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

منصور اسدی<sup>\*</sup> و سید رحمان حسینی دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان، شاهین شهر، اصفهان

(دریافت مقاله: ۹/۱۱۰۹۹– دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۳/۸/۱۰)

 انجام و سخت، استحکام کششے و چکیده – در این مقاله فرا و D73 RRA و T6 با هدف ارتقای خواص مکانک آلاژ آلوم استحکام آلاژ مورد ارز و مقاسه قرار گرفته است. به این منظور محلول سازی در دمای • درجه سانت گراد مـدت انجام شد. برای ات T6 پس از آن ل انحلال رسازی در دمای ۰ درجه سانت گراد مدت صورت گرفت. در فرا T73 پس از آنا انجلال در دو مرحله به بردرد دواهای ۵ و ۵ درجه سانت گراد و مدت و ۵ سرسانی ات BRA در سره رسازی . ات RRA در ســه در دو مرحله به ب در دماهای ۰ و ۰ درجه سانت گراد و مدت و ۰ آذلل انحلال مرحله انجام شد. مرحله اول 👘 ۲6، مرحله دوم عملات بازگشت در دمای 🔹 درجه سانت ِگراد مدت و دق قه و در مرحله سـوم مجـدداً رسازی T6 انجام . بررسر رساختار و سطح شکست نمونه ، کروسکوپ ی نوری (OM) و الکترونر روبشر (SEM) انجام رسوبها از ط با تفک ک انرژی (EDS) استفاده شد. ارز ، اسـتحکام کششـ و ی برر س تر ک استانداردهای ASTM B557-06 ASTM E384-99 و DIN 50121 انجام گرفت. ات RRA باعث افزا ش استحکام کشش از مگایاسکال و سختاز • و کرز شد. پس از ۲۰ ستحکام کششاز • مگاپاسکال و سختاز • • و کرز افزا افت. در فرا T73 می در استحکام کشش ( مگاپاسکال) ول استحکام تسلم از ۰ فزا ش و ۰ و کرز کاهش . استحکام خمش در فرا می RRA T73 و T6 از ۰ ۰ و ۰ مگاپاسکال افزا از با انجام فرا RRA در دما و زمان به ، استحکام کشش و استحکام خمشی فرایندهای T6 و T73 بهبود پیدا کرد.

واژگان کلیدی: آلوم • ، آذل انحلال رسازی، استحکام کشش ، استحکام خمش

## 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<sup>\*</sup> and S.R. Hosseini

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

\* مسئول مكاتبات پست الكترونيكي: 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 annealin, 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

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 بررسیهای زیادی صورت گرفته است. آدلیـر و همکارانش [۳] علت افزایش استحکام در این آلیاژ را زمینه حاوی مناطق GP بیان کردند. همچنین مشخص شد که استحکام تسلیم و استحکام کشش این آلیاژ وقتی به مدت ۸ تـا 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 خـواص مکـانیکی 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. آنها به این نتیجه رسيدند كه پايدارترين رسوب در اين آلياژ، فاز MgZn2 است. همچنین در پیرسازی طبیعی این آلیاژ چگالی بالای مناطق GP و نابهجایی ها از عوامل بسیار مؤثر در افزایش استحکام است. ايو و همکارانش [۶] اثر عمليات همگن سازي و پيرسازي را روی خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ بررسی کردنـد. آنها

کاربردهای مهم این آلیاژ در بدنهٔ ماهواره و فضاپیما است. از الومین این رو انجام عملیات حرارتی مناسب روی بدنه ماهواره و همکا فضاپیما به منظور ایجاد بیش ترین مقاومت در برابر تنش های حاوی فشاری، کششی و خمشی، از اهمیت بالایی برخوردار است. سه استح فرایند عملیات حرارتی ۳۵، 733 و RRA از معمول ترین ۴۸ و ایند عملیات حرارتی ۳۵، 733 و ۱۹۸۹ از معمول ترین ۹ م پرخههای عملیات حرارتی ۵۳، 733 و ۱۹۸۹ از معمول ترین ۱۰۶ می و اصلاح انجام می شود. عملیات حرارتی ۳۵ برای افزایش سختی و اصلاح استحکام در این آلیاژ به کار می رود. طی فرایند ۲۵ استحکام و مندی افزایش و مقاومت به خوردگی تنشی کاهش می یابد [۲]. شود. مالیات حرارتی 773 باعث کاهش سختی و استحکام و میدیا افزایش مقاومت به خوردگی تنشی می شود. عملیات بازگشت و میدیا زیر این این ۱۹۷۴ مطرح شد، نوعی مایت سه مرحلهای است که ضمن افزایش ۵ تا ۱۵ درصدی و نابه عملیات سه مرحلهای است که ضمن افزایش ۵ تا ۱۵ درصدی استحکام نسبت به فرایند ۲۵، باعث بهبود مقاومت به خوردگی تنشی می شود. ساز و کار استحکام دهی در آلیاژهای عملیات تنشی می شود. ساز و کار استحکام دهی در آلیاژهای عملیات

آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ بهدلیل استحکام به وزن بـالا، شـکل.پـذیری

مناسب و چقرمگی و مقاومت به خستگی خوب، در

بخش های سازهای پرتنش کاربرد دارد. از جمله کاربردهای این

آلياژ مي توان به اتصالات هواپيما، چرخدندهها، شفتها،

بخش های مختلف موشک و دیگر کاربردهای مختلف تجاری

در هوافضا و سایر تجهیزات دفاعی اشاره کرد [۱]. یکی از

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

در این پژوهش مانند دیگر پژوهشگران، پس از اعمال فرایندهای T73 و RRA حواص مکانیکی ارزیابی و مقایسه شد، با این تفاوت که ابتدا بهینه سازی انجام و سپس عملیات حرارتی در دما و زمان بهینه انجام گرفت. همچنین، در این پژوهش علاوه بر آزمون های کشش و سختی، ارزیابی این پژوهش علاوه بر آزمون های کشش و سختی، ارزیابی ماستحکام خمشی نمونه ها انجام گرفته است. به این ترتیب ابتدا دما و زمان بهینه آنیل انحلالی و پیرسازی در عملیات حرارتی RRA، T73 و T75 انتخاب شد. سپس با انجام آزمون های خواص مکانیکی از جمله سختی سنجی، کشش و خمش، اثرات فرایندهای عملیات حرارتی RRA، T73 و T6 بررسی و با

# ۲– مواد و روش پژوهش

آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ به شکل ورق روزن کاری شده<sup>۴</sup> با طول ۰۵۵، عرض ۲۰۰ و ضخامت ۲۰ میلیمتر تهیه شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ اشاره شده بهروش طیف سنجی نوری و برانگیختگی به کمک جرقه (SES)<sup>۵</sup> اندازه گیری شد. دستگاه طیف سنج جرقهای مدل ایرک<sup>9</sup> ساخت شرکت اسپکترومکس<sup>۷</sup> آلمان برای تعیین ترکیب شیمیایی ماده اولیه استفاده شد. در جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ در مقایسه با محدوده های مجاز طبق استاندارد شیمیایی آلیاژ در مقایسه با محدوده های مجاز طبق استاندارد استاندارد ASTM R209 [۱۱] آورده شده است. از روابط زیر طبق استانداره شداه استاده محاسبه میانگین اندازه دانه استفاده شد [۱۳].

- $N=2^{n-1}$  (1)
- $N=N_0(1/100)^2$  (Y)
- $D_0 = 1/\sqrt{N_0} \tag{(7)}$

در این روابط، N تعداد دانه در بزرگنمایی ۱۰۰، n عدد اندازه دانه، No عدد اندازه دانه در بزرگنمایی ۱ و Do میانگین اندازه دانه است. برای انجام فرایندهای T73 ، T73 و RRA، از کوره عملیات حرارتی مقاومتی هواگردشی ساخت شرکت

در بررسیهای خود به عملیات دیگری با نام سریعسردکردن دومرحلهای و پیرسازی دست یافتند که این عملیات شامل سريعسردكردن آلياژ از دماي آنيل انحلالي تا حدود ۲۰۰ تا ۲۳۰ درجهسانتی گراد، توقف بهمدت ۵ تا ۳۰ ثانیه در این دما، سریعسردکردنمجدد و سپس پیرسازی به شیوهٔ معمول است. این روش در کل منجر به بهبود خواص مکانیکی از جمله استحکام شد. فینگ و همکارانش [۷] تاثیر دو عملیات پیرسازی <sup>۱</sup> T6I6 و HTPP<sup>۲</sup> را بر خصوصیات کششی آلومینیم ۷۰۷۵ بررسی کردند. آنها به این نتیجه رسیدند که پیرسختی HTPP، T73 ، T6I و RRA، باعث توزيع ناپيوسته رسوبهاي در مرزدانه میشود. در مقایسه بین این فرایندهای عملیات حرارتی مشخص شد که عملیات T73 و T6 در مقایسه با عملیات T6I6 و RRA استحکام کمتری دارند. وانگ و همکارانش [۸] عملیات پیرسازی دومرحلهای را بررسی کردند. این عملیات شامل اعمال پیش کرنش ۵ درصد پس از سریع سردکردن، پیرسازی در دمای ۲۰ درجه سانتی گراد و زمان های مختلف و سپس سريع سردکردن و پيرسازي در دماي ۱۲۰ درجه سانتی گراد بهمدت ۲۴ ساعت بود. آنها در این روش توانستند با ادغام کار مکانیکی با عملیات حرارتی، استحکام آلیاژ را تا حد قابل قبولي بهبود ببخشند. پانیگراهي و همكارش [۹] تاثير عملیات نـورد و پیرسـازی را روی خـواص مکـانیکی بررسـی کردند. عملیات نورد در نیتروژن مایع به مدت ۲۰ دقیقه انجام و سپس پیرسازی در دمای ۱۰۰ درجهسانتی گراد به مدت ۴۵ ساعت اجرا شد و استحکام تسلیم ۶۰۷ مگاپاسکال، استحکام نهایی ۶۴۲ مگاپاسکال و انعطاف پذیری به مقدار ۹/۵ درصد به-دست آمد. يولماز و همكارانش [١٠] عمليات بازگشت و پیرسازیمجدد (RRA)<sup>۳</sup> را بر خواص مکانیکی بررسی کردنـد و به این نتیجه رسیدند که آلیاژ بازگشت داده شده در دمای ۲۲۰ درجه سانتی گراد 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. کـاهش سـختی در زمان ثابت ۵ دقیقه و دماهای مختلف را می توان به انحلال

| 0.0       | •••  | 3.1 3 3   | •    |      | <i>,</i> , ,, , | 30      | 1       |                                |
|-----------|------|-----------|------|------|-----------------|---------|---------|--------------------------------|
| Al        | Mn   | Cr        | Fe   | Si   | Cu              | Mg      | Zn      | عنصر                           |
| باقىماندە | ۰/۱۹ | ۰/۱۲      | ۰/۷۲ | •/۴۸ | 1/84            | ۲/۲۴    | ۵۲۲۵    | مطابق اندازهگیری به روش SES    |
| باقىماندە | <•/٣ | °/\\_°/\\ | <•/۵ | <•/۴ | 1/7_7/。         | ۹/۲_۱/۲ | ۵/۱_۶/۱ | مطابق استاندارد ASTM R209 [۱۱] |

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



زمان (ساعت) 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، ۲۰۰ و ۲۴۰ درجه سانتی گراد در دو زمان ۲۰ و ۴۰ دقیقه بازگشت داده شدند. در هر دما و زمان دو نمونه و در کل ۱۲ نمونه مورد آزمایش

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۵، شمارهٔ ۲، تابستان ۱۳۹۵

نابرترم<sup>^</sup> مدل N30/A استفاده شد. به این منظور ابتدا محلولسازی در دمای ۵۳۰ درجه سانتی گراد بهمدت ۱۶ ساعت انجام شد. برای یافتن دما و زمان بهینه پیرسازی در عملیات حرارتی T6 با توجه به استاندارد O1-ASTM B918 [۱۴]، پس از آنیل انحلالی، پیرسازی در دماهای ۱۲۰، ۱۵۰ و ۱۸۰ درجه سانتی گراد بهمدت 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 سانتی گراد سریع سرد شدند. در نهایت باتوجه به نتایج، پس از آنیل انحلالی، پیرسازی در دمای ۱۵۰ درجه سانتی گراد بهمدت 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 ۲73، با توجه به استاندارد01-ASTM B918 [۴۴]، پس از آنیل انحلالی، پیرسازی مرحله اول در دمای ۱۲۰ درجه سانتی گراد بهمدت ۶، ۷ و ۸ ساعت صورت گرفت سپس مرحله دوم پیرسازی در دمای ۱۸۰ درجه سانتی گراد بهمدت 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 سانتی گراد سریع سرد شدند. در نهایت باتوجه به نتایج، پس از آنیل انحلالی در دو مرحله بهترتیب در دماهای ۱۰۲ و ۱۰۰ درجه سانتی گراد و بهمدت ۷ و ۲۰ ساعت پیرسازی انجام شد. چرخه عملیات حرارتی 773 انجام شده در این پژوهش در شکل ۲ آورده شده است.



شکل ۳- چرخه عملیات حرارتی RRA انجامشده در این پژوهش

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

### ۳- يافتهها 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 این که نمونه خام از ورق روزن کاری شده تهیه شده است، دانه ها در جهت روزن کاری کشیده شده، ریزساختار تقریباً ناهمگن است. همان طور که در شکل ۶- الف مشاهده می شود یک دسته رسوبهایی در ریزساختار نمونه خام وجود دارد. با توجه به شکل ۶- الف رسوبها را بر اساس اندازه ذرات می توان به سه گروه تقسیم کرد.

نوع اول رسوب های پیرسازی<sup>۱۳</sup> هستند. این رسوب ها همان طور که از نامشان مشخص است با انجام عملیات پیرسازی در ریز ساختار ایجاد می شوند. در برخی از پژوهش های گذشته، ریز ساختار حاوی رسوب های مشابه مشاهده و گزارش شده است [۱۸]. رسوب های پیرسازی به طور یکنواخت در داخل دانه ها پراکنده شده اند و با تغییر اندازه ذرات (ریز شدن) می توانند باعث مستحکم تر شدن آلیاژهای قرار گرفت. نمونه ها پس از پیرسازی و بازگشت در آب صفر درجه سانتی گراد سریع سرد شدند. در نهایت باتوجه به نتایج، پس از آنیل انحلالی، مرحله اول همانند T6، مرحله دوم عملیات بازگشت در دمای ۲۰۰ درجه سانتی گراد بهمدت 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 سختی سنج مدل M4u-250 ساخت شرکت ایمکو<sup>۹</sup> اتریش استفاده شد نمونه های مربوط به این آزمون در ابعاد ۱۵×۱۵×۱۵ میلی متر تهیه شدند. سختی سنجی طیق استاندارد ASTM E384-99 و بهروش ویکرز با فرورونده مربع القاعده الماسی با نیروی ۵۰ نیوتن انجام شد [۱۵]. سختی سنجی بهروش ویکرز نیاز به آماده سازی سطح دارد. برای آماده سازی سطح نمونه ها از سنباده های ۲۴۰ و ۲۰۰ استفاده شد. به منظور کاهش خطا هر نمونه سه مرتبه سختی سنجی و سپس از این سه عدد میانگین گرفته شد. به دلیل کوچک بودن نمونه ها و عدم امکان سختی سنجی از قسمت های مختلف آن ها، نمونه ها مانت

نمونههای آزمون کشش، طبق استاندارد ASTM B557-06 از مون کشش 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 زموجود در آزمایشگاه خواص مکانیکی دانشکده مواد دانشگاه صنعتی اصفهان) انجام شد. کشش ها در حالت نرخ کرنش انجام گرفت.

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

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۵، شمارهٔ ۲، تابستان ۱۳۹۵

۱۵

Archive of SID



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

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

| G       | W       | L        | R       | А       | В       | С       | Т       |
|---------|---------|----------|---------|---------|---------|---------|---------|
| 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- طرحواره ای از نمونه آزمون خمش، رسم مجدد با استفاده از استاندارد ASTM E290-97a [۱۷]

است [۱۸]. ذرات میانی می توانند مهارکننده تبلورمجدد و رشد دانه باشند. به دلیل ارتباط نامنسجم بین ذرات و زمینه آلومینیم، ذرات میانی می توانند ایجادکننده شکست بین دانه ای به واسطه جوانه زنی حفره ها باشند. این رسوب ها در شکل ۶- الف با علامت ۲ نشان داده شده اند. اندازه این رسوب ها در مقالات گذشته، تقریباً ۵۰/۰ تا ۵۰/۰ میکرومتر بیان شده است [۱۹]. در شکل ۶- الف نیز اندازه رسوب های نشان داده شده با علامت ۲ در گستره (۵۰/۰۰ - ۱۰/۰) به دست آمد. نوع سوم ذرات غیرقابل حل<sup>۱۵</sup> درشتی هستند که در حین ریخته گری و یا در عملیات حرارتی پذیر شوند. این رسوبها با علامت ۱ در شکل ۶- الف مشخص شدهاند. اندازه ایـن رسـوبها در مقـالات گذشته، کمتر از ۵۰/۰ میکرومتر گـزارش شـده اسـت [۱۹]. در شکل ۶- الف اندازه تعدادی از ذرات، کمتر از ۵۰/۰ میکرومتـر بهدست آمد که باتوجه به پژوهشهای قبلی میتوان مطمئن شد که این ذرات، رسوبهای پیرسازی هستند.

نــوع دوم ذرات میــانی<sup>۱۴</sup> هســتند کــه در حــین فراینــد همگنسازی ظاهر مـیشـوند. در برخـی از مطالعـات گذشـته، ریزساختار حاوی رسوب.های مشـابه مشـاهده و گـزارش شـده



۳±۱۱۰ ویکرز بهدست آمد.

رسوب های درشت اشاره شده در شکل ۶- الف، با علامت A در شکل ۶- ب مشخص شدهاند. این رسوب ها به صورت شبکه های تقریباً پیوسته روی مرزدانه قرار گرفتهاند. این رسوب ها در اندازه های مختلف (بین ۱ تا ۱±۱۰ میکرومتر) هستند. با بررسی نتایج به دست آمده از تحلیل عنصری EDS که در شکل ۶- ج نشان داده شده است، مشخص شد این رسوب های سفید رنگ، غنی از مس و آلومینیم تقریباً دو برابر مس است که این نسبت از لحاظ الومینیم تقریباً دو برابر مس است که این نسبت از لحاظ فرایند انجماد ظاهر می شوند. در برخی از بررسی های گذشته، ریزساختار حاوی رسوب های مشابه مشاهده و گزارش شده است [۱۸]. اندازه این رسوب ها در مقالات حدوداً یک میکرومتر گزارش شده است [۱۹]. این رسوب ها با علامت ۳ در شکل ۶- الف مشخص شدهاند. اندازه این رسوب ها از ۱ تا ۹ میکرومتر به دست آمد که با نتایج حاصل از مقالات تطابق دارد. باتوجه به شکل ۶- الف می توان مطمئن شد رسوب های نوع ۲ و ۳ رسوب های درشتی هستند که به صورت شبکه های تقریباً پیوسته، روی مرزدانه ها قرار گرفته اند. به طور کلی در شکل ۶- الف، میانگین اندازه دانه ها ۳± ۲۵ و متوسط اندازه شکل ۶- الف، میانگین اندازه دانه ها ۳± ۲۵ و متوسط اندازه



ریزی تبدیل شده است [۲۲]. باتوجه به بررسی پژوهشگران، اگر عنصر آلیاژی منگنز بهصورت محلول در زمینه باشد، رسوبی تشکیل نمیدهد. ولی اگر مقدار آن ۵/۵ درصد وزنی و یا بیشتر شود، رسوب MnAl6 تشکیل می شود و رسوب یاد شده پایدار است [۲۲]. با توجه به این که درصد وزنی منگنز در رسوب A، ۵۱/۵ است می توان گفت رسوب MnAl6 نیز در ساختار وجود دارد. رسوبهای اشاره شده در ریزساختار بهصورت پایدارندو سبب افزایش انعطاف پذیری 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 می توان گفت در نمونه T6 نسبت به سایر نمونهها، اندازه حفرهها و ذرات رسوبی ریزتر و با فاصله کم تری 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. همان طور که در شکلهای ۹- الف و ۹- ب مشاهده

می شود یک دسته رسوب هایی در تصویر وجود دارد که از نظم قابل توجهی برخوردار هستند. رسوب های نشان داده شده در شکل ۹- ب که با علامت A مشخص شدهاند، رسوب های ریز غنی از آلومینیم هستند و کمی منیزیم، روی و بررسی نتایج بهدست 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 بهصورت محلول جامد متشکل از ترکیبات AlCuMg مثل (2n<sub>2</sub>, AlMg) یا (Mg(Zn,Al,Mg) 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. همان طور که در جدول ۳ نشان داده شده، انعطاف پذیری در نمونه آنیل انحلالی شده تا ۳±۱۷ درصد افزایش یافته است. افزایش مقدار انعطاف پذیری را باتوجه به ریزساختار می توان به ناپدیدشدن فازهای یوتکتیک و وجود فازهای نامحلول در ریزساختار نمونه آنیل انحلالی شده نسبت داد. ماهتنینگونگ و همکارانش [۲۱] نیز ناپدیدشدن فازهای یوتکتیک و وجود فازهای نامحلول را باعث بهبود انعطاف پذیری در نمونه های آنیل انحلالی شده می دانند.

در شکل های ۸- الف و ۸- ب به ترتیب تصویر میکروسکوپی نوری و الکترونی از ریزساختار نمونه آنیل انحلالی شده نشان داده شده است. رسوب های درشت نشان داده شده در شکل ۸- الف، با علامت A در شکل ۸- ب مشخص شدهاند و به صورت شبکه های تقریباً پیوسته روی مرزدانه ها قرار گرفتهاند. نتایج به دست آمده از تحلیل عنصری EDS برای آن ها در شکل ۸- ج آورده شده است. باتوجه به این که درصد وزنی آلومینیم به مس در شکل ۸-ج، تقریباً ۴ برابر است و همچنین آهن نیز در ریزساختار Al7Cu<sub>2</sub>Fe دارد می توان گفت رسوب A احتمالاً عارت است که در خلال عملیات آنیل انحلالی به ذرات بسیار

|                    | 0.1            |                |                | •              | .6                 |                     |  |
|--------------------|----------------|----------------|----------------|----------------|--------------------|---------------------|--|
| RRA بعد از         | RRA قبل از     | T72            | T6             |                | عمليات حرارتي نشده |                     |  |
| پیرسازی مجدد       | پیرسازی مجدد   | 175            | 10             | اليل العجار کې | (خام)              | تموقعهای ارتقایسی   |  |
| 470 <del>1</del> 8 | 411×4          | 41°∓0          | 441 <u>+</u> 1 | ۱۸۰Ŧ۳          | ۳۹۴±۵              | استحكام تسليم (MPa) |  |
| ۴۸۱±۶              | 41°∓4          | 490 <u>+</u> 4 | ۵°۲±۸          | 479 <u>+</u> 4 | *\$\$ <u>±</u> *   | استحکام نهایی (MPa) |  |
| ۴±۱                | $\wedge \pm 1$ | ۶±۱            | ۵±۱            | ۱۷±۳           | 17土7               | ازدیاد طول (%)      |  |
| ۵±۱                | ۱۴ <u>+</u> ۳  | <u>۱۰±۲</u>    | ٧±١            | 7 <i>4</i> ±4  | ۱۵±۳               | كاهش سطح مقطع (%)   |  |

جدول ۳– نتایج بهدست آمده از آزمون کشش در طی فرایندهای مختلف عملیات حرارتی





ج

شکل ۸– ریزساختار و تحلیل عنصری نمونه آنیل انحلالی شده در دمای ۵۳۰ درجه سانتی گراد 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 می توان گفت رسـوب MgZn2 کـه باعـث سـختی مـیشـود در ریزسـاختار وجـود

مس دارند. نتایج بهدست آمده از تحلیل عنصری EDS برای این رسوب در شکل ۹- ج آورده شده است. با توجـه بـه دو برابـر

| میانگین اندازه دانهها (میکرومتر) | میانگین اندازه رسوبها (میکرومتر) | سختي (ويكرز)      | نوع فرايند               |
|----------------------------------|----------------------------------|-------------------|--------------------------|
| ۲۵±۱                             | ٧±١                              | ۱۱۰±۳             | عملیات حرارتی نشده (خام) |
| ۵۳±۱                             | ۵±۱                              | v٩±٣              | أنيل انحلالي             |
| ۴۳ <u>+</u> ۱                    | ۸±۱                              | ۱۶ <u>°±</u> ۶    | T6                       |
| ۴۰±۱                             | ۲°∓۱                             | $\forall k \mp k$ | T73                      |
| ۵۱±۱                             | ۱۹±۱                             | ۸۳±۳              | RRA قبل از پیرسازی مجدد  |
| ۲۴±۱                             | ۱•±۱                             | 190±V             | RRA بعد از پیرسازی مجدد  |

جدول ۴– مقادیر سختی، میانگین اندازه رسوبها و اندازه دانههای بهدست آمده در طی فرایندهای مختلف عملیات حرارتی





شکل ۹- ریزساختار و تحلیل عنصری نمونه T6 پیرسازی شده در دمای ۱۵۰ درجه سانتی گراد بهمدت ۲۴ ساعت: الف) تصوير OM، ب) تصوير SEM و ج) تحليل عنصری EDS از رسوب A

دارد. ناظمی و همکارانش [۲۳] نیز در مطالعات خود بـه مشـابه 🚽 همین رسوبها دست یافتند و آنها نیز به آن اشـاره کـردهانـد.

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۵، شمارهٔ ۲، تابستان ۱۳۹۵

۲۰

رسوب های درشت در طی عملیات حرارتی T6 در ریز ساختار بسیار کم مشاهده می شوند و می توان گفت در اثر پیر سازی، ذرات بسیار ریز تشکیل می گردند که به عنوان مانع در دانه ها و مرزدانه ها عمل می کنند و باعث افزایش استحکام و تغییر شکل بیش تر می شوند.

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 شکل گیری رسوب های غیرهم سیما را موجب می شود. جوانهزنی در این حالت ناهمگن است و روی نابجایی ها صورت می پذیرد که به دلیل قفل های نابجایی، ریزبودن رسوب های فاز ثانویه و کاهش اندازه دانه ها در اثر حرارت دهی سریع، افزایش سختی، استحکام تسلیم و نهایی را شاهد هستیم. نواحی عاری از رسوب باعث موضعی شدن حرکت نابجایی ها و در نتیجه تغییر شکل های غیریکنواخت در نمونه موجب کاهش درصد تغییر شکل کلی و نهایتاً کاهش ناحیه کرنش مومسان در نمونه تحت کشش می شود.

در شکل ۱۰ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه ها 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 فرورفتگی های کشیده شده، نسبت به حفرهای متوسط، وجود فرورفتگی های کشیده شده، حفرات ترکخورده و رشته های سفید رنگ، نشانده نده ی ترد جفرات ترکخورده و رشته های سفید رنگ، نشانده نده ی ترد قسمت های نمونه وجود ندارد و در بعضی قسمت ها فرورفتگی هایی با اندازه های متوسط و تا حدودی بزرگ در سطح شکست دیده می شود. هم چنین رسوب ها از زمینه جدا شده اند. جداشدن رسوب ها و وجود فرورفتگی های اشاره شده

سطح شکست نمونه خام می توان 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 برآمدگی هایی است که به صورت هم محور رشد کردهاند. روی برآمدگی های بزرگ بسیاری از برآمدگی های ریز را می توان مشاهده نمود که نشان دهنده رفتار شکست نرم است. با بررسی سطح شکست نمونه آنیل انحلالی شده می توان 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 بیش تر 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. بالابودن 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 می توان گفت درصد ترد بودن سطح شکست ۵۸ درصد است.

در شکلهای ۱۱ – الف و ۱۱ – به ترتیب تصویر میکروسکوپی نوری و الکترونی از ریزساختار نمونه T73 نشان داده شده است. همان طور که در شکلهای ۱۱ – الف و ۱۱ – ب مشاهده می شود یک دسته رسوبهایی در تصویر وجود دارد. رسوبهای که با علامت A در شکل ۱۱ – ب مشخص شدهاند، رسوبهای که با علامت A در شکل ۱۱ – ب مشخص شدهاند، رسوبهای که با علامت A در شکل ۱۱ – ب مشخص شدهاند، در بروبهای غنی از آلومینیم و مس هستند و به مقدار کم تر از ۵ درصد وزنی، منیزیم، روی، سیلیسیم و نیکل دارند. باتوجه به دو برابر بودن درصد وزنی آلومینیم به مس و هم چنین حضور عنصر روی، می توان گفت این رسوبها به احتمال زیاد رسوبهای سیگما هستند که یک ترکیب بین فلزی از 2DA و In ت. نتایج به دست آمده از تحلیل عنصری EDS برای رسوب A در شکل ۱۱ – ج آورده شده است.



شکل ۱۰– تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست نمونهها در حالتهای مختلف عملیات حرارتی: الف) نمونه خام، ب) آنیل انحلالیشده، ج) T6، د) RR3، ه) RRA قبل از پیرسازی مجدد و و) RRA بعد از پیرسازی مجدد

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۵، شمارهٔ ۲، تابستان ۱۳۹۵

۲۲







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 بهمدت ۲۰ ساعت تحت پیرسازی مرحله دوم قرار گرفتـه 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. همان طور که مشخص است حفرات بزرگ، متوسط و پستی و بلندی ها موجود در سطح شکست نشان دهنده غالب بودن نسبی شکست نرم نسبت به شکست ترد است. این در حالیست که شکست ترد نیز در سطح شکست مشاهده می شود. وجود حفره های بزرگ و عدم نظم در توزیع آن ها از نظر مکان و اندازه، بیان گر توزیع تصادفی رسوب ها از نظر اندازه و مکان و، با توجه به با توجه به شکل ۷ و جدولهای ۳ و ۴ مشاهده می شود که استحکام کششی نهایی، استحکام تسلیم و سختی در نمونه T6 نسبت به نمونه T73 بیش تر است. دلیل این امر را می توان باتوجه به ریزساختار، به وجود ذرات فاز دوم که به صورت شبکه تقریباً پیوسته روی مرزدانه ها در نمونه T73 وجود دارند نسبت داد زیرا این ذرات ترد اند و باعث کاهش استحکام می شوند. مشابه این حالت توسط دهنوی و همکاران [۲۵] بررسی شده است و آن ها 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 می توان گفت درصد ترد بودن سطح شکست ۴۰ درصد است.

رسوبهای روی مرزدانه های نمونه T6 کوچک است و به صورت پیوسته توزیع شده است. اما در نمونه T73 مرزدانه ها توسط ذرات خشن و توزیع غیر پیوسته مشخص شده اند. وانگ و همکارانش [۸] در بررسی های خود گزارش داده اند که شبیه به دانه ها، نابجایی ها در محدوده ی دانه ها، مکان های جوانه زنی ناه مگنی را برای رسوب های یا MgZn2 فراهم می کنند. باتوجه به این که رسوب ها به صورت ریز و همگن در تمام ریز ساختار توزیع شده اند، مانع حرکت نابجایی ها شده و باعث افزایش استحکام و سختی شدند. در عملیات حرارتی T73 در بین رفتن و یا تلفیق رسوب های ریز تر و درنه ایت در شت سرن می پیرسازی مرحله دوم فاز رشد می کند که باعث از رسوب های مرزدانه ای و ناهمگنی توزیع می شود. به بیان دیگر مشابه با رسوب های مرزدانه ای، رسوب های جای گرفته در نابجایی های بین دانه ای بزرگتر شده و باعث کاهش استحکام و سختی می شوند [۸].

باتوجه به پژوهشهای مجد و بردمن [۲۶] درطی عملیات حرارتی T6، زیر رسوبها یکگروه ترک ایجاد می شود که این ترکها باعث می شوند تنش در حوزه اطراف ترک پخش شود. پس با آزادشدن تنش در اطراف رسوبها برای ادامه کشش به نیروی بیش تری نیاز است. با توجه به توضیحهای مجد افزایش استحکام کششی نهایی از ۴±۴۶۶ به ۸±۲۰۵ و استحکام تسلیم از ۵±۳۹۴ به ۷±۲۳۲ را می توان به تعداد زیاد رسوبهای ریز و یکنواخت ایجادشده در عملیات T6 ربط داد. درطی عملیات حرارتی T73، تعداد رسوبها کاهش یافت و در نتیجه ترک کم تری ایجاد شد. با توجه به این پژوهش، ترک کم تر، تنش کم تری نیز در حوزه اطراف ترک پخش می کند. این امر باعث می شود سیلان راحت ر و کاهش یابد.

همان طور که در جدول ۴ نشان داده شده است درطی عملیات حرارتی RRA در مرحله اول باتوجه به توضیحات گفتــه شــده در قســمت T6 سـختی از ۳±۱۱۰ بــه ۶±۱۶۰، استحکام کششی نهایی و تسلیم بهترتیب از ۴±۴۶۶ به ۸±۲۰۵ و از ۵±۳۹۴ به ۷±۴۳۲ افزایش یافت. در مرحل دوم که عملیات بازگشت است یک دسته رسوبها رشد میکند و سری دیگر به هم پیوسته و در هم ادغام می شوند [۲۷]. ایس رسوبهای درشت و پراکنده سبب کاهش سختی از ۶±۱۶۰ به ۲±۳۸، استحکام کششی نهایی و تسلیم بهترتیب از ۸±۲۰۵ به ۴±۴۱۰ و از ۷±۴۳۲ به ۴±۳۱۲ شد. در ریزساختار نمونـه قبل از پیرسازی مجدد، تعداد رسوبها و اندازه آنها کمتر. ریزتر و با فاصله زیادی نسبت به هم قرار دارنـد 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]. ایـن امـر سـبب افـزایش سـختی از ۸۳±۳ به ۷±۱۶۵، استحکام کششی نهایی و تسلیم بهترتیب از ۳±۴۱۰ به ۶±۲۸۱ و از ۴±۳۱۲ به ۶±۴۲۵ شد.

در شکل های 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. رسوب های ریز با علامت A در شکل ۱۲ – ج مشخص شدهاند. نتایج به دست آمده از تحلیل عنصری EDS برای این رسوب ها در شکل ۱۲ – د آورده شده است. این رسوب ها 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 رسوب های دادی، سیلیسیم و منگنز دارند. اینها احتمالاً رسوب های دامی یا MgZn هستند که هر دو رسوب های استحکام بخشی هستند که پس از پیرسازی مجدد در ریزساختار ایجاد شدهاند. به دلیل درصد بالای آلومینیم، مس و



شکل ۱۲– ریزساختار و تحلیل عنصری نمونه RRA بازگشتداده 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 – ۵، سطح شکست نمون – RRA قبل از پیرسازی مجدد و در شکل ۱۰ – و سطح شکست نمون به RRA بعد از پیرسازی مجدد نشان داده شده است. در سطح شکست نمونه RRA قبل از پیرسازی مجدد فرورفتگی های بیش تر و عمیق تری نسبت به همان نمونه بعد از پیرسازی مجدد وجود دارد. همچنین در نمونه کشش RRA قبل از پیرسازی مجدد گلویی شدن دیده شد و رسوبها از زمینه جدا شده اند. به این دلایل می توان گفت شکست در این نمون به 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 ملاحظهای 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.

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

مقایسه خواص مکانیکی نمونه های RRA و T6 نشان می دهد که بالا بودن استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم در عملیات RRA و نزدیک بودن مقادیر RRA به T6 را می توان به تشکیل رسوب های غیر تعادلی MgZn<sub>2</sub> طی عملیات پیرسازی و عمل نمودن آن ها به عنوان موانعی در برابر حرکت نابجایی ها نسبت داد. این رسوب ها که به صورت نیمه هم سیما درون ساختار وجود دارند، مانعی قوی در برابر حرکت نابجایی ها می شوند و بنابراین نابجایی ها برای عبور از این رسوب ها مربور به برش آن ها می شوند که این امر باعث افزایش نرخ به ریز ساختار نمونه عملیات حرارتی RRA شده مشخص است به نیز ساختار نمونه عملیات حرارتی ARA شده مشخص است به نمونه 6T هستند که باعث کاهش استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم نسبت به نمونه T6 می شود.

#### ۲-۲- بررسی خواص خمشی

در شکل ۱۳ نمودار نیرو-جابجایی نمونههای خمشی در حالتهای مختلف عملیات حرارتی آورده شده است. همان طور که در شکل ۱۳ نشان داده شده، بالاترین منحنی در نمودار بهترتیب مربوط به فرایندهای T7۵ RRA و T73 است. این مسئله در توافق با نتایج حاصل از آزمونهای سختی و کشش است. در آزمونهای سختیسنجی و کشش، بالاترین مقدار سختی، استحکام تسلیم و استحکام نهایی مربوط به نمونه T6 و پایین ترین مقدار مربوط به نمونه آنیل انحلالی شده است.

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





اندازه دانه، ریزساختار و نوع شکست نمونهها می توان 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 می دهند و شروع به خمشدن می کنند. در نتیجه با خمشدن نمونهها، زاویه خمش افزایش و استحکام خمشی کاهش می یابد. برعکس به ترتیب در فرایندهای RRA، T73 و T6 نمونه تردتر و نیروی بیش تری صرف شکستن شده است.

از آنجایی که آزمون خمش اصولاً برای سنجش میزان چقرمگی و انعطاف پذیری مقطع مورد نظر (از طریق زاویه خمش و عدم ایجاد ترک در طول آزمون) به کار برده می شود [۸۲] می توان گفت که نمونه عملیات حرارتی T6 نسبت به T73 و RRA دارای کم ترین انعطاف پذیری است و نمونه T73 بیش ترین انعطاف پذیری را از خود نشان می دهد.

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

| تصوير نمونه خم شده | زاويه خمش | نوع فرايند                  |
|--------------------|-----------|-----------------------------|
|                    | شكست كامل | عملیات حرارتی<br>نشده (خام) |
|                    | ۷۵°       | أنيل انحلالي                |
|                    | شكست كامل | RRA                         |
|                    | ۶۳°       | T73                         |
|                    | شكست كامل | T6                          |

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

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

| T73          | T6                | RRA            | أنيل انحلالي  | عملیات حرارتی نشده (خام) | نوع عمليات حرارتي  |
|--------------|-------------------|----------------|---------------|--------------------------|--------------------|
| <u>۷۴۴</u> ۴ | ۶ <u>+</u> ۶ ۱۰۳۰ | ۹۲۰ <u>+</u> ۵ | <u>۷۳۳±</u> ۳ | ٧٩٧ <u>+</u> ٣           | استحکام خمشی (MPa) |

افزایش تنش در این مناطق میشود. ایـن موضـوع سـبب می شود 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 انحلالی شده، رسوب ها تعداد کم و توزیع پراکندهای داشتند. به همین دلیـل بـا ایجـاد ترک در نمونه و اعمال تنش، دهانـه تـرک بـاز شـده، تـنش اعمال شده كاهش یافته و در نمونه شكست 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 نمونه های T6 و RRA پس از اعمال تنش، ترکهای عمیقی در نمونه ایجادشده و شکست بـهصـورت کامل رخ داده است. البته شکست کامل T6 و RRA به ترد بودن ساختار و همچنین توزیع ریز و یکنواخت رسوبها در ريزساختار مربوط مي شود. ويسترمانان و همكارانش [٢٩] در بررسی های خود قابلیت خم شوندگی را به ایجاد منطقه مومسان وسيع دور مناطق جلويي ترک ربط دادهاند. مي تـوان گفت درطی 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 مي شود.

در فرایندهای T6 و RRA تقریباً رسوب های مرزدانه ای 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 می توان به تقابل بین نابجایی ها و رسوب های غیرقابل برش در مرزدانه نسبت داد. تقابل بین نابجایی ها و رسوب های غیرقابل برش در مرزدانه سبب انباشته شدن نابه جایی ها در پشت رسوب ها شده و برای این که این نابه جایی ها بر توانند از رسوب های گذر کنند مجبورند

رسوب های را دور بزنند که این امر سبب ایجاد حلقه های اوراوان می شود. این حلقه ها و نابه جایی ها باعث بر هم خوردن نظم ساختار کریستالی و در نتیجه ایجاد منطقه مومسان بزرگ می شوند [۲۲].

۴- نتیجهگیری

- استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم در فرایند T73 نسبت به نمونه T6 کمتر شد. دلیل این امر را می توان به وجود ذرات فاز دوم به صورت شبکه تقریباً پیوسته روی مرزدانه ها در نمونه T73 نسبت داد.
- نزدیکبودن مقادیر استحکام کششی نهایی و استحکام تسلیم
  در عملیات RRA و T6 بهدلیل افزایش حجم جزئی رسوب
  با ترکیب MgZn<sub>2</sub> است.
- درطی 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 RRA ، T6 و RT3 و T73
  زاویه خمش افزایش یافته که باتوجه به اندازه دانه، ریزساختار و نوع شکست نمونه ها می توان گفت نمونه نرم تر شده است.
- با انجام فرایند چهار مرحلهای RRA در دماها و زمانهای بهینه خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیم ۷۰۷۵ نسبت به فرایندهای دومرحلهای T6 و سهمرحلهای T73 به مقدار ۵ تا ۱۵ درصد ارتقاء یافت.

- 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
- 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 آلیاژ آلومینیم ۲۵-۷۷–T6 پوشش دار، نهمین سمینار ملی مهندسی سطح و عملیات حرارتی ایران، دانشگاه علم و صنعت ایران ، ص. ۱–۱۱، ۱۳۸۷.

- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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.
- 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

- 9. Emco
- 10. Amsler
- 11. Wolpert
- 12. Hounsfiled
- 13. aging precipitates
- 14. intermediate particles
- 15. insoluble particles

مراجع

of Bulk, Cryorolled and Room Temperature Rolled Al 7075 alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 509, pp. 9609–9616, 2011.

- 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.

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.
- Designation: B557–06, Standard Test Methods for Tension Testing Wrought and Cast Aluminumand 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.
- 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.
- 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، ۱.، *آلومینیم*، انتشارات آزاده با همکاری انجمن

24. Chandler, H., *Heat Treaters Guide Practices and Procedures for Nonferrous Alloys*, The ASM Handbook, ASM international, 1996.

- 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.
- 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.