱۵]. سختی‌سنجی به روش ویکرز نیاز به آماده‌سازی سطح دارد. برای آماده‌سازی سطح نمونه‌ها از سنباده‌های ۲۴۰ و ۴۰۰ استفاده شد. به‌منظور کاهش خطا هر نمونه سه مرتبه سختی‌سنجی و سپس از این سه عدد میانگین گرفته شد. به دلیل کوچک بودن نمونه‌ها و عدم امکان سختی‌سنجی از قسمت‌های مختلف آن‌ها، نمونه‌ها مانع سرد شدند.

نمونه‌های آزمون کشش، طبق استاندارد ASTM B557-06 تهیه شدند [۱۶]. در شکل ۴ طرح‌واره‌ای از نمونه آزمون کشش و در جدول ۲ اندازه‌های در نظر گرفته شده با توجه به استاندارد آورده شده است. آزمون کشش با استفاده از دستگاه کشش آمسلیر^{۱۰}، مدل FM2750 ساخت شرکت ولپیرت^{۱۱} آلمان (موجود در آزمایشگاه خواص مکانیکی دانشکده مواد دانشگاه صنعتی اصفهان) انجام شد. کشش‌ها در حالت نرخ کرنش $(0.05 s^{-1})$ و سرعت جابه‌جایی فک (یک میلی‌متر در دقیقه) انجام گرفت.

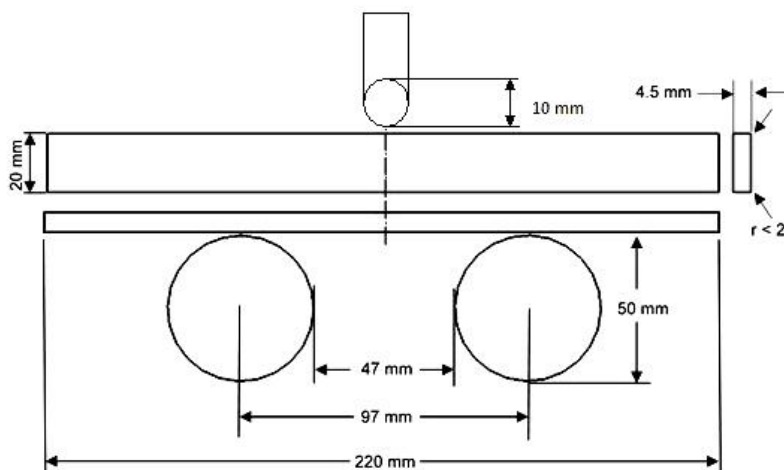
برای انجام آزمون خمش، از استاندارد ASTM E290-97a استفاده شد [۱۷]. در شکل ۵ طرح‌واره‌ای از نمونه آزمون خمش آورده شده است. برای انجام آزمون خمش از دستگاه خمش هاینسفیلد^{۱۲} مدل H25K9 ساخت شرکت ولپیرت



شکل ۴- طرحواره‌ای از نمونه آزمون کشش، رسم مجدد با استفاده از استاندارد ASTM B557-06 [۱۶]

جدول ۲- اندازه‌های نمونه کششی در نظر گرفته شده با توجه به استاندارد ASTM B557-06 [۱۶]

| G | W | L | R | A | B | C | T |
|---------|---------|----------|---------|---------|---------|---------|---------|
| ۵۱/۰ mm | ۱۲/۵ mm | ۲۰۰/۰ mm | ۱۲/۵ mm | ۵۷/۵ mm | ۵۱/۰ mm | ۱۹/۰ mm | ۱۲/۵ mm |

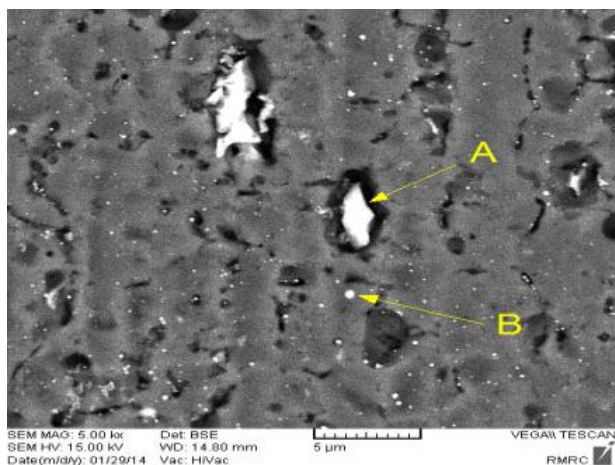


شکل ۵- طرحواره‌ای از نمونه آزمون خمش، رسم مجدد با استفاده از استاندارد ASTM E290-97a [۱۷]

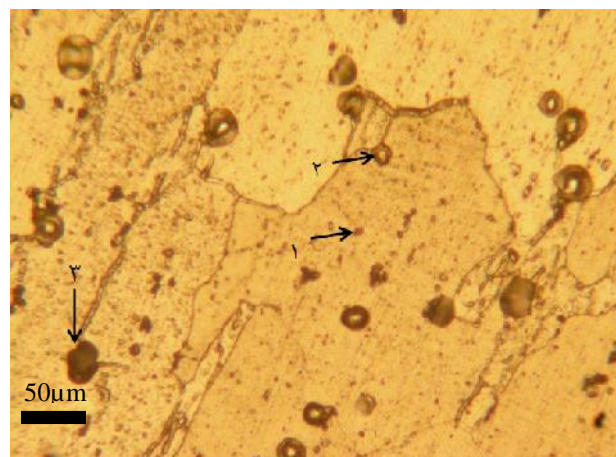
است [۱۸]. ذرات میانی می‌توانند مهارکننده تبلور مجدد و رشد دانه باشند. به دلیل ارتباط نامنسجم بین ذرات و زمینه آلومینیم، ذرات میانی می‌توانند ایجادکننده شکست بین‌دانه‌ای به واسطه جوانه‌زنی حفره‌ها باشند. این رسوب‌ها در شکل ۶- الف با علامت ۲ نشان داده شده‌اند. اندازه این رسوب‌ها در مقالات گذشته، تقریباً ۰/۵ تا ۰/۵۰ میکرومتر بیان شده است [۱۹]. در شکل ۶- الف نیز اندازه رسوب‌های نشان داده شده با علامت ۲ در گستره (۰/۱۰-۰/۵۰) به دست آمد. نوع سوم ذرات غیرقابل حل^{۱۵} درشتی هستند که در حین ریخته‌گری و یا در

عملیات حرارتی پذیر شوند. این رسوب‌ها با علامت ۱ در شکل ۶- الف مشخص شده‌اند. اندازه این رسوب‌ها در مقالات گذشته، کم‌تر از ۰/۵ میکرومتر گزارش شده است [۱۹]. در شکل ۶- الف اندازه تعدادی از ذرات، کم‌تر از ۰/۵ میکرومتر به دست آمد که با توجه به پژوهش‌های قبلی می‌توان مطمئن شد که این ذرات، رسوب‌های پیرسازی هستند.

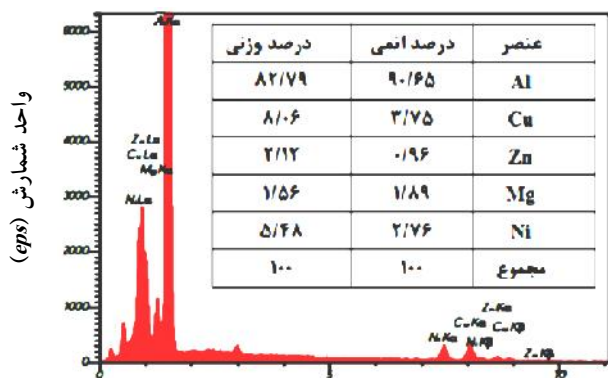
نوع دوم ذرات میانی^{۱۴} هستند که در حین فرایند همگن‌سازی ظاهر می‌شوند. در برخی از مطالعات گذشته، ریزساختار حاوی رسوب‌های مشابه مشاهده و گزارش شده



ب

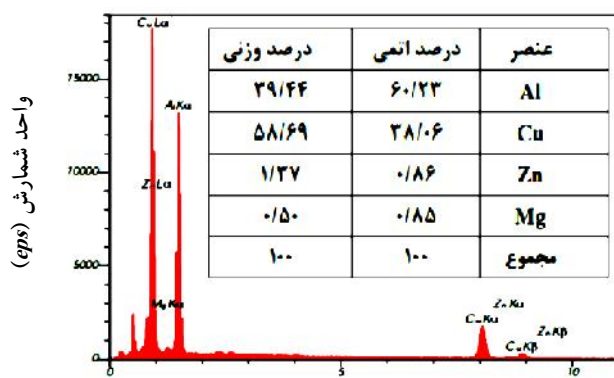


الف



انرژی (کیلوالکترون ولت)

د



انرژی (کیلوالکترون ولت)

ج

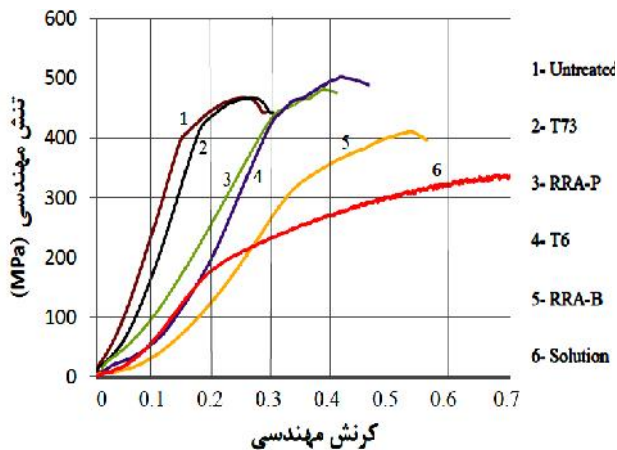
شکل ۶- ریزساختار و تحلیل عنصری نمونه خام: الف) تصویر OM، ب) تصویر SEM،

ج) تحلیل عنصری EDS از رسوب A و د) تحلیل عنصری EDS از رسوب B

110 ± 3 ویکرز به دست آمد.

رسوب‌های درشت اشاره شده در شکل ۶- الف، با علامت A در شکل ۶- ب مشخص شده‌اند. این رسوب‌ها به صورت شبکه‌های تقریباً پیوسته روی مرزدانه قرار گرفته‌اند. این رسوب‌ها در اندازه‌های مختلف (بین ۱ تا 10 ± 1 میکرومتر) هستند. با بررسی نتایج به دست آمده از تحلیل عنصری EDS که در شکل ۶- ج نشان داده شده است، مشخص شد این رسوب‌های سفید رنگ، غنی از مس و آلومینیم هستند. با توجه به شکل ۶- ج درصد وزنی آلومینیم تقریباً دو برابر مس است که این نسبت از لحاظ استوکیومتری بسیار نزدیک به رسوب $CuAl_2$ یا S است. با

فرایند انجماد ظاهر می‌شوند. در برخی از بررسی‌های گذشته، ریزساختار حاوی رسوب‌های مشابه مشاهده و گزارش شده است [۱۸]. اندازه این رسوب‌ها در مقالات حدوداً یک میکرومتر گزارش شده است [۱۹]. این رسوب‌ها با علامت ۳ در شکل ۶- الف مشخص شده‌اند. اندازه این رسوب‌ها از ۱ تا ۹ میکرومتر به دست آمد که با نتایج حاصل از مقالات تطابق دارد. با توجه به شکل ۶- الف می‌توان مطمئن شد رسوب‌های نوع ۲ و ۳ رسوب‌های درشتی هستند که به صورت شبکه‌های تقریباً پیوسته، روی مرزدانه‌ها قرار گرفته‌اند. به طور کلی در شکل ۶- الف، میانگین اندازه دانه‌ها 25 ± 3 و متوسط اندازه رسوب‌ها 10 ± 2 میکرومتر محاسبه شد. سختی در نمونه خام



شکل ۷- نمودارهای تنش کرنش مهندسی قبل و بعد از فرایندهای مختلف عملیات حرارتی

ریزی تبدیل شده است [۲۲]. باتوجه به بررسی پژوهشگران، اگر عنصر آلیاژی منگنز به صورت محلول در زمینه باشد، رسوبی تشکیل نمی‌دهد. ولی اگر مقدار آن ۵٪ درصد وزنی و یا بیش‌تر شود، رسوب $MnAl_6$ تشکیل می‌شود و رسوب یاد شده پایدار است [۲۲]. با توجه به این‌که درصد وزنی منگنز در رسوب A، ۵۱٪ است می‌توان گفت رسوب $MnAl_6$ نیز در ساختار وجود دارد. رسوب‌های اشاره شده در ریزساختار به صورت پایدارند و سبب افزایش انعطاف‌پذیری در نمونه آنیل انحلالی شده‌اند.

میانگین اندازه دانه‌ها، اندازه رسوب‌ها و هم‌چنین مقادیر سختی در طی فرایندهای مختلف عملیات حرارتی در جدول ۴ آورده شده است. باتوجه به جدول ۴ می‌توان گفت در نمونه T6 نسبت به سایر نمونه‌ها، اندازه حفره‌ها و ذرات رسوبی ریزتر و با فاصله کم‌تری نسبت به هم قرار گرفته‌اند. در شکل‌های ۹- الف و ۹- ب به ترتیب تصویر میکروسکوپی نوری و الکترونی از ریزساختار نمونه T6 نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل‌های ۹- الف و ۹- ب مشاهده می‌شود یک دسته رسوب‌هایی در تصویر وجود دارد که از نظم قابل توجهی برخوردار هستند. رسوب‌های نشان داده شده در شکل ۹- ب که با علامت A مشخص شده‌اند، رسوب‌های ریز غنی از آلومینیم هستند و کمی منیزیم، روی و

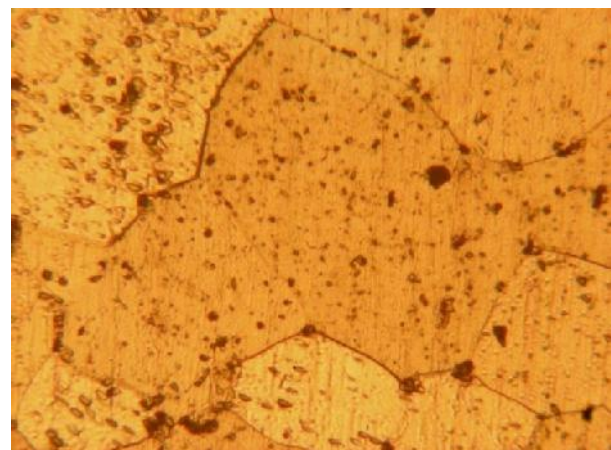
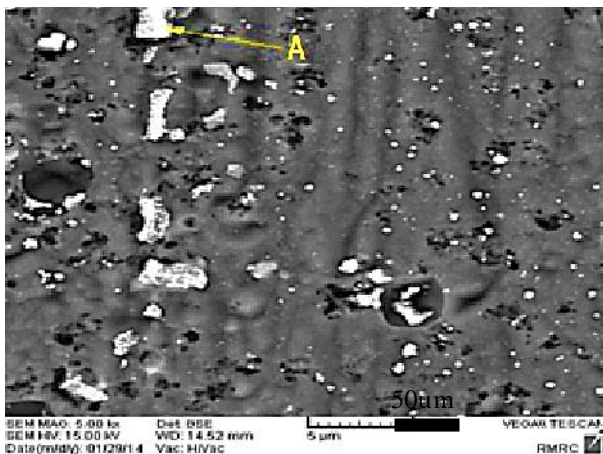
بررسی نتایج به دست آمده از تحلیل عنصری EDS که در شکل ۶- د نشان داده شده است، مشخص شد که رسوب‌های ریز داخل دانه‌ها با اندازه‌های زیر یک میکرومتر (مشخص شده با علامت B در شکل ۶- د)، غنی از آلومینیم است و درصد وزنی مس و روی تقریباً بالایی دارد که می‌توان گفت این رسوب یک فاز چهار جزئی به صورت محلول جامد متشکل از ترکیبات $AlCuMg$ مثل $Mg(Zn, Al, Mg)_2$ یا $Mg(Zn_2, AlMg)$ است [۲۰].

نمودارهای تنش کرنش مهندسی به دست آمده از آزمون کشش، قبل و بعد از فرایندهای مختلف عملیات حرارتی در شکل ۷ نشان داده شده است. مقادیر استحکام تسلیم، استحکام نهایی، درصد ازدیاد طول و کاهش سطح مقطع که از شکل ۷ استخراج شده، در جدول ۳ آورده شده است. همان‌طور که در جدول ۳ نشان داده شده، انعطاف‌پذیری در نمونه آنیل انحلالی شده تا 17 ± 3 درصد افزایش یافته است. افزایش مقدار انعطاف‌پذیری را باتوجه به ریزساختار می‌توان به ناپدید شدن فازهای یوتکتیک و وجود فازهای نامحلول در ریزساختار نمونه آنیل انحلالی شده نسبت داد. ماهیتینگ‌ونگ و همکارانش [۲۱] نیز ناپدید شدن فازهای یوتکتیک و وجود فازهای نامحلول را باعث بهبود انعطاف‌پذیری در نمونه‌های آنیل انحلالی شده می‌دانند.

در شکل‌های ۸- الف و ۸- ب به ترتیب تصویر میکروسکوپی نوری و الکترونی از ریزساختار نمونه آنیل انحلالی شده نشان داده شده است. رسوب‌های درشت نشان داده شده در شکل ۸- الف، با علامت A در شکل ۸- ب مشخص شده‌اند و به صورت شبکه‌های تقریباً پیوسته روی مرز دانه‌ها قرار گرفته‌اند. نتایج به دست آمده از تحلیل عنصری EDS برای آن‌ها در شکل ۸- ج آورده شده است. باتوجه به این‌که درصد وزنی آلومینیم به مس در شکل ۸- ج، تقریباً ۴ برابر است و همچنین آهن نیز در ریزساختار وجود دارد می‌توان گفت رسوب A احتمالاً Al_7Cu_2Fe است که در خلال عملیات آنیل انحلالی به ذرات بسیار

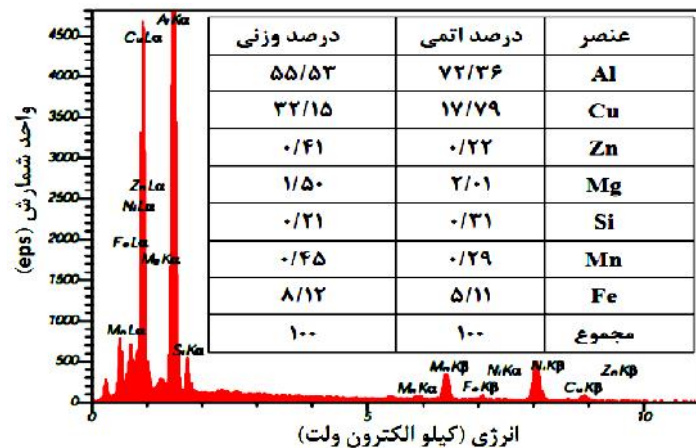
جدول ۳- نتایج به دست آمده از آزمون کشش در طی فرایندهای مختلف عملیات حرارتی

| نمونه‌های آزمایشی | عملیات حرارتی نشده (خام) | آنیل انحلالی | T6 | T73 | RRA قبل از پیرسازی مجدد | RRA بعد از پیرسازی مجدد |
|---------------------|--------------------------|--------------|-------|-------|-------------------------|-------------------------|
| استحکام تسلیم (MPa) | ۳۹۴±۵ | ۱۸۰±۳ | ۴۳۲±۷ | ۴۱۰±۵ | ۳۱۲±۴ | ۴۲۵±۶ |
| استحکام نهایی (MPa) | ۴۶۶±۴ | ۳۲۹±۳ | ۵۰۲±۸ | ۴۶۵±۴ | ۴۱۰±۳ | ۴۸۱±۶ |
| ازدیاد طول (%) | ۱۲±۲ | ۱۷±۳ | ۵±۱ | ۶±۱ | ۸±۱ | ۴±۱ |
| کاهش سطح مقطع (%) | ۱۵±۳ | ۲۴±۴ | ۷±۱ | ۱۰±۲ | ۱۴±۳ | ۵±۱ |



ب

الف



ج

شکل ۸- ریزساختار و تحلیل عنصری نمونه آنیل انحلالی شده در دمای ۵۳۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۶ ساعت:

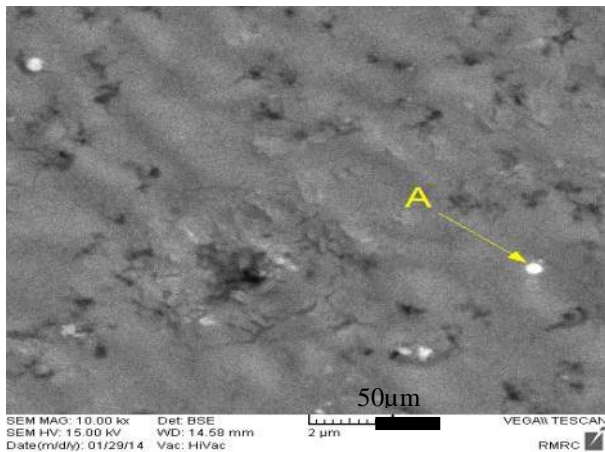
(الف) تصویر OM، (ب) تصویر SEM و (ج) تحلیل عنصری EDS از رسوب A

بودن نسبت درصد وزنی روی به منیزیم می‌توان گفت رسوب $MgZn_2$ که باعث سختی می‌شود در ریزساختار وجود

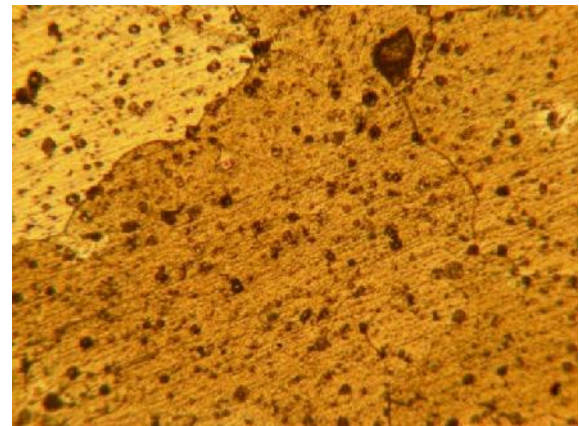
مس دارند. نتایج به دست آمده از تحلیل عنصری EDS برای این رسوب در شکل ۹- ج آورده شده است. با توجه به دو برابر

جدول ۴- مقادیر سختی، میانگین اندازه رسوب‌ها و اندازه دانه‌های به دست آمده در طی فرایندهای مختلف عملیات حرارتی

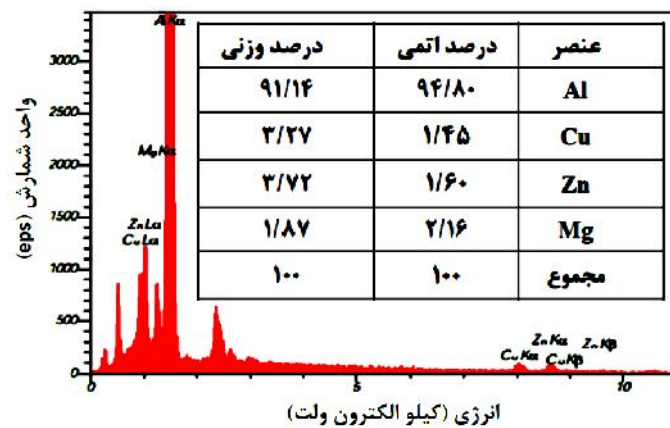
| نوع فرایند | سختی (ویکرز) | میانگین اندازه رسوب‌ها (میکرومتر) | میانگین اندازه دانه‌ها (میکرومتر) |
|--------------------------|--------------|-----------------------------------|-----------------------------------|
| عملیات حرارتی نشده (خام) | ۱۱۰±۳ | ۷±۱ | ۲۵±۱ |
| آنیل انحلالی | ۷۹±۳ | ۵±۱ | ۵۳±۱ |
| T6 | ۱۶۰±۶ | ۸±۱ | ۴۳±۱ |
| T73 | ۸۴±۴ | ۲۰±۱ | ۴۰±۱ |
| RRA قبل از پیرسازی مجدد | ۸۳±۳ | ۱۹±۱ | ۵۱±۱ |
| RRA بعد از پیرسازی مجدد | ۱۶۵±۷ | ۱۰±۱ | ۳۴±۱ |



ب



الف



ج

شکل ۹- ریزساختار و تحلیل عنصری نمونه T6 پیرسازی شده در دمای ۱۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۲۴ ساعت:

(الف تصویر OM، ب تصویر SEM و ج) تحلیل عنصری EDS از رسوب A

دارد. ناظمی و همکارانش [۲۳] نیز در مطالعات خود به مشابه همین رسوب‌ها دست یافتند و آن‌ها نیز به آن اشاره کرده‌اند.

رسوب‌های درشت در طی عملیات حرارتی T6 در ریزساختار بسیار کم مشاهده می‌شوند و می‌توان گفت در اثر پیرسازی، ذرات بسیار ریز تشکیل می‌گردند که به‌عنوان مانع در دانه‌ها و مرزخانه‌ها عمل می‌کنند و باعث افزایش استحکام و تغییر شکل بیش‌تر می‌شوند.

باتوجه به پژوهش ناظمی و همکارانش [۲۳] که مشابه این حالت را بررسی کرده‌اند، می‌توان گفت نرخ جوانه‌زنی نواحی GP در عملیات T6 کاهش می‌یابد و شکل‌گیری رسوب‌های غیرهم‌سایم را موجب می‌شود. جوانه‌زنی در این حالت ناهمگن است و روی نابجایی‌ها صورت می‌پذیرد که به‌دلیل قفل‌های نابجایی، ریزبودن رسوب‌های فاز ثانویه و کاهش اندازه دانه‌ها در اثر حرارت‌دهی سریع، افزایش سختی، استحکام تسلیم و نهایی را شاهد هستیم. نواحی عاری از رسوب باعث موضعی شدن حرکت نابجایی‌ها و در نتیجه تغییر شکل‌های غیریکنواخت در نمونه می‌شود. همین تغییر شکل‌های غیریکنواخت در نمونه موجب کاهش درصد تغییر شکل کلی و نهایتاً کاهش ناحیه کرنش مومسان در نمونه تحت کشش می‌شود.

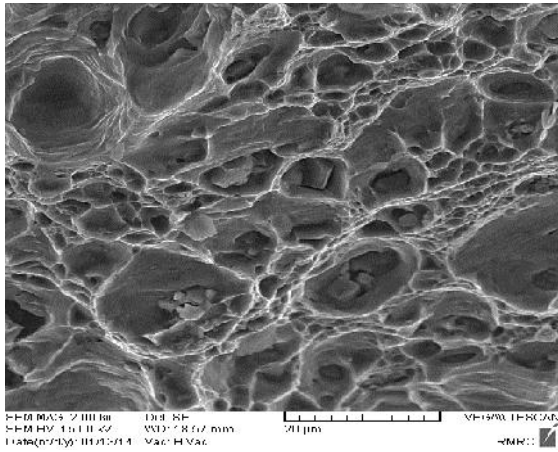
در شکل ۱۰ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه‌ها آورده شده است. در شکل ۱۰-الف سطح شکست نمونه خام نشان داده شده است. در تصویر سطح شکست نمونه خام، وجود تعداد بیش‌تر حفره‌های کوچک نسبت به حفره‌های متوسط، وجود فرورفتگی‌های کشیده‌شده، احاطه شدن فرورفتگی‌های متوسط توسط ریزحفرات و وجود حفرات ترک‌خورده و رشته‌های سفید رنگ، نشان‌دهنده ترد بودن ساختار است [۲۴]. ترد بودن به‌صورت کامل در تمام قسمت‌های نمونه وجود ندارد و در بعضی قسمت‌ها فرورفتگی‌هایی با اندازه‌های متوسط و تا حدودی بزرگ در سطح شکست دیده می‌شود. هم‌چنین رسوب‌ها از زمینه جدا شده‌اند. جداشدن رسوب‌ها و وجود فرورفتگی‌های اشاره شده نشان دهنده شکست نرم در سطح شکست است. با بررسی

سطح شکست نمونه خام می‌توان گفت درصد ترد بودن سطح شکست ۶۰ درصد است.

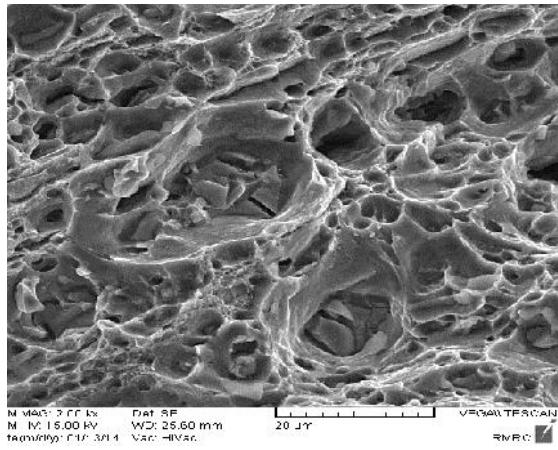
در شکل ۱۰-ب تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه آنیل انحلالی شده نشان داده شده است. سطح شکست این نمونه دارای برآمدگی‌هایی است که به‌صورت هم‌محور رشد کرده‌اند. روی برآمدگی‌های بزرگ بسیاری از برآمدگی‌های ریز را می‌توان مشاهده نمود که نشان‌دهنده رفتار شکست نرم است. با بررسی سطح شکست نمونه آنیل انحلالی شده می‌توان گفت درصد ترد بودن سطح شکست ۲۵ درصد است.

در شکل ۱۰-ج تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه T6 نشان داده شده است. وجود تعداد بیش‌تر حفره‌های کوچک نسبت به حفره‌های متوسط، وجود فرورفتگی‌های کشیده شده، احاطه شدن فرورفتگی‌های متوسط توسط ریز حفرات و وجود حفرات ترک‌خورده، نشان‌دهنده ترد بودن ساختار است. بالا بودن استحکام تسلیم و نهایی نمونه T6 در شکل ۷ و جدول ۳ نیز ترد بودن نمونه را تایید می‌کند. با بررسی سطح شکست نمونه T6 می‌توان گفت درصد ترد بودن سطح شکست ۸۵ درصد است.

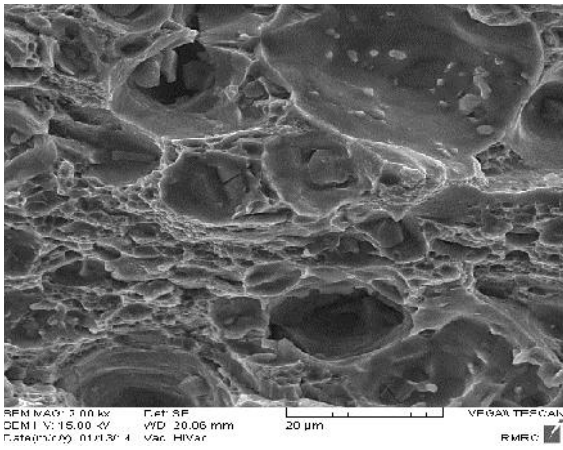
در شکل‌های ۱۱-الف و ۱۱-ب به ترتیب تصویر میکروسکوپی نوری و الکترونی از ریزساختار نمونه T73 نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل‌های ۱۱-الف و ۱۱-ب مشاهده می‌شود یک دسته رسوب‌هایی در تصویر وجود دارد. رسوب‌های که با علامت A در شکل ۱۱-ب مشخص شده‌اند، رسوب‌های غنی از آلومینیم و مس هستند و به مقدار کم‌تر از ۵ درصد وزنی، منیزیم، روی، سیلیسیم و نیکل دارند. باتوجه به دو برابر بودن درصد وزنی آلومینیم به مس و هم‌چنین حضور عنصر روی، می‌توان گفت این رسوب‌ها به احتمال زیاد رسوب‌های سیگما هستند که یک ترکیب بین فلزی از CuAl_2 و Zn است. نتایج به‌دست آمده از تحلیل عنصری EDS برای رسوب A در شکل ۱۱-ج آورده شده است.



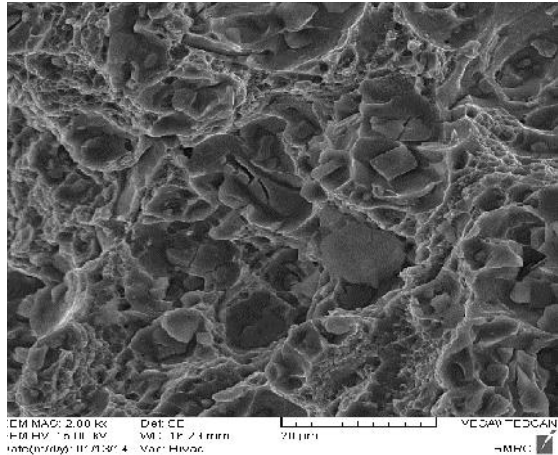
ب



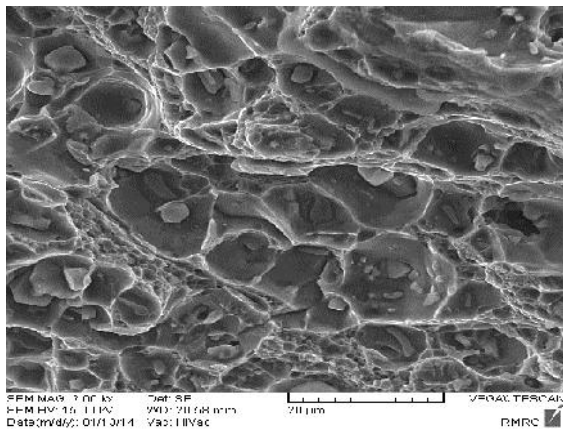
الف



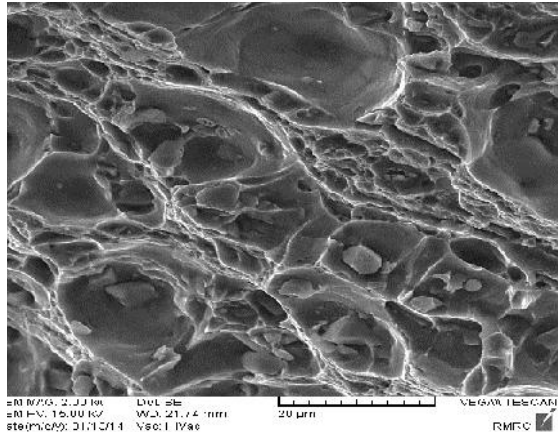
د



ج

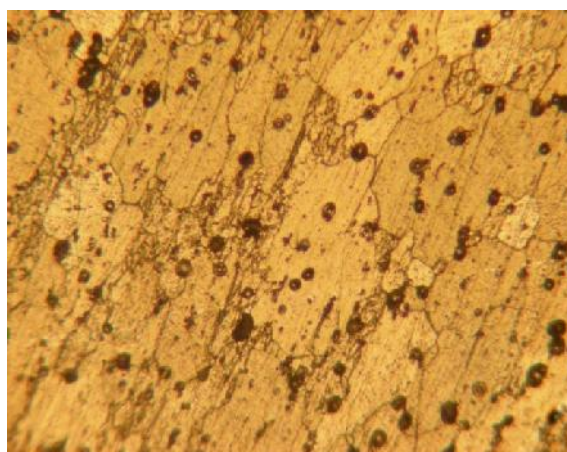
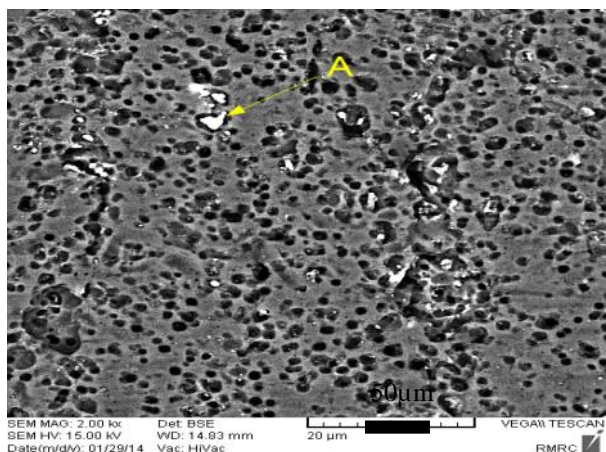


ه



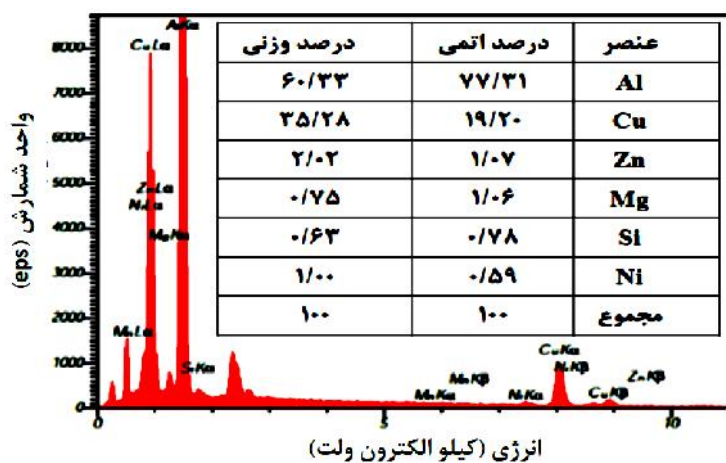
و

شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه‌ها در حالت‌های مختلف عملیات حرارتی: الف) نمونه خام، ب) آنیل انحلالی شده، ج) T6، د) T73، ه) RRA قبل از پیرسازی مجدد و و) RRA بعد از پیرسازی مجدد



ب

الف



ج

شکل ۱۱- ریزساختار و تحلیل عنصری نمونه T73 که در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد و زمان ۷ ساعت تحت پیرسازی مرحله اول و در دمای ۱۸۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۰ ساعت تحت پیرسازی مرحله دوم قرار گرفته است:

(الف تصویر OM، ب تصویر SEM و ج) تحلیل عنصری EDS از رسوب A

توجه به توضیحات بالا اشاره کرده‌اند.

در شکل ۱۰- د تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه T73 نشان داده شده است. همان‌طور که مشخص است حفرات بزرگ، متوسط و پستی و بلندی‌ها موجود در سطح شکست نشان‌دهنده غالب بودن نسبی شکست نرم نسبت به شکست ترد است. این در حالیست که شکست ترد نیز در سطح شکست مشاهده می‌شود. وجود حفره‌های بزرگ و عدم نظم در توزیع آن‌ها از نظر مکان و اندازه، بیان‌گر توزیع تصادفی رسوب‌ها از نظر اندازه و مکان و، با توجه به

با توجه به شکل ۷ و جدول‌های ۳ و ۴ مشاهده می‌شود که استحکام کششی نهایی، استحکام تسلیم و سختی در نمونه T6 نسبت به نمونه T73 بیش‌تر است. دلیل این امر را می‌توان با توجه به ریزساختار، به وجود ذرات فاز دوم که به صورت شبکه تقریباً پیوسته روی مرزخانه‌ها در نمونه T73 وجود دارند نسبت داد زیرا این ذرات ترد اند و باعث کاهش استحکام می‌شوند. مشابه این حالت توسط دهنوی و همکاران [۲۵] بررسی شده است و آن‌ها نیز به بالاتر بودن سختی، استحکام نهایی و تسلیم در فرایند عملیات حرارتی T6 نسبت به T73 با

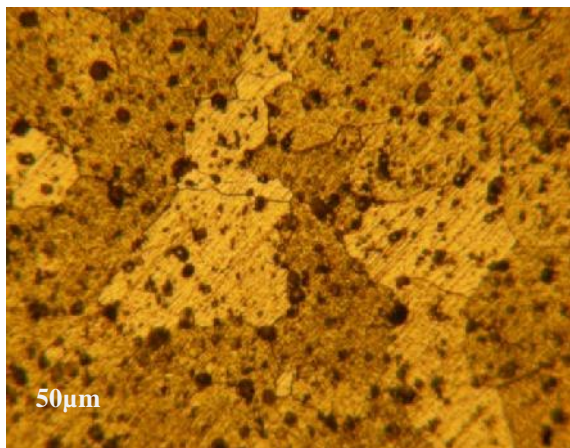
شکل ۷ و جدول ۳، کاهش استحکام کششی و تسلیم است. با بررسی سطح شکست نمونه T73 می‌توان گفت درصد ترد بودن سطح شکست ۴۰ درصد است.

رسوب‌های روی مرزدانه‌های نمونه T6 کوچک است و به‌صورت پیوسته توزیع شده است. اما در نمونه T73 مرزدانه‌ها توسط ذرات خشن و توزیع غیرپیوسته مشخص شده‌اند. وانگ و همکارانش [۸] در بررسی‌های خود گزارش داده‌اند که شبیه به دانه‌ها، نابیجایی‌ها در محدوده‌ی دانه‌ها، مکان‌های جوانه‌زنی ناهمگنی را برای رسوب‌های $MgZn_2$ فراهم می‌کنند. باتوجه به این‌که رسوب‌ها به‌صورت ریز و همگن در تمام ریزساختار توزیع شده‌اند، مانع حرکت نابیجایی‌ها شده و باعث افزایش استحکام و سختی شدند. در عملیات حرارتی T73 در طی پیرسازی مرحله دوم فاز رشد می‌کند که باعث از بین رفتن و یا تلفیق رسوب‌های ریزتر و درنهایت درشت‌شدن رسوب‌های مرزدانه‌ای و ناهمگنی توزیع می‌شود. به بیان دیگر مشابه با رسوب‌های مرزدانه‌ای، رسوب‌های جای گرفته در نابیجایی‌های بین‌دانه‌ای بزرگ‌تر شده و باعث کاهش استحکام و سختی می‌شوند [۱۸].

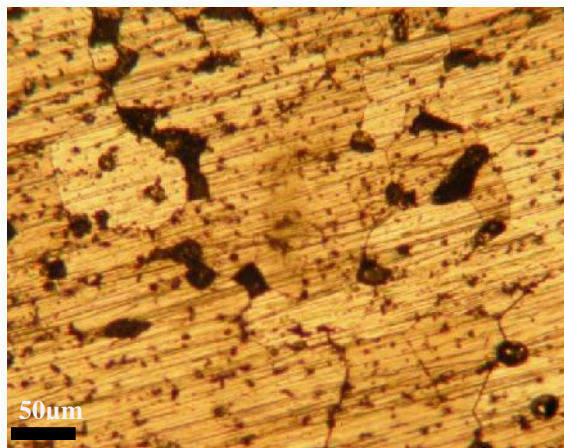
باتوجه به پژوهش‌های مجد و بردمن [۲۶] در طی عملیات حرارتی T6، زیر رسوب‌ها یک‌گروه ترک ایجاد می‌شود که این ترک‌ها باعث می‌شوند تنش در حوزه اطراف ترک پخش شود. پس با آزادشدن تنش در اطراف رسوب‌ها برای ادامه کشش به نیروی بیش‌تری نیاز است. با توجه به توضیح‌های مجد افزایش استحکام کششی نهایی از 466 ± 4 به 502 ± 8 و استحکام تسلیم از 394 ± 5 به 432 ± 7 را می‌توان به تعداد زیاد رسوب‌های ریز و یکنواخت ایجادشده در عملیات T6 ربط داد. در طی عملیات حرارتی T73، تعداد رسوب‌ها کاهش یافت و در نتیجه ترک کم‌تری ایجاد شد. با توجه به این پژوهش، ترک کم‌تر، تنش کم‌تری نیز در حوزه اطراف ترک پخش می‌کند. این امر باعث می‌شود سیلان راحت‌تر و سریع‌تر انجام گیرد و استحکام کششی نهایی و تسلیم کاهش یابد.

همان‌طور که در جدول ۴ نشان داده شده است در طی عملیات حرارتی RRA در مرحله اول باتوجه به توضیحات گفته شده در قسمت T6 سختی از 110 ± 3 به 160 ± 6 ، استحکام کششی نهایی و تسلیم به‌ترتیب از 466 ± 4 به 502 ± 8 و از 394 ± 5 به 432 ± 7 افزایش یافت. در مرحله دوم که عملیات بازگشت است یک دسته رسوب‌ها رشد می‌کند و سری دیگر به هم پیوسته و در هم ادغام می‌شوند [۲۷]. این رسوب‌های درشت و پراکنده سبب کاهش سختی از 160 ± 6 به 83 ± 3 ، استحکام کششی نهایی و تسلیم به‌ترتیب از 502 ± 8 به 410 ± 3 و از 432 ± 7 به 312 ± 4 شد. در ریزساختار نمونه قبل از پیرسازی مجدد، تعداد رسوب‌ها و اندازه آن‌ها کم‌تر، ریزتر و با فاصله زیادی نسبت به هم قرار دارند و از نظم خوبی نیز برخوردار نیستند که پایین بودن سختی، استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم در این نمونه نیز گویای همین امر است. با انجام مرحله سوم که پیرسازی مجدد است رسوب‌های ایجاد شده در عملیات بازگشت رشد می‌کنند و به موازات آن یک گروه جوانه‌های جدید از رسوب‌ها ایجاد شدند و رشد کردند [۲۷]. این امر سبب افزایش سختی از 83 ± 3 به 165 ± 7 ، استحکام کششی نهایی و تسلیم به‌ترتیب از 410 ± 3 به 481 ± 6 و از 312 ± 4 به 425 ± 6 شد.

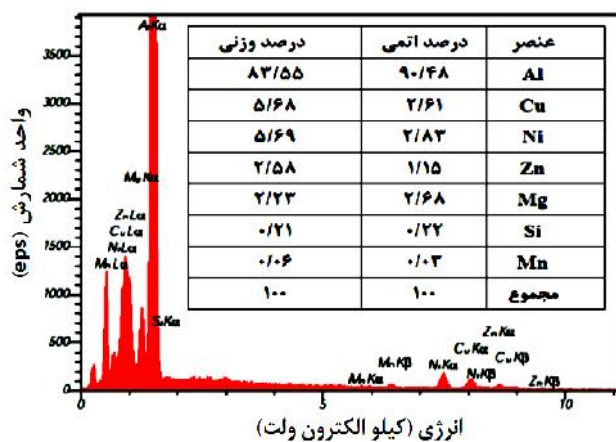
در شکل‌های ۱۲-الف و ۱۲-ب تصویر میکروسکوپی نوری و در شکل ۱۲-ج تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه RRA نشان داده شده است. رسوب‌های ریز با علامت A در شکل ۱۲-ج مشخص شده‌اند. نتایج به‌دست آمده از تحلیل عنصری EDS برای این رسوب‌ها در شکل ۱۲-د آورده شده است. این رسوب‌ها غنی از آلومینیم هستند و به مقدار کم‌تر از ۱۲ درصد وزنی، مس و نیکل و کم‌تر از ۶ درصد وزنی، منیزیم و روی و کم‌تر از ۲ درصد وزنی، سیلیسیم و منگنز دارند. اینها احتمالاً رسوب‌های $CuAl_2$ یا $MgZn_2$ هستند که هر دو رسوب‌های استحکام‌بخشی هستند که پس از پیرسازی مجدد در ریزساختار ایجاد شده‌اند. به‌دلیل درصد بالای آلومینیم، مس و



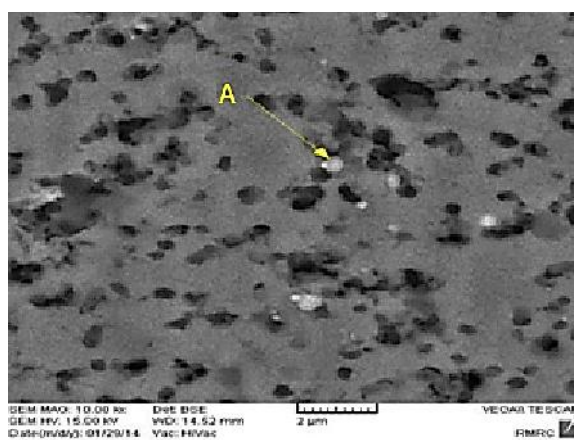
ب



الف



د



ج

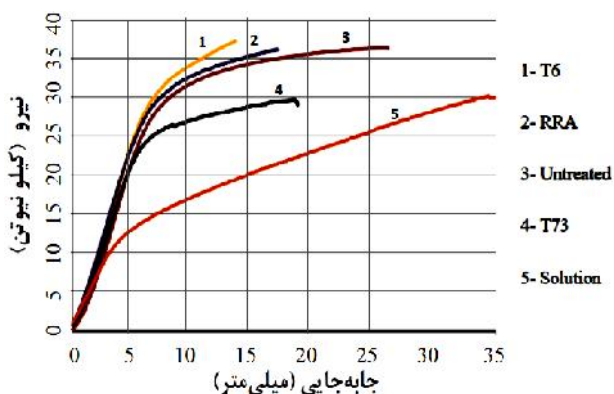
شکل ۱۲- ریزساختار و تحلیل عنصری نمونه RRA بازگشت داده شده در دمای ۲۰۰ درجه سانتی گراد به مدت ۲۰ دقیقه:

(الف) تصویر OM قبل از پیرسازی مجدد، (ب) تصویر OM بعد از پیرسازی مجدد،

(ج) تصویر SEM و (د) تحلیل عنصری EDS از رسوب A

در شکل ۱۰-ه، سطح شکست نمونه RRA قبل از پیرسازی مجدد و در شکل ۱۰-و سطح شکست RRA بعد از پیرسازی مجدد نشان داده شده است. در سطح شکست نمونه RRA قبل از پیرسازی مجدد فرورفتگی های بیشتر و عمیق تری نسبت به همان نمونه بعد از پیرسازی مجدد وجود دارد. همچنین در نمونه کشش RRA قبل از پیرسازی مجدد گلوئی شدن دیده شد و رسوب ها از زمینه جدا شده اند. به این دلایل می توان گفت شکست در این نمونه کاملاً نرم است. نرم بودن شکست نیز دلیلی برای کم تر بودن استحکام کششی و تسلیم در نمونه RRA قبل از پیرسازی مجدد نسبت به همان

نیکل می توان گفت رسوب A، $AlCuNi$ است. عنصر نیکل به منظور افزایش استحکام در دمای بالا و کاهش ضریب انبساط حرارتی به برخی از آلیاژهای آلومینیم اضافه می شود [۲۲]. با افزایش دمای بازگشت در فرایند عملیات حرارتی RRA نسبت به عملیات آنیل انحلالی، در مقدار سیلیسیم تغییرات قابل ملاحظه ای ایجاد نشده است که می تواند به علت پایین بودن ضریب نفوذ سیلیسیم باشد. از سوی دیگر با افزایش دمای بازگشت، مقدار مس نسبت به عملیات آنیل انحلالی به علت ضریب نفوذ بالای عنصر مس کاهش یافته است.



شکل ۱۳- نمودارهای نیرو-جابجایی برای نمونه‌های آزمون خمش قبل و بعد از فرایندهای مختلف عملیات حرارتی

اندازه دانه، ریزساختار و نوع شکست نمونه‌ها می‌توان گفت نمونه نرم‌تر شده است. در جدول ۶ میزان استحکام خمشی برای حالت‌های مختلف عملیات حرارتی آورده شده است. باتوجه به جدول ۶ به طور طبیعی نمونه‌های نرم‌تر، مقاومت کم‌تری در برابر خمش از خود نشان می‌دهند و شروع به خم شدن می‌کنند. در نتیجه با خم شدن نمونه‌ها، زاویه خمش افزایش و استحکام خمشی کاهش می‌یابد. برعکس به ترتیب در فرایندهای T6، RRA، T73 و نمونه تردتر و نیروی بیش‌تری صرف شکستن شده است.

از آنجایی که آزمون خمش اصولاً برای سنجش میزان چقرمگی و انعطاف‌پذیری مقطع مورد نظر (از طریق زاویه خمش و عدم ایجاد ترک در طول آزمون) به کار برده می‌شود [۲۸] می‌توان گفت که نمونه عملیات حرارتی T6 نسبت به T73 و RRA دارای کم‌ترین انعطاف‌پذیری است و نمونه T73 بیش‌ترین انعطاف‌پذیری را از خود نشان می‌دهد.

با توجه به جدول ۵، در فرایندهای T6 و RRA، ترک‌های زیگزاگی مشاهده می‌شود. زمانی که فرایندهای T6 و RRA انجام می‌شود دانه‌ها به صورت رشته‌ای و موازی با سطح خمش در می‌آیند و حفره‌های موجود در نمونه جدا شده، رشد می‌کنند و به هم می‌پیوندند [۲۹]. جدا شدن، رشد و پیوستن این حفره‌ها به هم در طول یک رشته یا مسیر اتفاق می‌افتد که باعث

نمونه بعد از پیرسازی مجدد است. با بررسی سطح شکست نمونه RRA می‌توان گفت درصد ترد بودن سطح شکست ۸۰ درصد است.

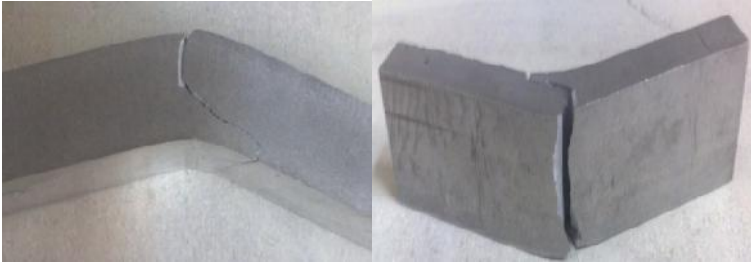




مقایسه خواص مکانیکی نمونه‌های RRA و T6 نشان می‌دهد که بالا بودن استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم در عملیات RRA و نزدیک بودن مقادیر RRA به T6 را می‌توان به تشکیل رسوب‌های غیرتعادلی $MgZn_2$ طی عملیات پیرسازی و عمل نمودن آن‌ها به عنوان موانعی در برابر حرکت نابجایی‌ها نسبت داد. این رسوب‌ها که به صورت نیمه هم‌سیما درون ساختار وجود دارند، مانعی قوی در برابر حرکت نابجایی‌ها می‌شوند و بنابراین نابجایی‌ها برای عبور از این رسوب‌ها مجبور به برش آن‌ها می‌شوند که این امر باعث افزایش نرخ کارسختی و استحکام می‌شود. همان‌طور که در تصاویر مربوط به ریزساختار نمونه عملیات حرارتی RRA شده مشخص است این رسوب‌ها دارای حجم جزئی کم‌تر و رشد بیش‌تری نسبت به نمونه T6 هستند که باعث کاهش استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم نسبت به نمونه T6 می‌شود.

۳-۲- بررسی خواص خمشی

در شکل ۱۳ نمودار نیرو-جابجایی نمونه‌های خمشی در حالت‌های مختلف عملیات حرارتی آورده شده است. همان‌طور که در شکل ۱۳ نشان داده شده، بالاترین منحنی در نمودار به ترتیب مربوط به فرایندهای T6، RRA و T73 است. این مسئله در توافق با نتایج حاصل از آزمون‌های سختی و کشش است. در آزمون‌های سختی سنجی و کشش، بالاترین مقدار سختی، استحکام تسلیم و استحکام نهایی مربوط به نمونه T6 و پایین‌ترین مقدار مربوط به نمونه آنیل انحلالی شده است.

در جدول ۵ مقادیر زوایای خمش منجر به شکست و تصاویر مربوط به نمونه‌های ترک‌خورده نشان داده شده است. با توجه به جدول ۵ مشاهده شد که به ترتیب از نمونه T6، RRA و T73 زاویه خمش افزایش یافته که باتوجه به

جدول ۵- زوایای خمش منجر به شکست و تصاویر مربوط به نمونه‌های ترک‌خورده در آزمون خمش

| تصویر نمونه خم شده | زاویه خمش | نوع فرایند |
|---|-----------|--------------------------|
|  | شکست کامل | عملیات حرارتی نشده (خام) |
|  | ۷۵° | آنیل انحلالی |
|  | شکست کامل | RRA |
|  | ۶۳° | T73 |
|  | شکست کامل | T6 |

جدول ۶- تغییرات استحکام خمشی قبل و بعد از فرایندهای مختلف عملیات حرارتی

| T73 | T6 | RRA | آنیل انحرالی | عملیات حرارتی نشده (خام) | نوع عملیات حرارتی |
|-------|--------|-------|--------------|--------------------------|--------------------|
| ۸۴۴±۴ | ۱۰۳۰±۶ | ۹۲۰±۵ | ۷۳۳±۳ | ۷۹۷±۳ | استحکام خمشی (MPa) |

رسوب‌های را دور بزنند که این امر سبب ایجاد حلقه‌های اوراوان می‌شود. این حلقه‌ها و نابه‌جایی‌ها باعث برهم خوردن نظم ساختار کریستالی و در نتیجه ایجاد منطقه مومسان بزرگ می‌شوند [۲۲].

۴- نتیجه‌گیری

- استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم در فرایند T73 نسبت به نمونه T6 کم‌تر شد. دلیل این امر را می‌توان به وجود ذرات فاز دوم به صورت شبکه تقریباً پیوسته روی مرزخانه‌ها در نمونه T73 نسبت داد.
- نزدیک‌بودن مقادیر استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم در عملیات RRA و T6 به دلیل افزایش حجم جزئی رسوب با ترکیب $MgZn_2$ است.
- در طی عملیات حرارتی T73، منطقه مومسان، سطح بسیار زیادی را پوشش می‌دهد که این موضوع منجر به اتلاف مقدار زیادی از انرژی و بنابراین قابلیت خم‌شوندگی بهتر می‌شود.
- در آزمون خمش به ترتیب از فرایندهای T6، RRA و T73، زاویه خمش افزایش یافته که باتوجه به اندازه دانه، ریزساختار و نوع شکست نمونه‌ها می‌توان گفت نمونه نرم‌تر شده است.
- با انجام فرایند چهار مرحله‌ای RRA در دماها و زمان‌های بهینه خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ نسبت به فرایندهای دو مرحله‌ای T6 و سه مرحله‌ای T73 به مقدار ۵ تا ۱۵ درصد ارتقاء یافت.

افزایش تنش در این مناطق می‌شود. این موضوع سبب می‌شود که مسیر حرکت ترک از یک مسیر یا رشته به مسیر یا رشته دیگر آسان‌تر شود و ترک در این مورد به صورت زیگزاگی رشد یابد. در نمونه آنیل انحرالی شده، رسوب‌ها تعداد کم و توزیع پراکنده‌ای داشتند. به همین دلیل با ایجاد ترک در نمونه و اعمال تنش، دهانه ترک باز شده، تنش اعمال شده کاهش یافته و در نمونه شکست ایجاد نشده است. نمونه عملیات حرارتی T73 در مقایسه با T6 و RRA باتوجه به جدول ۵، ۶۳ درجه خم شده و سپس شکسته است. در نمونه‌های T6 و RRA پس از اعمال تنش، ترک‌های عمیقی در نمونه ایجاد شده و شکست به صورت کامل رخ داده است. البته شکست کامل T6 و RRA به ترد بودن ساختار و هم‌چنین توزیع ریز و یکنواخت رسوب‌ها در ریزساختار مربوط می‌شود. ویسترمنان و همکارانش [۲۹] در بررسی‌های خود قابلیت خم‌شوندگی را به ایجاد منطقه مومسان وسیع دور مناطق جلویی ترک ربط داده‌اند. می‌توان گفت در طی عملیات حرارتی T73، منطقه مومسان، سطح بسیار زیادی را پوشش می‌دهد که این موضوع منجر به اتلاف مقدار زیادی از انرژی و بنابراین قابلیت خم‌شوندگی بهتر می‌شود.

در فرایندهای T6 و RRA تقریباً رسوب‌های مرزخانه‌ای از نظر اندازه یکسان هستند و تفاوت زیادی وجود ندارد اما در نمونه T73 این تفاوت زیاد است. بنابراین دلیل وجود منطقه مومسان بزرگ در نمونه T73 را می‌توان به تقابل بین نابه‌جایی‌ها و رسوب‌های غیرقابل برش در مرزخانه نسبت داد. تقابل بین نابه‌جایی‌ها و رسوب‌های غیرقابل برش در مرزخانه سبب انباشته شدن نابه‌جایی‌ها در پشت رسوب‌ها شده و برای این‌که این نابه‌جایی‌ها بتوانند از رسوب‌های گذر کنند مجبورند

1. T6I6 (130°C, 80min+650°C, 240h+130°C, 18h)
2. HTPP (445°C, 30min+120°C, 24h)
3. retrogression and re-aging
4. extruded
5. spark emission spectroscopy
6. IERC
7. Spectrum Max
8. Nabertherm
9. Emco
10. Amsler
11. Wolpert
12. Hounsfield
13. aging precipitates
14. intermediate particles
15. insoluble particles

مراجع

1. Rendigs, K.H., "Aluminium Structures Used in Aerospace-Status And Prospects", *Materials Science Forum*, Vol. 242, pp. 11-24, 1997.
۲. نصر اصفهانی، م.، عسگری پیکانی، م. و مرآتیان، م.، عملیات حرارتی T73 آلایژ آلومینیم ۷۰۷۵-T6 پوشش دار، نهمین سمینار ملی مهندسی سطح و عملیات حرارتی ایران، دانشگاه علم و صنعت ایران، ص. ۱-۱۱، ۱۳۸۷.
3. Adler, P.N., Delasi, R. and Geschwind, G., "Influence of Microstructure on the Mechanical Properties and Stress Corrosion Susceptibility of 7075 Aluminum Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 3, pp. 3191-3200, 1972.
4. John, A., Paton, N.E., Hamilton, C.H. and Mahoney, M.W., "Grain Refinement in 7075 Aluminum by Thermo Mechanical Processing", *Metallurgical Transactions*, Vol. 12A, pp. 1267-1276, 1981.
5. Zhao, Y., Liao, X., Valiev, R.Z. and Zhu, Y.T., "Structures and Mechanical Properties of ECAP Processed 7075 Al Alloy upon Natural Aging and T651 Treatment", *Acta Materialia*, Vol. 52, pp. 4589-4599, 2004.
6. Ou, B.L., Yang, J.G. and Wei, M.Y., "Effect of Homogenization and Aging Treatment on Mechanical Properties and Stress-Corrosion Cracking of 7075 Al Alloy", *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 38A, pp. 471-479, 2007.
7. Feng, L.J., Wei, P.Z., Xing, L.C., Qiang, J. Z., Jing, CH. W. and Qiao, V., "Mechanical Properties, Corrosion Behaviors and Microstructures of 7075 Aluminum Alloy with Various Aging Treatments", *Transaction of Nonferrous Metals*, Society of China, Vol. 18, pp. 755-762, 2008.
8. Wang, D., Ni, D.R. and Ma, Z.Y., "Effect of Pre-Strain and Two-Step Aging on Microstructure and Stress Corrosion Cracking of 7075 Alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 494, pp. 360-366, 2008.
9. Panigrahi, S.K. and Jayaganthan, R., "Effect of Ageing on Microstructure and Mechanical Properties of Bulk, Cryorolled and Room Temperature Rolled Al 7075 alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 509, pp. 9609- 9616, 2011.
10. Yilmaz, R., Ozyurek, D and Kibar, E., "The Effects of Retrogression Parameters on Hardness and Wear Behaviours of 7075 Aluminum Alloy", *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, Vol. 27, pp. 429-438, 2012.
11. Designation: R209M-02, Aluminum and Aluminum-Alloy Sheet and Plate, Annual Book of ASTM Standards, Available in the Related Materials section (gray pages) of the Annual Book of ASTM Standards, United States, 2002.
12. Designation: E112-12, Standard Test Methods For Determining Average Grain Size, The Annual Book of ASTM Standards, Section 03 (Metals Test Methods And Analytical Procedures), Volume 03.01 (Metals-Mechanical Testing; Elevated and Low-Temperature Tests; Metallography), ASTM International, United States, 2012.
۱۳. هنربخش رئوف، ع.، شهسواری، ح. و زارع، ا.، مبانی متالورژی فیزیکی و علم مواد، انتشارات جهاد دانشگاهی واحد دانشگاه صنعتی امیرکبیر تهران، ص. ۲۵۶، ۱۳۸۵.
14. Designation: B918-01, Standard Practice for Heat Treatment of Wrought Aluminum Alloys, The Annual Book of ASTM Standards, Section 03 (Mechanical Testing_ Elevated and Low-Temperature Tests_ Metallography), Volume 02.02 (Aluminum and Magnesium Alloys), ASTM International, United States, 2003.
15. Designation E384-99, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, The Annual Book of ASTM Standards, Section 03 (Mechanical Testing _ Elevated and Low-Temperature Tests_ Metallography), Volume 01.04 (Structural Steel for Bridge, Rolling stock and Ship), ASTM International, United States, 2003.
16. Designation: B557-06, Standard Test Methods for Tension Testing Wrought and Cast Aluminum-and Magnesium-Alloy Products, The Annual Book

- of ASTM Standards, Section 03 (Mechanical Testing_ Elevated and Low-Temperature Tests_ Metallography), Volume 02.02 (Aluminum and Magnesium Alloys), ASTM International, United States, 2004.
17. Designation: E290-97a, Standard Test Methods for Bend Testing of Material for Ductility, The Annual Book of ASTM Standards, Section 03 (Mechanical Testing_ Elevated and Low-Temperature Tests_ Metallography), Volume 03.01 (Metals - Mechanical Testing_ Elevated and Low-Temperature Tests_ Metallography), ASTM International, United States, 2003.
18. Lin, Y.C., Qiang Jiang, Y., Min Chen, X., Xu Wen, D. and Min Zhou, H., "Effect of Creep-Aging on Precipitates of 7075 Aluminum Alloy", *Materials Science and Engineering A588* (2013) 347-356.
19. Lin, Y.C., Qiang Jiang, Y., Cheng Zhang, X., Min Zhou, H., and Deng, J., "Effects of Creep-Aging Processing on the Corrosion Resistance and Mechanical Properties of an Al-Cu-Mg Alloy", *Materials Science and Engineering*, Vol. A605, pp. 192-202, 2014.
20. Starink, M.J. and Li, X.M., "A Model for the Electrical Conductivity of Peak Aged and Overaged Al-Zn-Mg-Cu Alloys", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 34A, pp. 899-911, 2003.
21. Mahathaninwong, N., Plookphol, T., Wannasin, J. and Wisutmethangoon, S., "T6 Heat Treatment of Rheocasting 7075 Al Alloy", *Materials Science and Engineering*, Vol. A 532, pp. 91-99, 2012.
۲۲. طهماسبی، ا.، آلومینیم، انتشارات آزاده با همکاری انجمن علمی ریخته‌گران ایران، تهران، ۱۳۸۵.
۲۳. ناظمی، ز.، عبدی شهرودی، ز.، خرمی راد، م.م. و میرزایی، ا.، "تاثیر عملیات حرارتی T6 به صورت هم زمان با فرایند نورد بر خواص مکانیکی و تحلیل شکست آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵"، چهارمین همایش مشترک انجمن مهندسين متالورژی و جامعه علمی ریخته‌گری ایران، دانشگاه علم و صنعت تهران، ص ص. ۲۱۷۹-۲۱۸۸، ۱۳۸۹.
24. Chandler, H., *Heat Treaters Guide Practices and Procedures for Nonferrous Alloys*, The ASM Handbook, ASM international, 1996.
۲۵. دهنوی، ک.، قرائت، م.، گل‌عذار، م.ع. و نجار آذری، ح.، "تاثیر عملیات حرارتی مکانیکی بر خواص مکانیکی و رفتار خوردگی تنشی شمش ریخته‌گری آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵"، مجموعه مقالات چهاردهمین کنفرانس سالانه بین‌المللی مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اصفهان، ص ص. ۷-۱، ۱۳۸۵.
26. Magd, E. And Brodmann, M., "Influence of Precipitates on Ductile Fracture of Aluminium Alloy AA7075 at High Strain Rates", *Materials Science and Engineering*, Vol. A307, pp. 143-150, 2001.
27. Karaaslan, A., Kaya, I. and Atapek, H., "Effect of Aging Temperature and of Retrogression Treatment Time on the Mivrostructure and Mechanical Properties of Alloy AA 7075", *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 49, pp. 443-447, 2007.
28. Hulbert, D., Fuller, C., Mahoney, M. and London, B., "The Mechanical and Thick Section Bending Behaviour of Friction Stir Processed Aluminum Plate", *Scripta Materialia*, Vol. 57, pp. 269-272, 2007.
29. Westermann, I., Snilsberg, K., Sharifi, Z., Hopperstad, O., Marthinsen, K. and Holmeda, B., "Three-Point Bending of Heat-Treatable Aluminum Alloys: Influence of Microstructure and Texture on Bendability and Fracture Behavior", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 42A, pp. 3386-3398, 2011.