

تحلیل حساسیت متغیرهای پیرسختی بر خواص آلیاژ منیزیم AZ91 به روش رگرسیون*

مقاله پژوهشی

احمد یوسفی پرچین علیا^(۱) محمد آزادی^(۲) مهدی مختاری شیرازآباد^(۳)

چکیده در این مقاله، به بررسی تأثیر دما و زمان پیرسختی در عملیات حرارتی بر سختی و ریز ساختار آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE با استفاده از تحلیل حساسیت در نرم افزار مینی تب پرداخته شده است. بدین منظور ۸ فرایند پیرسختی با دما و زمان‌های مختلف بر روی آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE انجام شد و سپس نتایج مربوط به سختی برینل و ریزساختارهای آن‌ها با میکروسکوپ نوری با هم مقایسه گردید. بر اساس نتایج تحلیل رگرسیون، تأثیر دمای پیرسختی بر افزایش سختی نسبت به زمان پیرسختی بیش‌تر بود. از طرفی، پیرسختی در دمای ۲۱۵ °C و زمان ۳ ساعت، سختی آلیاژ AZ91 را حدود ۵۷ درصد و پیرسختی در دمای ۲۱۵ °C و زمان ۵ ساعت، سختی آلیاژ AZ91+1%RE را حدود ۴۷ درصد افزایش داده است. همچنین پیرسختی باعث تبدیل شدن بخش زیادی از رسوبات پیوسته به رسوبات سوزنی شکل بر روی فاز زمینه آلفا و همچنین کاهش میزان رسوبات در اطراف فاز Mg₁₇Al₁₂ در ریزساختار هر دو آلیاژ مذکور شده است.

واژه‌های کلیدی سختی، دمای پیرسختی، زمان پیرسختی، ریزساختار، آلیاژ منیزیم.

مقدمه

استفاده از آلیاژهای منیزیم برای مدیریت ارتعاشات به-خصوص در صنعت خودرو را بسیار بالا برده است. از میان آلیاژهای منیزیم، آلیاژهای گروه AM و ZM، ۹۰ درصد آلیاژهای کاربردی منیزیم را در صنعت خودرو تشکیل می-دهند [1,2]. منیزیم در مقایسه با آلومینیوم، سیالیت (Fluidity) بالا در ریخته‌گری، نیاز به فشار کم‌تر در ریخته‌گری تحت فشار و عدم واکنش با فولاد در بوته و قالب داشته است [3]. اما هم‌چنان به دلیل نیاز به خلأ، آلیاژهای منیزیم دارای فرایند ریخته‌گری دشوارتری هستند. به علاوه، خواص مکانیکی این مواد نسبت به آلیاژهای آلومینیوم ضعیف‌تر است؛ لذا این گونه معایب باعث شده است تا امروزه استفاده از انواع مکانیزم‌های استحکام‌بخشی مثل عملیات حرارتی، پاشش سرد و سخت کردن سطح آلیاژ، در حوزه‌های مختلف پژوهشی و صنعتی، به‌طور چشم‌گیری در حال افزایش باشد [1,2]. هر چند بررسی اثر اعمال انواع مکانیزم‌های استحکام‌بخشی مختلف از جمله عملیات

افزایش قیمت سوخت و مباحث راجع به انتشار گازهای گل‌خانه‌ای، شرکت‌های خودروسازی را وادار به اتخاذ تدابیری به منظور کاهش مصرف سوخت کرده است. برای این منظور راه‌های متفاوتی وجود دارد که یکی از آن‌ها، کاهش وزن خودرو، با تغییر در طراحی و یا جایگزینی اجزای سنگین فولادی یا چدنی با آلیاژ سبک‌تر است [1].

آلیاژ منیزیم، سبک‌ترین فلز با قابلیت تولید قطعات صنعتی است. چگالی منیزیم ۳۰ درصد از آلومینیوم کم‌تر و تنها ۲۰ درصد چگالی آهن است. این ویژگی منحصر به فرد جذابیت فراوانی برای استفاده از این فلز در تولید قطعات متحرک و صنعت حمل‌ونقل ایجاد کرده است. به‌علت نسبت بالای استحکام به وزن منیزیم، در بسیاری از قطعات مختلف صنایع هوایی و خودروسازی استفاده شده است. از ویژگی‌های دیگر آلیاژهای منیزیم می‌توان به قابلیت جذب ارتعاشات بالا توسط این فلز اشاره کرد. این ویژگی، میزان

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۰/۳/۳ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۰/۶/۸ می‌باشد.

(۱) دانش آموخته‌ای کارشناسی ارشد، پردیس علوم و فناوری‌های نوین، دانشگاه سمنان.

(۲) نویسنده مسئول، دانشیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه سمنان.

(۳) پژوهشگر، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه بریستول، لندن، انگلستان.

AZ91D، مورد ارزیابی قرار دادند. آن‌ها گزارش کردند که فرایند محلول‌سازی، باعث بهبود استحکام کششی، افزایش ازدیاد طول (Elongation) و تغییر نوع مکانیزم شکست شده‌است. افزایش دمای فرایند محلول‌سازی، نه تنها باعث باریک‌تر و یکنواخت‌تر شدن پراکندگی فاز Mg_2Si در ریزساختار شده، بلکه باعث شده تا این فاز در مرحله اول در فاز زمینه آلفا حل شده، بعد شکسته شده و نهایتاً به یک فاز کروی شکل تبدیل شده‌است. هم‌چنین با افزایش دمای فرایند محلول‌سازی، میزان ازدیاد طول و استحکام تسلیم هم افزایش یافته‌است. مختاری و همکاران [6] تأثیر عملیات حرارتی را بر سختی و طول عمر خستگی آلیاژ منیزیم AZ91D بررسی کردند. آن‌ها گزارش کردند که در دمای کم آزمون ($25^{\circ}C$)، فرایند محلول‌سازی باعث بهبود چشم‌گیر سختی، عمر خستگی کم‌چرخه و عمر خستگی ترمومکانیکی (Thermomechanical) شده و فرایند پیرسختی باعث تنزل این خواص شده‌است. درحالی‌که در دمای بالای آزمون ($200^{\circ}C$)، هر دو فرایند محلول‌سازی و پیرسختی باعث بهبود سختی، عمر خستگی کم‌چرخه و عمر خستگی ترمومکانیکی شده‌اند. البته تأثیر فرایند پیرسختی نسبت به فرایند محلول‌سازی بیش‌تر بوده‌است. علت این تأثیرات به میزان تغییرات شکل‌پذیری توسط انحلال و تشکیل رسوبات ایجادشده توسط فرایندهای محلول‌سازی و پیرسختی و هم‌چنین دمای محیط آزمون بر می‌گردد. ون (Wun) و همکاران [7]، تأثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی آلیاژ منیزیم AZ91D را مورد بررسی قرار دادند و دو عملیات حرارتی شامل چهار مرحله نورد گرم (Hot-Rolling)، فرایند محلول‌سازی، متبلورسازی (Recrystallization) و پیرسختی در دما و زمان‌های متفاوت انجام دادند. آن‌ها گزارش کردند که در برخی از شرایط، فرایندهای فوق باعث بهبود قابل توجه استحکام کششی و فشاری آلیاژ شده‌است. پیرسختی در دمای $200^{\circ}C$ نسبت به پیرسختی در دمای $170^{\circ}C$ ، باعث افزایش بیش‌تر سختی شده‌است. هم‌چنین پیرسختی‌ها باعث حضور میزان زیادی از دوقلوبی‌های تغییر شکل یافته به‌همراه صفحات لغزشی و کاهش شدید اندازه دانه‌ها در ریزساختار

حرارتی بر بهبود خواص مکانیکی به‌وفور در تحقیقات دیده می‌شود اما برای مبحث خستگی، به‌ندرت مقاله‌ای یافت می‌شود. در ادامه، به ارائه جزئیاتی از برخی از آن‌ها پرداخته شده‌است.

تیجان (Tijun) و همکاران [2] به بررسی تأثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91D پرداختند. نتایج آن‌ها نشان داد که با افزایش دمای فرایند محلول‌سازی (Solution)، اندازه دانه کاهش و ضریب ابعاد افزایش یافته‌است. فرایند پیرسختی باعث تغییر ساختار دندریتی (Dendrite) به یک ساختار یکنواخت شامل تعداد کمی دانه‌های چندضلعی مجزا، دانه‌های کروی زمخت و مرز دانه‌ها شده‌است. از طرفی با افزایش زمان پیرسختی، اندازه دانه‌ها و سختی افزایش یافته‌است. وانگ (Wang) و همکاران [3] به بررسی تأثیر دمای فرایند محلول‌سازی در عملیات حرارتی بر ریزساختار و مکانیزم شکست آلیاژ منیزیم ریخته‌گری شده AZ91D پرداختند. آن‌ها اثبات کردند که فرایند محلول‌سازی، به‌طور قابل توجهی باعث بهبود چشم‌گیر استحکام و شکل‌پذیری آلیاژ شده‌است. هم‌چنین این فرایند باعث انحلال جزئی نامتعادل فاز بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) و تجزیه شبکه‌های فاز بتا شده که نتیجه آن پیدایش یک ساختار ترکیبی بوده‌است. شانتهی (Shanthei) و همکاران [4] تأثیر فرایند محلول‌سازی و هم‌چنین تأثیر افزودن $1/5$ درصد نانوذرات Al_2O_3 را بر شکل‌پذیری و استحکام آلیاژ منیزیم AZ91D، مورد ارزیابی قرار دادند. آن‌ها دریافتند که فرایند پیرسختی باعث افزایش اندازه دانه آلیاژهای AZ91D و $AZ91D+1.5\%Al_2O_3$ و کاهش استحکام تسلیم این آلیاژها شده‌است. هم‌چنین فرایند محلول‌سازی باعث کاهش میزان شکل‌پذیری برای آلیاژ AZ91D و افزایش میزان شکل‌پذیری برای آلیاژ $AZ91D+1.5\%Al_2O_3$ شده‌است. از طرفی افزایش اندازه دانه‌ها تحت تأثیر عملیات حرارتی باعث کاهش جزئی سختی هر دو آلیاژ مورد مطالعه گردیده‌است.

لی (Lei) و همکاران [5] به بررسی تأثیر عملیات حرارتی پرداختند و هم‌چنین تأثیر افزودن $1/5$ درصد نانو ذرات SiO_2 را بر خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ منیزیم

شده‌است. تان (Tan) و همکاران [۹] تأثیر فرایندهای پیرسختی و محلول‌سازی در عملیات حرارتی و فرایند اکستروژن داغ (Hot-Extrusion) بر خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91 را بررسی کردند و گزارش کردند که فرایند محلول‌سازی بیش‌ترین تأثیر را بر میزان ازدیاد طول داشته‌است. پیرسختی بیش‌ترین تأثیر را بر تنش نهایی داشته‌است. گایاد (Ghayad) و همکاران [10] تأثیر عملیات حرارتی بر خواص مکانیکی، ریزساختار و سختی آلیاژهای منیزیم AZ91 و ZM60 را بررسی کردند و دریافتند که عملیات حرارتی با فرایند محلول‌سازی و پیرسختی، باعث بهبود استحکام به خوردگی و کاهش اندازه‌دانه‌های هر دو آلیاژ شده‌است.

کفووا (Koffuva) و همکاران [11] تأثیرات فرایندهای پیرسختی (T6) و محلول‌سازی (T4) را بر سختی آلیاژ AZ91 مقایسه کردند. آن‌ها گزارش کردند که فرایند پیرسختی (T6) خواص خستگی بهتری را نسبت به فرایند محلول‌سازی (T4) برای آلیاژ AZ91 نشان داده‌است. فرایند محلول‌سازی (T4) باعث بروز پدیده سختی چرخه‌ای آلیاژ شده، که این امر موجب افزایش شدت نابه‌جایی‌ها در طول تغییر شکل میکروپلاستیک (Microplastic) شده‌است. اما پیرسختی (T6) ممکن است باعث شود، تا آلیاژ تحت بارگذاری چرخه‌ای سخت‌تر و یا نرم‌تر شود، که این بستگی به نوع رسوب‌گذاری ایجادشده در طول عملیات حرارتی دارد. در صورتی، پیرسختی باعث نرم‌تر شدن آلیاژ AZ91 می‌شود، که رسوبات منسجم در ریزساختار مشاهده شود. که این نوع رسوبات به راحتی می‌توانند توسط نابه‌جایی‌ها بریده شوند و از این رو اندازه آن‌ها کاهش بیاید که این امر باعث نرم‌تر شدن ساختار آلیاژ شده‌است. درحالی‌که اگر این رسوبات در آلیاژ AZ91 به صورت غی منسجم باشند، رسوبات به سختی توسط نابه‌جایی‌ها بریده خواهند شد، که باعث پایداری استحکام آلیاژ در آزمون خستگی شده‌است. لی (Lea) و همکاران [12] تأثیر دمای پیرسختی را بر سختی آلیاژهای AZ91، AZ91+Y، AZ91+Nd، AZ91+Sr مورد بررسی قرار دادند و اظهار داشتند که نمی‌توان با قاطعیت بیان کرد که تأثیرات دمایی پیرسختی مبنی بر بهبود سختی آلیاژهای مذکور یکسان است، چون پیرسختی در دمای ۱۷۰ درجه

شده‌اند. آن‌ها افزایش سختی را به علت رسوب‌گذاری فاز بتا در راستای مرز دانه‌ها و بر روی ماتریکس زمینه، همراه با افزایش دمای پیرسختی می‌دانند. نحوه تبدیل رسوبات پیوسته به ناپیوسته یا تشکیل رسوبات ناپیوسته با افزایش دمای پیرسختی به این صورت است که رشد تناوبی رسوبات پیوسته اطراف فازهای زمینه آلفا و بتا در پشت یک جابه‌جایی مرز دانه (یعنی همان محل تجمع و رشد رسوبات پیوسته در داخل دانه‌های فاز زمینه آلفا)، به جایی می‌رسد که شروع به حرکت کردن و پخش شدن می‌کند که نهایتاً باعث تجزیه یا تبدیل شدن به رسوبات ناپیوسته برمی‌گردد. هم‌چنین آن‌ها بر این باورند که دمای پیرسختی دو تأثیر مهم بر سختی آلیاژ داشته‌است. اول، در هر دمای پیرسختی زمان رسیدن به پیک سختی متفاوت بوده‌است. دوم، در دماهای مختلف پیرسختی، میزان پیک سختی‌ها خیلی متفاوت نیستند، مثلاً در سه دماهای مختلف پیرسختی ۲۵۰، ۳۰۰ و ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد، میزان پیک سختی به ترتیب ۹۱، ۸۷ و ۸۵ ویکرز بوده‌است، که خیلی اختلاف ندارند (اختلاف، بین ۳ الی ۶ ویکرز است)، ولی بین دماهای پیرسختی، بین ۵۰ الی ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد، اختلاف وجود دارد. در واقع، زمان پیرسختی نسبت به دمای پیرسختی، تأثیر بیش‌تری بر سختی آلیاژ AZ91 داشته‌است. آن‌ها دماهای پیرسختی را ۱۸۰ و ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد در نظر گرفته‌اند، در نتیجه اختلاف دمایی کوچک ۲۰ درجه سانتی‌گراد در پیرسختی برای نمونه‌های AZ91، با افزایش زمان پیرسختی و در هر نقطه از آن، تأثیر خیلی زیادی بر میزان سختی آن‌ها نداشته‌است.

وو (Wu) و همکاران [8] تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ منیزیم AZ91D را بررسی و گزارش کردند که با افزایش زمان پیرسختی، استحکام کششی در دمای پیرسختی ۱۷۰ °C، افزایش ولی در دمای پیرسختی ۲۱۵ °C، کاهش یافته و از طرفی با افزایش زمان پیرسختی، میزان ازدیاد طول در دماهای پیرسختی مختلف، کاهش یافته‌است. به طور کلی پیرسختی‌های در دماهای بالاتر از ۱۷۰ °C، باعث پیدایش ساختارهای رخ‌برگی و صفحات لغزشی در ریزساختار شده‌اند، که منجر به کاهش استحکام

شده است و بیش تر این رسوبات جدید سوزنی شکل، در آرایش های مایل و عمود با دانه های فاز زمینه آلفا قرار گرفته اند و همچنین میزان خیلی کمی از آن ها، با حالت موازی، بر روی دانه های فاز زمینه آلفا ظاهر شده اند که دلیل آن افزایش زمان پیرسختی بوده است. آذرفرا و همکاران [۱۵] به بررسی اثر عملیات حرارتی و کار گرم بر خواص مکانیکی و ارتعاشی آلیاژ منیزیم AZ91 پرداختند. آن ها گزارش کردند که ابتدا نمونه های یکسانی از لحاظ وزن و شکل از آلیاژ منیزیم AZ91 ساخته شدند. سپس عملیات (۱) محلول سازی، (۲) محلول سازی و سپس پیرسختی، (۳) اعمال فرایند اکستروژن و سپس عملیات تنش زدایی، (۴) اعمال فرایند نورد و سپس عملیات تنش زدایی انجام گردید. نتایج نشان داد که عملیات حرارتی محلول سازی و سپس پیرسختی، موجب رسوب فازهای ثانویه در مرز دانه ها شده و با افزایش نفوذ رسوب به مرز دانه ها، قدرت قفل شوندگی در مرزها افزایش یافته است. در نتیجه، این فرایند سبب افزایش خواص مکانیکی، از جمله بهبود تنش نهایی از ۱۲۵ به ۲۲۳ مگاپاسکال (۷۸ درصد افزایش) و همچنین بهبود سختی از ۵۶ به ۶۷ برینل (۲۰ درصد افزایش) و نهایتاً کاهش خواص ارتعاشی گردید. نمودن نورد شده دارای به ترین پاسخ فرکانسی و بیش ترین نسبت میرایی بود. افزایش خواص مکانیکی نمونه پیرسختی شده، نسبت میرایی را کاهش داد. حق سیرت و همکاران [۱۶] گزارش کردند که انجام عملیات FSP باعث بهبود ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ AZ91 شده است. از طرفی انجام عملیات محلول سازی و پیرسختی نیز خواص این آلیاژ را خیلی بیش تر بهبود بخشید. بنابراین در ابتدا نمونه ها محلول سازی شدند و بعد فرایند FSP انجام شد و در آخر تحت عملیات پیرسختی قرار گرفتند. برای رسیدن به این هدف، ابتدا نمونه ها در دمای ۱۴۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱۱ ساعت، محلول سازی شدند و بعد تحت فرایند FSP با سرعت دورانی ۴۴۰ دور در دقیقه و سرعت خطی ۴۰ میلی متر بر دقیقه قرار گرفتند و در آخر نیز در حرارت ۱۷۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱۴ ساعت، پیرسختی شدند. نتایج نشان داد که در اثر عملیات پیرسختی، حجم زیادی از دوقلوبی های

سانتی گراد و در زمان ۳۰ ساعت، اگر چه باعث افزایش چشم گیر سختی آلیاژهای AZ91، AZ91-Y، AZ91-Nd به ترتیب از ۶۶ به ۷۸ ویکرز (۱۸ درصد بهبود)، از ۶۸ به ۸۴ ویکرز (۲۳ درصد بهبود) و از ۶۴ به ۸۸ ویکرز (۳۸ درصد بهبود) شده است، اما همین پیرسختی، سختی آلیاژ AZ91-Sr را حدود ۱۵ درصد کاهش داده است، به طوری که از ۶۹ به ۶۰ ویکرز رسیده است. در حالی که تأثیرات زمان پیرسختی بر سختی کاملاً مشخص است. چون با افزایش زمان پیرسختی، سختی در ابتدا تا یک زمان مشخص و خاص افزایش یافته که پیک سختی در آن اتفاق افتاده و نهایتاً بعد از این زمان، کاهش سختی اتفاق افتاده است. گووینداراجو (Govindaraju) و همکاران [13] گزارش کردند که افزایش دمای فرایند پیرسختی، باعث زمخت شدن دانه های فاز بتا شده است. قبل از عملیات حرارتی (یا پیرسختی)، سختی آلیاژ AZ91 حدود ۶۵ ویکرز بوده که با افزایش دمای پیرسختی، حرکت جداسازی رسوبات فاز بتا با سرعت بیش تری آغاز شده است، تا جایی که سختی به بیش ترین مقدار خود، یعنی ۸۴ ویکرز رسیده، که همان پیک سختی است. با افزایش دما به بیش از ۲۰۰ درجه سانتی گراد (مثلاً ۲۲۵ و ۲۵۰ درجه سانتی گراد)، کاهش شدید سختی مبنی بر افزایش اندازه دانه های فاز بتا، حاصل شده است.

تیروموروجان (Thirumurugan) و کوماران (Kumaran) [14] اظهار داشتند که با افزایش زمان پیرسختی، طول رسوبات افزایش پیدا کرده است، بنابراین ساختار رسوبات در طول فرایند پیرسختی، مهم ترین نقش را در بهبود سختی و استحکام داشته است. کاهش انعطاف پذیری با افزایش استحکام رابطه مستقیمی دارد، بدین صورت که تبدیل رسوبات پیوسته و ناپیوسته به رسوبات سوزنی شکل بر روی فاز زمینه آلفا، البته تحت تأثیر پیرسختی، عامل اصلی افزایش سختی و استحکام و کاهش انعطاف پذیری بوده است. ۳ فاکتور مهم، تأثیرات رسوبات سوزنی شکل جدید را بر روی فاز زمینه آلفا آشکار ساخته است. این ۳ فاکتور شامل حالت های قرار گرفتن رسوبات، ابعاد یا طول و عرض رسوبات و فاصله قرار گرفتن این رسوبات با هر ابعادی از یکدیگر بوده است. هم چنین فرایند پیرسختی باعث تبدیل بخش زیادی از رسوبات پیوسته و ناپیوسته به رسوبات سوزنی شکل

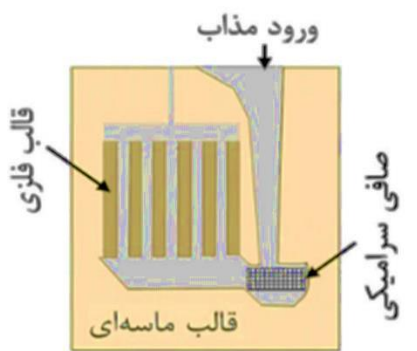
مکانیکی در مناطق TMAZ و HAZ و نیز هر دو نوع رسوب پیوسته و غیرپیوسته در مناطق مختلف نمونه‌های تحت فرایند FSP به وجود آمده‌اند. از طرفی دیگر، در منطقه اختلاط تا حدی حجم رسوبات ناپیوسته زیاد شد که در این منطقه، دیگر دوقلویی مشاهده نگردید. با انجام آزمایش‌های سختی و میکروسختی، بیش‌ترین سختی در منطقه اختلاط نمونه محلول‌سازی FSP پیرسختی‌شده، مشاهده گردید که این افزایش سختی به علت ریزدانه شدن در این منطقه و خرد شدن فاز بتا بوده‌است.

حسنی و همکاران [۱۷] در رابطه با تأثیر فرایند اصطکاکی اغتشاشی و عملیات حرارتی T6 بر سختی، ریزساختار و خواص سایشی آلیاژ ریخته‌گری AZ91C، این‌طور ادعا کردند که نتایج ریزسختی‌سنجی گویای افزایش میانگین سختی با فرایند روکش‌کاری و سپس افزایش بیش‌تر سختی با فرایند اصطکاکی اغتشاشی و درنهایت افزایش بیشینه میانگین سختی پس از اعمال عملیات حرارتی T6 بود. پس از اعمال فرایند اصطکاکی اغتشاشی، بهبود بیش‌تری در مقاومت سایش ناحیه روکش‌کاری شده حاصل شد. درنهایت، بهترین خواص سایشی با اعمال عملیات حرارتی به دست آمد. برای انجام عملیات حرارتی T6، نمونه‌ها به مدت ۱۶ ساعت در دمای ۴۱۳ درجه سانتی‌گراد در کوره تحت محافظت گاز آرگون مورد عملیات آنیل انحلالی (محلول‌سازی) و سپس در دمای ۲۱۶ درجه سانتی‌گراد و به مدت ۴ ساعت تحت عملیات پیرسختی قرار گرفتند. در ریزساختار این آلیاژ، رسوبات فاز بتا به‌طور چشم‌گیری حل شده‌اند و در پی رخداد تبلور مجدد در حین عملیات حرارتی T6، اندازه دانه‌های آن به شدت کاهش یافته‌است، که به‌طور میانگین ۵۰ میکرومتر تخمین زده شد. رسوب و توزیع یکنواخت انواع فازهای ثانویه سخت‌تر بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) در سرتاسر ماده توسط مرحله پیرسختی در عملیات حرارتی T6 می‌تواند دلیل اصلی افزایش قابل توجه سختی در فلز پایه باشد، به‌طوری‌که سختی از ۶۳ به ۹۱ ویکرز برسد. خیشه و همکاران [۱۸] تأثیر عملیات حرارتی بر

ریزساختار، خواص مکانیکی، رفتار شکست در آلیاژ آلومینیوم- سیلیسیوم- مس سرسیلندر را بررسی کردند. تغییرات ریزساختار و خواص مکانیکی (سختی و استحکام کششی) آلیاژ آلومینیوم- سیلیسیوم- مس (آلیاژ A380 استفاده‌شده در سرسیلندر موتور خودرو) در اثر عملیات حرارتی T4 و T6 ارزیابی و مقایسه شد. به این منظور، آنیل انحلالی (محلول‌سازی T4) در دمای ۴۹۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۵ ساعت انجام شد. عملیات حرارتی پیرسختی T6، در دماهای ۱۸۰، ۲۰۰، ۲۲۰ و ۲۴۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱، ۳، ۵ و ۷ ساعت انجام شد. درنهایت باتوجه به سختی نمونه‌ها، عمل پیرسختی بهینه در دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳ ساعت به دست آمد. عملیات حرارتی T6 باعث افزایش استحکام کششی از ۲۴۵ به ۲۵۵ مگاپاسکال و سختی از ۸۸ به ۹۵ ویکرز شد. با انجام فرایند T6 در دما و زمان مشخص‌شده، سختی و استحکام کششی آلیاژ آلومینیوم- سیلیسیوم- مس به مقدار ۵،۱۰ درصد نسبت به فرایند T4، بهبود یافت. برای تعیین اثر متغیرهای مختلف بر سختی و هم‌چنین بهینه‌سازی آن، از طراحی آزمایش‌ها استفاده شد. تحلیل حساسیت متغیرها نیز نشان‌دهنده تأثیر محسوس دمای پیرسختی نسبت به سایر متغیرها (زمان انحلال (محلول‌سازی) و اثر متقابل دما و زمان) است. شریفی و همکاران [۱۹] به تحلیل حساسیت متغیرهای عملیات حرارتی بر خواص آلیاژ آلومینیوم سرسیلندر به‌روش رگرسیون پرداختند. توابع هدف، سختی، اندازه فازها و میزان کروی بودن و متغیرها در آزمایش‌های تجربی شامل دما و زمان محلول‌سازی و پیرسختی انتخاب شدند. نتایج نشان داد که بیشینه سختی (۱۶۴ ویکرز) زمانی به دست می‌آید که نمونه در ۳۰۰ دقیقه و در دمای ۵۱۰ درجه سانتی‌گراد قرار گیرد و سپس در دمای ۱۷۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۶۰ دقیقه پیرسخت شود. هم‌چنین، عملیات حرارتی بهینه برای دستیابی به کم‌ترین اندازه مساحت فازها و کروی‌تر بودن فازها مشخص شد. نتایج تحلیل رگرسیون نشان داد که زمان پیرسختی مؤثرتر از دما در تغییرات سختی است و دمای انحلال نسبت به دمای پیرسختی، فاکتور مهم‌تری محسوب می‌شود.

فولادی بود [۲۰]. شایان ذکر است که ریخته‌گری در این پژوهش انجام نشده است و فقط از مواد ریخته‌گری‌شده، استفاده گردیده است؛ لذا توضیحات بیش‌تر برای جزئیات فرایند ریخته‌گری در مرجع [۲۰] آمده است.

ترکیب شیمیایی نمونه‌های تولید شده توسط دستگاه پلاسمای جفت‌شده القایی (Plasma Coupled Inductively) (نام دستگاه ICP-OES، مدل ES-700، ساخت شرکت Varian-BV استرالیا) تعیین گردید که عبارت از ۸ تا ۹ درصد آلومینیوم، ۰/۸ تا ۰/۹ درصد روی، ۰/۱ تا ۰/۲ درصد منگنز و باقی‌مانده عنصر منیزیم می‌باشد [۲۰]. در ضمن از میش‌ماتل پایه سریم، شامل ۰/۶۴ درصد سریم و ۰/۳۳ درصد لانتانیم، به‌منظور تولید ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE، استفاده شده است [۲۰].



شکل ۱. طرح‌واره قالب برای ریخته‌گری آلیاژ منیزیم AZ91 [۲۰]

آزمون سختی برینل در قبل و بعد از عملیات حرارتی بر روی نمونه‌های تولیدشده براساس استاندارد ASTM-E10 انجام شدند. آزمون سختی به‌روش برینل (Brinell) (با دستگاه سختی‌سنج یونیورسال کوپا)، با گلوله الماسی با بار ۱۵۰ کیلوگرم و در دمای محیط تا ۴ بار تکرار انجام گردید و میانگین مقادیر سختی برحسب برینل و میزان درصد بهبود سختی گزارش شده است. بعد از فرایند متالوگرافی نمونه‌ها، ریزساختارهای ماده توسط میکروسکوپ نوری (Optical Microscopy) بررسی شدند. این فرایند شامل مانت سرد، سمباده‌زنی، پولیش‌زنی و اچ کردن با محلول

باتوجه به مراجع مطالعه‌شده، می‌توان دریافت که پژوهشگران مختلف، روش‌های مختلفی را برای بهبود خواص مکانیکی آلیاژهای مختلف منیزیم، مورد بررسی قرار داده‌اند. بررسی اثر عملیات حرارتی به‌صورت کمی (و نه فقط کیفی) به‌روش رگرسیون، بر سختی آلیاژ خاص منیزیم مورد مطالعه، به ندرت یافت می‌شود که این امر، از نوآوری‌های پژوهش حاضر محسوب می‌شود. لذا در این مقاله، به بررسی تأثیر دما و زمان پیرسختی در عملیات حرارتی بر سختی و ریزساختار آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE، پرداخته شده است. برای این منظور، ۸ فرایند پیرسختی با دما و زمان‌های مختلف بر روی مواد مورد مطالعه، انجام پذیرفته است. سپس، ریزساختارها با هم مقایسه شدند و نتایج آزمون سختی به‌روش برینل با استفاده از تحلیل حساسیت (به‌روش رگرسیون) در نرم‌افزار مینی‌تب ارائه شده است و تأثیر متغیرهای ورودی مشخص شدند.

روش تحقیق

در این تحقیق، برای ساخت نمونه‌های منیزیم AZ91 عناصری هم‌چون آلومینیوم، منیزیم و روی خالص تجاری با خلوص بیش‌تر از ۹۹/۹ درصد استفاده گردید. عنصر منگنز به‌صورت ترکیبی (Al-8%Mn) مدنظر قرار گرفته است. نمونه‌ها در بوته ساخته‌شده از فولاد ساده کربنی (ساختمانی) و در کوره مقاومتی با اتمسفر کنترل‌شده (CO₂+HFC-) (134a) ذوب گردید [۲۰].

مذاب در دمای ۷۲۰ °C در قالب ماسه-فلزی پیش‌گرم شده تا دمای ۱۵۰ °C، ریخته شد. طرح‌واره این قالب در شکل (۱) نشان داده شده است. قالب ریخته‌گری مورد استفاده از دو بخش فلزی و ماسه‌ای و همچنین شامل یک فیلتر سرامیکی بود. برای ساخت قالب ماسه‌ای از مخلوط ماسه سیلیسی و چسب سیلیکات سدیم (به‌عنوان استحکام‌دهنده) استفاده شد و این مخلوط، پس از قالب‌گیری با مدل صفحه‌ای، توسط اعمال گاز دی‌اکسیدکربن، مقاوم شد. در ضمن جنس قالب فلزی،

حکاکی گلیکول استیک بود [۲۰].

تمامی مراحل عملیات حرارتی در کوره تیوبی (Tube) تحت کنترل گاز CO₂ انجام شده است. کوره عملیات حرارتی فوق از نوع تیوبی یا لوله ای، مدل ATE1100L، ساخت شرکت Excion آلمان می باشد. ماکزیمم دمای کاری این کوره ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد و ابعاد منطقه کاری (لوله) شامل قطر ۱۰ سانتی متر و عمق ۹۰ سانتی متر است [۲۰].

در کنار تحلیل کیفی، برای تحلیل کمی از روش رگرسیون (Regression) استفاده شده است که یک فرایند آماری برای تخمین روابط بین متغیرها می باشد. تحلیل رگرسیون کمک می کند به فهم به تر این که چگونه مقدار متغیر وابسته با تغییر هر کدام از متغیرهای مستقل و با ثابت بودن دیگر متغیرهای مستقل تغییر می کند. در تحلیل های کمی، مقدار انحراف معیار گزارش شده است که نشان می دهد به طور میانگین، داده ها چه میزان از مقدار متوسط فاصله دارند. انحراف معیار برابر ریشه دوم واریانس (Variance) است. انحراف معیار برای تعیین ضریب اطمینان در تحلیل های آماری به کار می رود [21]. اگر انحراف معیار مجموعه ای از داده ها، نزدیک به صفر باشد، نشانه آن است که داده ها نزدیک به میانگین هستند و پراکندگی اندکی دارند، در حالی که انحراف معیار بزرگ، بیانگر پراکندگی قابل توجه داده ها می باشد. مزیت آن نسبت به واریانس، این است که هم بعد با داده ها است [21].

نتایج و بحث

نتایج آزمون سختی سنجی در جدول (۱) ارائه داده شده است. طبق جدول (۱) تأثیر پیرسختی ها بر سختی نمونه ها کاملاً متفاوت بوده است، به طوری که سختی ها بعد از عملیات حرارتی بین محدوده ۹ تا ۵۷ درصد برای هر دو ماده، افزایش پیدا کرده است. این درصدهای افزایش سختی برینل در آلیاژ منیزیم AZ91 به صورت کلی بیش تر از آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE بود. این در حالی است که به طور کلی مشاهده می شود که مقادیر میانگین سختی برینل برای آلیاژ

منیزیم AZ91+1%RE با عملیات حرارتی از مقادیر میانگین سختی برینل در آلیاژ منیزیم AZ91 با عملیات حرارتی بیش تر است. به عبارت دیگر، وجود عناصر نادر خاکی (سریم و لانتانیم) در ریزساختار آلیاژ منیزیم، باعث افزایش مقدار سختی برینل شده است. البته عملیات حرارتی با فرایند محلول سازی در دمای ۴۱۵ °C و زمان ۵ ساعت و پیرسختی در دمای ۱۸۵ °C و زمان ۱ ساعت، باعث کاهش سختی برینل به میزان ۱۶ و ۱۰ درصد، به ترتیب در آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE، شده است.

اصلی ترین دلایل بهبود چشم گیر سختی برای آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZE91+1%RE که در تحقیقات پیشین [۲، ۱۰، ۲۲، ۲۳] به آن اشاره شده است و در ادامه مقاله نیز، بحث و بررسی می شود، می تواند شامل موارد زیر باشد:

۱. کاهش شدید اندازه دانه ها در هر دو آلیاژ.
 ۲. باقی ماندن رسوبات پیوسته و ناپیوسته در اطراف مرز دانه های آلیاژهای منیزیم.
 ۳. وجود رسوبات فاز Al₁₁RE₃ در آلیاژ منیزیم.
 ۴. تبدیل بخش اعظمی از رسوبات پیوسته و ناپیوسته به رسوبات تیغه ای شکل بر روی دانه های فاز زمینه آلفا و فاز بتا، که مثل یک لایه جدید مقاوم بر روی فاز زمینه آلفا عمل می کند.
 ۵. افزایش میزان فاز یوتکتیک آلفای ثانویه (فاز آلفا غنی از آلومینیوم) در مجاورت یا همسایگی فاز بتا.
 ۶. همگن شدن بازوهای کوچک جدا شده دندردیتی به علت حضور فاز بتای ناپیوسته بر روی مرز دانه ها.
 ۷. حضور رسوبات پیوسته بر روی دانه ها و رسوبات ناپیوسته در اطراف مرز دانه ها.
- دلایل کاهش سختی نیز در هر دو آلیاژ منیزیم تحت تأثیر پیرسختی با شرایط دمایی ۱۸۵ °C و زمان ۱ ساعت، شامل موارد زیر خواهد بود [12,24]:
۱. کاهش بیش از حد رسوبات اولیه موجود در اطراف دانه ها یا مرز دانه ها.
 ۲. کاهش میزان مرز دانه ها که ناشی از افزایش اندازه دانه ها بوده است.

۳. نرسیدن به مرحله رسوب گذاری مجدد.
۴. کوچک تر شدن بیش از حد اندازه یا ابعاد رسوبات بر روی فاز زمینه آلفا.
۵. مناسب نبودن متغیرهای دما و زمان انتخاب شده برای فرایند پیرسختی.
- در ادامه، به منظور ارائه گزارش تحلیل کمی، در جدول (۲)، دقت تحلیل رگرسیون مشخص شده است که نشان دهنده مقادیر قابل قبولی از ضریب تعیین (Coefficient of Determination) و بیش تر از ۹۵ درصد است.

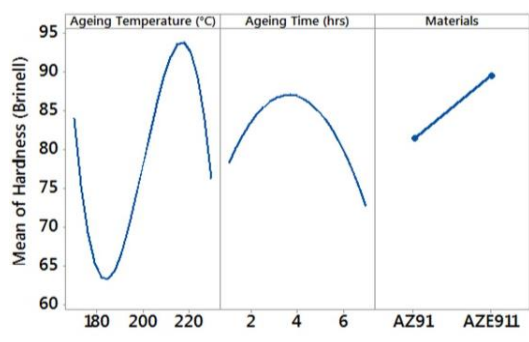
جدول ۱ نتایج سختی (برینل) آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE پس از عملیات حرارتی

میانگین سختی قبل از عملیات حرارتی (برینل)	شرایط فرایند محلول سازی	درصد بهبود سختی	میانگین سختی بعد از عملیات حرارتی (برینل)	فرایند پیرسختی		نمونه ها
				دما (°C)	زمان (ساعت)	
۵۹	۴۱۵ °C-۵ hr	۳۰/۰۰	۷۶/۷۲	۷	۲۱۵	AZ91
		۵۷/۲۴	۹۲/۷۷	۳	۲۱۵	AZ91
		۴۷/۱۶	۸۶/۸۲	۵	۲۱۵	AZ91
		۲۵/۲۹	۷۳/۹۰	۱	۱۷۰	AZ91
		۳۴/۷۵	۷۹/۵۰	۱	۲۱۵	AZ91
		۱۶/۰۰ (کاهش)	۴۹/۵۰	۱	۱۸۵	AZ91
		۱۸/۳۰	۶۹/۸۰	۱	۲۰۰	AZ91
		۱۱/۸۰	۶۶/۰۰	۱	۲۳۰	AZ91
۶۷	۴۱۵ °C-۵ hr	۳۵/۴۰	۹۰/۷۲	۱	۲۱۵	AZE911
		۴۴/۷۰	۹۶/۹۵	۳	۲۱۵	AZE911
		۴۷/۰۰	۹۸/۵۵	۵	۲۱۵	AZE911
		۲۶/۸۲	۸۴/۹۷	۷	۲۱۵	AZE911
		۲۰/۰۰	۸۰/۴۷	۱	۱۷۰	AZE911
		۹/۸۰ (کاهش)	۶۰/۳۷	۱	۱۸۵	AZE911
		۱۲/۴۲	۷۵/۳۳	۱	۲۰۰	AZE911
		۸/۵۰	۷۲/۰۰	۱	۲۳۰	AZE911

جدول ۲ مربعات خطا، ضریب تعیین و F-Value در تحلیل رگرسیون

S	R-sq	R-sq (adj)	R-sq (pred)
2.52975	96.66%	96.31%	95.83%
F-Value	دمای پیرسختی	زمان پیرسختی	عناصر نادر خاکی
	۵۹۸	۱۱۲	۱۶۵

دلیل اصلی افزایش سختی و استحکام بوده است [۲۵].



شکل ۲ نمودار تأثیر دمای پیرسختی، زمان پیرسختی و افزودن عنصر نادر AZ91 خاکی بر سختی آلیاژ منیزیم

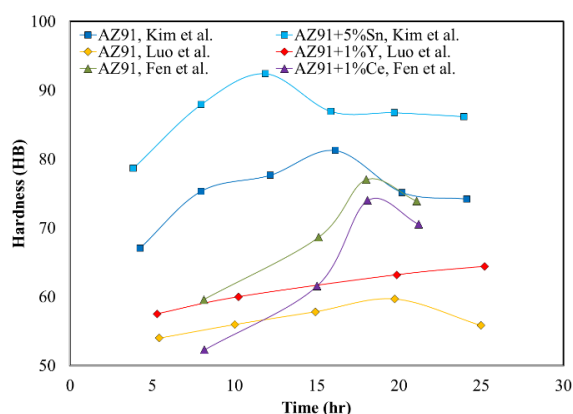
در خصوص اثر دمای پیرسختی نیز می توان گفت که افزایش دمای پیرسختی، باعث تجمع رسوبات در مرز دانه ها می شود که به طور مستقیم در استحکام مؤثر بوده است [۲۵]. این مطلب در تصاویر ریزساختار در ادامه، بررسی شده است. هم چنین تجمع رسوبات در مرز دانه ها، موجب کاهش میزان رسوبات در فاز زمینه آلفا شده است [۲۵]. با افزایش دمای پیرسختی، طول رسوبات افزایش یافته ولی فاصله بین آن ها به علت رشد رسوبات کاهش یافته که این امر موجب افزایش سختی و استحکام شده است.

در شکل (۳) اثر زمان پیرسختی بر سختی آلیاژهای مختلف منیزیم براساس نتایج تحقیقات پیشین [۲۲-۲۴]، مشاهده می شود. لو (Lou) و همکاران [۲۲] گزارش کردند که با افزایش زمان پیرسختی در دماهای مختلف فرایند پیرسختی، سختی آلیاژ AZ91D در ابتدا تا یک زمان خاص (۲۰ ساعت) افزایش یافته ولی بعد از آن کاهش سختی مشاهده شده است. آلیاژ AZ91D در زمان ۲۰ ساعت، بیشترین سختی (۵۷ برینل) را داشته است، درحالی که با افزودن ۱ درصد ایتريم (Itrium) (عنصر نادر خاکی) بر آلیاژ AZ91D، سختی آلیاژ AZ91D+1%Y در همان زمان (۲۰ ساعت)، حدود ۳ درصد افزایش یافته و به ۶۳ برینل رسیده است، اما با افزایش زمان پیرسختی از ۲۰ ساعت به بعد، سختی آلیاژ AZ91D، نیز به طور مشابه کاهش می یابد.

مطابق با جدول (۲) اثر دمای پیرسختی بیش تر از زمان آن بر سختی آلیاژهای منیزیم می باشد چراکه F-Value در تحلیل رگرسیون، برای متغیر دمای پیرسختی، بیش تر است. هر چه این مقدار بیش تر باشد، تأثیر متغیر فوق بر تابع هدف (سختی)، بیش تر خواهد بود [21]. نکته حائز اهمیت دیگر این است که اثر عناصر نادر خاکی نیز، بیش تر از اثر زمان پیرسختی بر سختی ماده است.

مطابق شکل (۲) تأثیر سه متغیر دمای پیرسختی، زمان پیرسختی و افزودن عنصر نادر خاکی (سریم و لانتانوم) بر سختی آلیاژ منیزیم AZ91D در نمودار تأثیرات استاندارد بررسی شده است. بنابراین به ترتیب دمای پیرسختی، افزودن عنصر نادر خاکی و زمان پیرسختی، بیشترین تأثیر بر افزایش سختی آلیاژ منیزیم AZ91 داشته اند. البته قابل ذکر است که مطابق شکل (۲)، تأثیر دمای پیرسختی بر سختی نسبت به زمان پیرسختی بیش تر بوده است. افزودن عنصر نادر خاکی بر آلیاژ منیزیم AZ91 در دمای محیط نیز، تأثیرات قابل توجهی بر خواص مکانیکی دارد. این تأثیرات شامل کاهش استحکام تسلیم و افزایش استحکام کششی هر کدام تا ۴ درصد، افزایش سختی تا ۳ درصد و افزایش درصد ازدیاد شکست تا ۳۸ درصد می شود [۲۰]. بنابراین به طور مشخص افزودن عنصر نادر خاکی باعث بهبود جزئی سختی شده است. از طرفی آلیاژ پیرسخت شونده به شدت تابع دما و زمان پیرسختی است.

تشکیل رسوبات ناپیوسته موجب ایجاد و رشد ترک در مرز دانه ها و تضعیف آن ها می شود که دلیل اصلی کاهش استحکام تسلیم در زمان های اولیه فرایند پیرسختی است [۲۵]. فرایند تشکیل رسوبات شامل سه مرحله زمانی می باشد. مرحله اول شامل زمان های اولیه فرایند است که سختی تغییر نمی کند. سپس در مرحله دوم، افزایش سختی آغاز می شود و تا آن جایی ادامه می یابد که مرحله سوم آغاز و پیک (Peak) سختی یا فراپیری (Over-ageing) ایجاد می شود که بعد از این مرحله با افزایش زمان پیرسختی، کاهش سختی مشاهده می شود. هم چنین با افزایش زمان پیرسختی، طول رسوبات افزایش می یابد و باعث آرایش نامناسب رسوبات می شود، که



شکل ۳ نمودار تأثیر زمان پیرسختی بر سختی آلیاژهای منیزیم [22-24]

میزان بیشترین سختی پس از عملیات حرارتی مطابق جدول (۱)، برای آلیاژ منیزیم AZ91، در شرایط پیرسختی با دمای 215°C و زمان ۳ ساعت، بوده است. همچنین با استفاده از نتایج تحلیل حساسیت در نرم افزار مینی تب (Minitab)، بیشترین میزان کانتور (Contoure) سختی پیش بینی شده برای این آلیاژ، در دماهای 215°C الی 220°C و در زمان های ۳ الی ۵ ساعت بوده که در نمودار دما- زمان کانتور و رویه سختی شکل (۴) مشخص شده است.

همچنین به طور مشابه میزان بیشترین سختی پس از عملیات حرارتی مطابق جدول (۱)، برای آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE در شرایط پیرسختی با دمای 215°C و زمان ۵ ساعت بوده و مقادیر بیشترین کانتور سختی پیش بینی شده برای این آلیاژ، در دماهای 210°C الی 225°C و در زمان های ۱ الی ۶ ساعت بوده که در نمودار دما- زمان نمودار کانتور و رویه سختی شکل (۵) مشخص شده است.

بهینه سازی (Optimization) سختی به برگزیدن بهترین مقدار سختی برینل، اشاره می کند؛ لذا با گزینش هدفمند از مجموعه سختی های قابل دست یابی و محاسبه مقدار یک تابع حقیقی مقدار بیشینه و کمینه آن توسط نرم افزار مینی تب به دست آمد. هم چنین هدف از یافتن سختی بهینه، دست یابی به مفیدترین و مؤثرترین مقدار سختی، براساس دما و زمان پیرسختی بوده است.

همچنین فنگ (Feng) و همکاران [24] گزارش کردند که در زمان پیرسختی ۱۸ ساعت آلیاژهای AZ91D و AZ91D+1%Ce بیشترین سختی خود را داشته اند که به ترتیب برابر ۷۰ و ۷۵ برینل بوده است، در حالی که بعد از زمان ۱۸ ساعت، سختی آن ها کاهش یافته است. هم چنین آن ها ادعا کردند که افزودن سریم (Cerium) بیش تر از ۱ درصد (مثلاً ۱/۵ درصد)، باعث شده است تا سختی آلیاژ AZ91D حتی بعد از زمان ۱۸ ساعت، کاهش نیابد و حالت صعودی خود مبنی بر افزایش سختی را حفظ کند. در مقایسه با کار حاضر، آلیاژ منیزیم با افزودن عناصر خاکی سریم و لانتانیم، سختی بیش تری نسبت به ماده پایه دارد و زمان پیرسختی نیز، به شدت نسبت به مرجع [۱۶] (از ۱۸ ساعت به ۵ ساعت)، البته در دمای 215°C (نسبت به دمای 175°C در مرجع [۲۴]) کاهش یافته است.

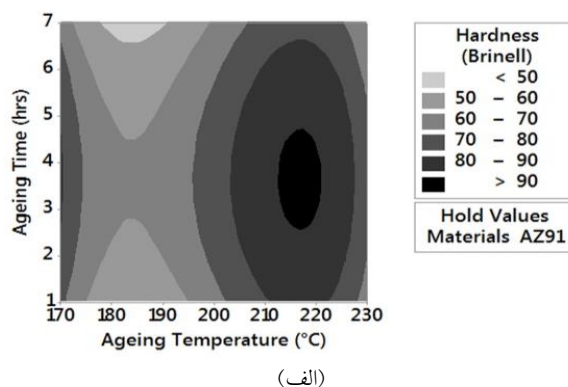
کیم (Kim) و همکاران [۱۵] مشابه این گزارش ها در تحقیقات را، البته این بار تحت تأثیر افزودن ۵ درصد قلع به آلیاژ AZ91D (AZ91D+5%Sn)، اشاره کرده اند [22-24]. با توجه به شکل (۲) و نتایج تحلیل حساسیت در این تحقیق، می توان دریافت که با افزایش دمای پیرسختی، سختی نمونه ها در ابتدا کاهش، سپس افزایش یافته و در نهایت دوباره کاهش یافته است، در حالی که با افزایش زمان پیرسختی، سختی نمونه ها در ابتدا افزایش و در نهایت کاهش یافته، که مشابه نتایج گزارش شده در مراجع [22-24] بوده است.

مطابق گزارش ها و نتایج تحقیقات قبلی می توان گفت، اثر دما و زمان فرایند پیرسختی نسبت به دما و زمان فرایند محلول سازی، بر سختی و سایر خواص مکانیکی به طور کلی بیش تر بوده است. افزایش سختی همراه با افزایش دما یا زمان پیرسختی تا زمان و یا دمای معین یا خاص اتفاق افتاده ولی بعد از آن زمان و یا دمای معین، کاهش سختی مشاهده شده است. افزایش هم زمان دما و زمان پیرسختی، باعث پیوستگی و پراکندگی یک نواخت فاز $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ و رسوبات آن شده و با کاهش هم زمان دما و زمان پیرسختی، باعث ناپیوستگی و پراکندگی غیر یک نواخت فاز $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ شده است [22-24].

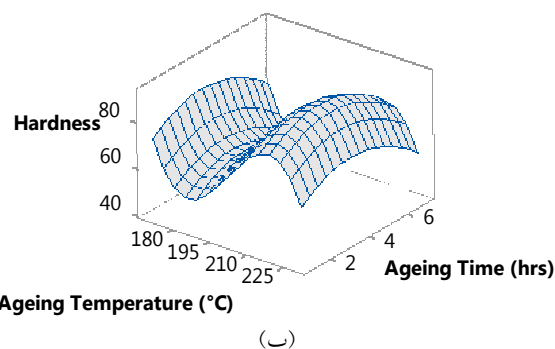
با استفاده از نرم‌افزار مینی‌تب، سه پیرسختی بهینه با دما و زمان‌های مختلف در سه سطح بالا، متوسط و پایین برای آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE محاسبه شده‌ست. مطابق شکل (۶) پیرسختی بهینه در سطح بالا برای هر دو آلیاژ، در دمای 230°C و زمان ۷ ساعت، پیرسختی بهینه در سطح پایین برای هر دو آلیاژ، در دمای 170°C و در زمان ۱ ساعت و پیرسختی بهینه در سطح متوسط برای هر دو آلیاژ، در دمای 217°C و زمان ۳/۶ ساعت بوده که در این شرایط، سختی تقریباً برابر ۱۰۰ برینل بوده‌است.

شکل‌های (۷) و (۸) تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژهای منیزیم قبل از عملیات حرارتی است و شکل‌های (۹) و (۱۰) شامل تصاویر مشابه اما بعد از عملیات حرارتی هستند. زیهانگ (Zhong) و همکاران [26] تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص خستگی پرچرخه آلیاژ AZ91D را در دو حالت بارگذاری کنترل- تنش و کنترل- کرنش بررسی کردند. فرایند محلول‌سازی در دمای 420°C و زمان ۱۰ ساعت و فرایند پیرسختی در دمای 180°C و زمان ۲۰ ساعت انجام شده‌است. مطابق گزارش‌های آن‌ها، اندازه دانه‌های AZ91D بعد از عملیات حرارتی، به $135\ \mu\text{m}$ رسیده‌است. پیرسختی، علاوه بر استحکام فاز زمینه آلفا و مرز دانه‌ها، باعث مستحکم‌تر شدن رسوبات فاز بتا، که مهم‌ترین متغیر تأثیرگذار بر رفتار سختی آلیاژ AZ91D هستند، شده‌است.

یوان (Yuan) و همکاران [27] به بررسی تأثیر فرایند محلول‌سازی (T4) و پیرسختی (T6) بر اندازه دانه آلیاژ AZ91 پرداختند و گزارش کردند که تأثیر فرایند پیرسختی نسبت به فرایند محلول‌سازی بر کاهش اندازه دانه‌ها و افزایش تعداد دانه‌ها و در نتیجه افزایش سختی بیشتر بوده‌است. براساس گزارش فن (Fan) و همکارانش [28] فعل و انفعال نابه‌جایی‌ها همراه با کاهش میزان مرز دانه‌ها، منجر به کاهش احتمال شکل‌گیری ریزترک‌ها شده‌است. رشد صفحات لغزشی می‌تواند توسط مرز دانه‌ها به تعویق بیفتد. از طرفی مکانیزم آغازش ترک (به‌عنوان مثال صفحات لغزشی) که عمر خستگی به آن وابسته است، به مشخصه‌های دانه، مثل مرز دانه، اندازه دانه و تعداد دانه بستگی دارد.

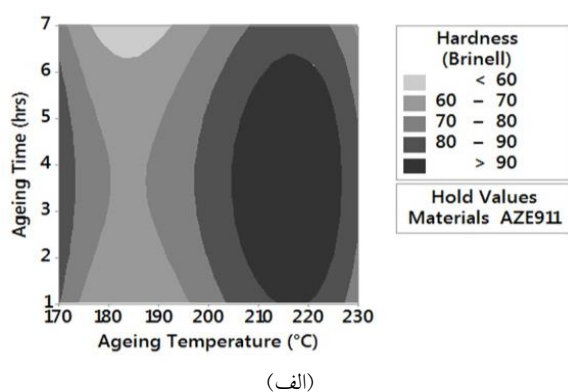


(الف)

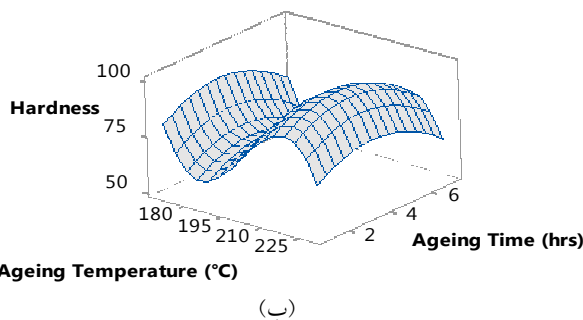


(ب)

شکل ۴ نمودار تأثیر دمای پیرسختی و زمان پیرسختی بر سختی آلیاژ منیزیم AZ91 شامل: (الف) کانتور و (ب) رویه نتایج

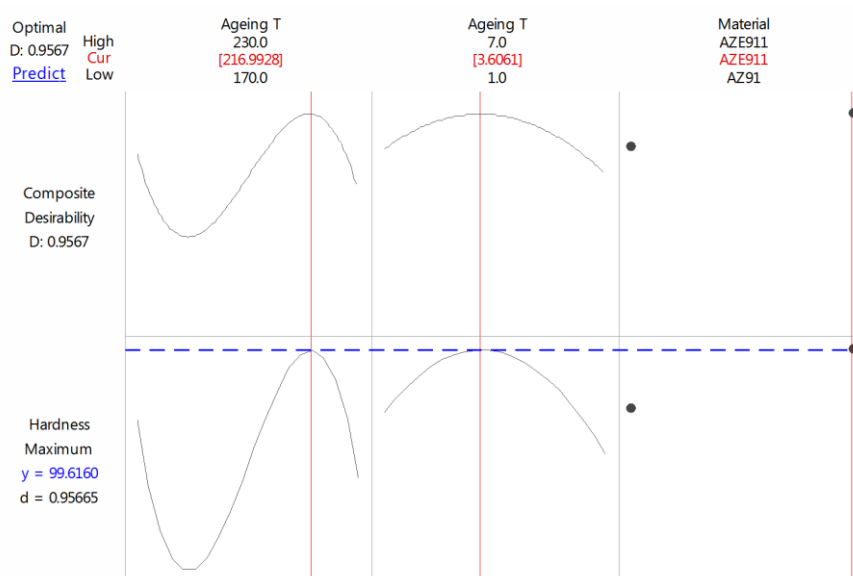


(الف)

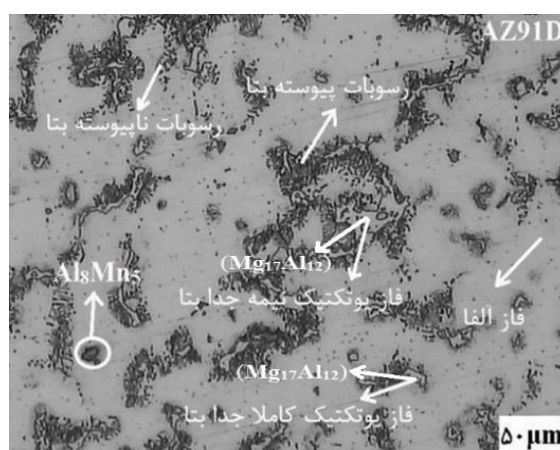


(ب)

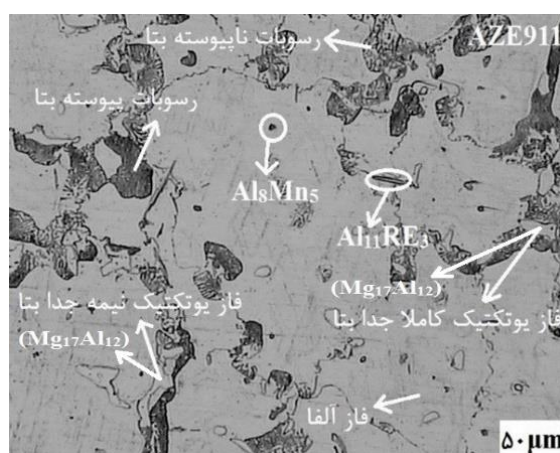
شکل ۵ نمودار تأثیر دمای پیرسختی و زمان پیرسختی بر سختی آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE شامل: (الف) کانتور و (ب) رویه نتایج



شکل 6 نمودار پاسخ بهینه شده برای سختی در آلیاژهای منیزیم

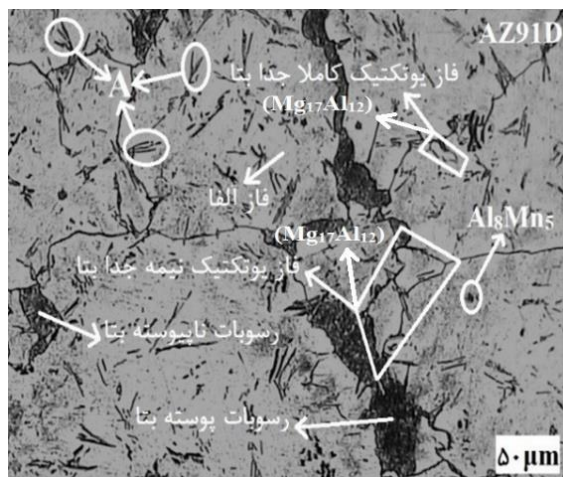


شکل 7 تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91 قبل از عملیات حرارتی

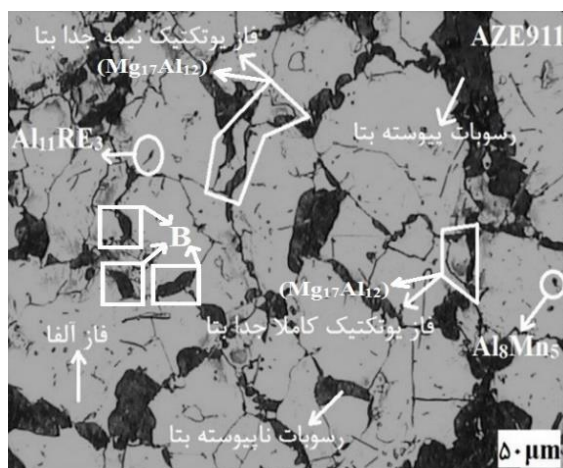


شکل 8 تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE قبل از عملیات حرارتی

خستگی نمونه، اندازه بزرگترین آخال یا ترک و هم‌چنین میزان پخش شدن این عیوب در نمونه است.



شکل ۹ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91 بعد از عملیات حرارتی



شکل ۱۰ تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE بعد از عملیات حرارتی

با گذشت زمان پیر سختی طول رسوبات افزایش پیدا می‌کند، بنابراین سازوکار رسوبات در طول فرایند پیر سختی مهم‌ترین نقش را در بهبود سختی و استحکام داشته است. کاهش مقدار انعطاف‌پذیری با افزایش استحکام رابطه مستقیمی دارد، بدین صورت که تشکیل رسوبات پیوسته یا ناپیوسته کاملاً جدا در مرز دانه‌ها و هم‌چنین رسوبات

در نمونه‌های عملیات حرارتی نشده مطابق با شکل-های (۷) و (۸) مرز دانه‌ها به خوبی مشخص نیست و تجمع و درشت شدن رسوبات، اثر مخربی بر سختی و استحکام آلیاژ خواهد داشت؛ اما مطابق با شکل-های (۹) و (۱۰) بررسی و مقایسه تصاویر میکروسکوپی نوری نشان‌دهنده این است که مرز دانه‌ها در نمونه عملیات حرارتی شده واضح‌تر و برجسته‌تر هستند. این نتایج در تحقیقات پیشین [29,30] نیز ارائه شده‌اند. پخش شدن رسوبات مرز دانه‌ها از اطراف مرز دانه‌ها به فاز زمینه و وجود رسوبات بیشتر در فاز زمینه در نمونه عملیات حرارتی شده، نشان‌دهنده اعمال عملیات حرارتی مناسب روی آن است. بنابراین قطعه عملیات حرارتی شده باید سختی بیشتری داشته باشد. هنگ (Hong) [31]، بابی (Boby) [32] و همکارانشان گزارش کردند که میکروساختار رسوبات (مورفولوژی (Morphology)، کسر حجمی و توزیع رسوبات) عامل تعیین‌کننده خواص مکانیکی است. بدین منظور می‌توان از عملیات حرارتی رسوب سختی مجدد استفاده کرد. تجمع رسوبات در مرز دانه در استحکام قطعه خیلی مؤثر است که موجب می‌شود فاز زمینه آلیاژ از رسوبات فقیر شود و میزان آن در فاز زمینه کاهش یابد. تجمع رسوبات در مرز دانه انعطاف‌پذیری را افزایش می‌دهد. این پدیده بر اثر پیرسختی بیش از حد در نمونه ایجاد می‌گردد و با عملیات حرارتی مناسب برطرف می‌شود. همان‌گونه که قبلاً گفته شد، افزایش دمای پیرسختی، باعث تجمع رسوبات در مرز دانه‌ها می‌شود [۲۵]. در دمای 215°C ، رسوبات باریک-بلند و پهن-بلند، با عنوان رسوبات پیوسته و رسوبات باریک-کوتاه و پهن-کوتاه، با عنوان رسوبات ناپیوسته، هر دو با علامت پیکان سفیدرنگ، در اطراف مرز دانه‌ها یا دانه‌ها، در شکل‌های (۹) و (۱۰) مشخص شده‌اند و قابل مشاهده هستند.

هم‌چنین باید در نظر داشت که عملیات حرارتی رسوب سختی مجدد یک راه حل اصلی برای افزایش عمر خستگی نیست. متغیرهای کلیدی تعیین‌کننده سختی و عمر

می‌شود. به‌طور کلی افزایش یا کاهش میزان رسوبات اطراف فاز $Mg_{17}Al_{12}$ باعث تغییر خواص مکانیکی از جمله استحکام و مقدار سختی شده‌است که این امر کاملاً مشابه با نتایج ارائه‌شده در تحقیقات قبلی [۱۸] و [28,29] بوده‌است.

تحلیل طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (Energy Dispersive spectrometry) [۲۰] و [38]، از حالت‌های موجود، صحت تشخیص حالت‌های آلفا و بتا را قبل از عملیات حرارتی نشان می‌دهد. هم‌چنین بر اساس این نتایج، فاز $Al_{11}RE_3$ به‌صورت تیغه‌ای یا سوزنی شکل، فاز Al_8Mn_5 به‌صورت کروی شکل، فاز بتا هم به چهار صورت فاز یوتکتیک (Eutectic) جدا، فاز یوتکتیک نیمه‌جدا، رسوبات پیوسته و رسوبات ناپیوسته بوده‌اند.

از طرفی بر اساس گزارش‌های محققان، میزان درصد فازهای مذکور موجود در ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91 با آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE متفاوت است. به‌طور مشخص میزان درصد فازهای آلفا، $Mg_{17}Al_{12}$ ، Al_8Mn_5 و $Al_{11}RE_3$ در ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91 به ترتیب برابر ۸۳/۹، ۱۵/۸، ۰/۳ و صفر درصد بوده‌اند، درحالی‌که میزان همین فازها در ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE به ترتیب برابر ۸۲/۷، ۱۱/۳، ۰/۳ و ۵/۷ درصد بوده‌اند [12,30].

در ریزساختار آلیاژ AZ91 عملیات حرارتی تأثیرات زیادی بر میزان درصد فازهای موجود در ریزساختار، از جمله فاز $Mg_{17}Al_{12}$ داشته‌است، به‌طوری‌که بخش قابل توجهی از رسوبات پیوسته یا ناپیوسته در اطراف این فاز، تحت تأثیر عملیات حرارتی به رسوبات تیغه‌ای شکل با جهت‌های موازی، غیرموازی، عمودی و مایل با فاز زمینه آلفا که با علامت A در شکل (۹) مشخص شده، بر روی فاز زمینه آلفا تبدیل شده‌اند؛ درحالی‌که در ریزساختار آلیاژ AZ91+1%RE، میزان کم‌تری از رسوبات پیوسته یا ناپیوسته در اطراف فاز $Mg_{17}Al_{12}$ ، تحت تأثیر عملیات حرارتی به رسوبات تیغه‌ای شکل و بخشی جزئی هم به رسوبات پیوسته یا ناپیوسته کاملاً جدا بر روی فاز زمینه آلفا که با علامت B در شکل (۱۰) مشخص شده‌است، تبدیل شده و هم‌چنان

تیغه‌ای شکل بر روی فاز زمینه آلفا، عامل اصلی کاهش سختی و استحکام و افزایش انعطاف‌پذیری بوده‌است [31].

فرایند پیرسختی باعث تبدیل بخشی از رسوبات پیوسته و ناپیوسته به رسوبات تیغه‌ای شکل می‌شود که بیش‌ترین میزان از این رسوبات جدید در دو حالت موازی و غیرموازی با فاز زمینه آلفا شده، ظاهر می‌شود و هم‌چنین میزان خیلی کمی از آن‌ها با آرایش‌های مایل و عمود بر روی صفحه فاز زمینه آلفا ظاهر شده‌اند که دلیل آن افزایش زمان پیرسختی بوده‌است. قرارگیری رسوبات بر روی صفحه اصلی (مثل رسوباتی که موازی قرار می‌گیرند) برای حرکت نابه‌جایی‌ها مانع زیادی ایجاد نمی‌کند، ولی اگر رسوبات چندین صفحه لغزش را قطع کنند (مثل رسوباتی که مایل یا عمودی قرار می‌گیرند) موانع بیش‌تری در راه لغزش نابه‌جایی‌ها ایجاد می‌کنند [32,33]. نوع آرایش و جهت قرارگیری این رسوبات تیغه‌ای شکل جدید که با علامت A در شکل (۹) بر روی فاز زمینه آلفا مشخص شده‌اند، در واقع یکی از مهم‌ترین دلایل افزایش سختی و استحکام است. قابل ذکر است که فرایند محلول‌سازی باعث ایجاد و رشد ترک به صورت بین‌دانه‌ای و فرایند پیرسختی باعث ایجاد و رشد ترک به صورت مرز دانه‌ای شده‌است. علت این امر به ضعیف بودن فصل مشترک و انرژی بالای فصل مشترک فاز زمینه آلفا و فاز بتا برمی‌گردد [۲۵] و [34,35].

عملیات حرارتی با کاهش اندازه دانه، کاهش میزان رسوبات پیوسته و ناپیوسته در فاز زمینه آلفا و افزایش استحکام هر کدام از فازها، باعث کاهش تأثیرگذاری منفی صفحات لغزشی و در نتیجه باعث افزایش عمر خستگی شده‌است. هم‌چنین سختی چرخه‌ای توسط لغزش نابه‌جایی‌ها که عمدتاً تحت تأثیر مرز دانه‌ها و رسوبات ناپیوسته بزرگ هستند، قابل کنترل‌اند. افزایش اندازه دانه به‌طور مستقیم باعث کاهش عمر خستگی می‌شود، درحالی‌که عملیات حرارتی باعث کاهش اندازه دانه و در نتیجه باعث افزایش عمر خستگی شده‌است [26,36,37]. به‌طور مشابه، این تغییرات در ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ91+1%RE، تحت تأثیر پیرسختی در دمای $215^{\circ}C$ و زمان ۵ ساعت، در شکل (۱۰) مشاهده

دانه‌ها بوده‌است، اتفاق می‌افتد. کاهش سختی با افزایش زمان پیرسختی بعد از زمان پیک سختی، معمولاً به علت افزایش اندازه دانه‌ها و از بین رفتن رسوبات اطراف دانه‌ها و روی فاز زمینه آلفا اتفاق می‌افتد [12]. آلیاژهای AZ91 و AZE911، به ترتیب در زمان‌های ۳ و ۵ ساعت، به پیک سختی خود یعنی به ترتیب ۱۰۸ و ۱۱۵ ویکرز رسیده‌اند. هر دو آلیاژ در مقایسه با سایر منابع، در همان دمای پیرسختی (۲۱۵ درجه سانتی‌گراد)، ولی در زمان‌های خیلی کم‌تر به پیک سختی خود رسیده‌اند، که نوآوری این پژوهش محسوب می‌شود و دو دلیل اصلی داشته‌است. اولین دلیل، تفاوت در دما و زمان فرایند محلول‌سازی بوده‌است؛ مثلاً آلیاژ AZ91 در دمای پیرسختی ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد و در زمان‌های ۳ ساعت [7]، ۱۰ ساعت [39] و ۱۴ ساعت [40] به پیک سختی خود، یعنی ۷۱، ۷۴، ۵ و ۸۲، ۵ ویکرز رسیده‌اند؛ در حالی که شرایط فرایند محلول‌سازی آن‌ها به ترتیب، در دمای ۴۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲ ساعت [7]، در دمای ۴۳۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۲ ساعت [39] و در دمای ۴۱۳ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۹ ساعت [40] بوده‌است. همان‌طور که مشخص شد، تفاوت قابل توجهی در شرایط فرایند محلول‌سازی، مخصوصاً در زمان آن‌ها مشاهده می‌شود. قابل ذکر است که شرایط فرایند محلول‌سازی در این تحقیق، در دمای ۴۱۵ درجه سانتی‌گراد و زمان ۵ ساعت، بوده‌است. دومین دلیل، تفاوت در نوع خنک‌کاری بوده‌است. نوع خنک‌کاری، تأثیرات خیلی مهمی بر میزان رسوبات، ابعاد رسوبات و شکل رسوبات، داشته‌است. مثلاً خنک‌کاری می‌تواند در هوا [9, 19]، آب سرد (با دمای ۲۵ درجه سانتی‌گراد) [23, 24]، آب داغ (با دمای ۸۰ درجه سانتی‌گراد) [14, 16, 30] و روغن [2] باشد. نوع خنک‌کاری در این تحقیق، خنک‌کاری در هوای محیط بوده‌است. شایان ذکر است که فاز بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) به صورت جزایری شکل در تمامی ریز ساختارها مشخص شده‌است. منظور از فاز $Mg_{17}Al_{12}$ ، همان فاز یوتکتیک بتا به صورت کاملاً جدا و نیمه‌جدا می‌باشد. رسوبات اطراف این فاز به شکل پیوسته و ناپیوسته هستند. این فاز براساس گزارش‌های قبلی [22, 23, 34]، بیش‌ترین میکرو سختی را در

میزان قابل توجهی از رسوبات پیوسته یا ناپیوسته در اطراف این فاز، بعد از عملیات حرارتی بدون تغییر باقی مانده‌است. تغییرات درصد فازهایی مثل Al_8Mn_5 و $Al_{11}RE_3$ بعد از عملیات حرارتی، به علت تعداد دانه خیلی کم و اندازه دانه خیلی کوچک آن‌ها، کاملاً محدود و کم بوده‌است. به همین علت است که تغییرات سختی و استحکام به‌طور عمده به فاز بتا یا $Mg_{17}Al_{12}$ برمی‌گردد. چون این فاز بین ۱۱ الی ۱۶ درصد ریزساختار هر دو آلیاژ را در چهار حالت فاز یوتکتیک جدا، فاز یوتکتیک نیمه‌جدا، رسوبات پیوسته و رسوبات ناپیوسته تشکیل می‌دهد. تعداد دانه‌های این فاز بعد از عملیات حرارتی افزایش و اندازه دانه‌های آن کاهش یافته که علت اصلی افزایش سختی و استحکام بوده‌است. همان‌طور که گفته شد آلیاژ AZ91، با پیرسختی در دمای ۲۱۵ درجه سانتی‌گراد و زمان ۳ ساعت و آلیاژ AZE911، با پیرسختی در ۲۱۵ درجه سانتی‌گراد و زمان ۵ ساعت، بیش‌ترین سختی را داشته‌اند. بنابراین تأثیر هر کدام از این پیرسختی‌ها بر سختی هر آلیاژ، متفاوت بوده‌است. از یک طرف، تغییرات رسوبات پیوسته و ناپیوسته فاز بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) در هر کدام از آلیاژها متفاوت بوده‌است، به این صورت که کاهش رسوبات در آلیاژ AZ91 زیاد، ولی در آلیاژ AZE911 کم‌تر بوده‌است. از طرفی دیگر، میزان حضور رسوبات پیوسته باقی‌مانده بعد از پیرسختی در اطراف دانه‌ها، در آلیاژ AZ91 تحت تأثیر پیرسختی در دمای ۲۱۵ درجه سانتی‌گراد و زمان ۳ ساعت، نسبت به آلیاژ AZE911 تحت تأثیر پیرسختی در ۲۱۵ درجه سانتی‌گراد و زمان ۵ ساعت، کم‌تر بوده‌است. علاوه بر تغییرات رسوبات پیوسته و ناپیوسته فاز بتا ($Mg_{17}Al_{12}$)، حضور فاز $Al_{11}RE_3$ در آلیاژ AZE911، تأثیر بیش‌تری بر سختی، از جمله پیک سختی داشته‌است. هم‌چنین پیرسختی در دمای ۱۸۵ درجه سانتی‌گراد و زمان ۱ ساعت، سختی هر دو آلیاژ را به میزان متفاوتی کاهش داده‌است. هدف اصلی از انجام عملیات حرارتی، معمولاً افزایش سختی است، اما کاهش سختی تحت تأثیر عملیات حرارتی، به علت کاهش بیش از حد رسوبات اولیه موجود در اطراف دانه‌ها یا مرز دانه‌ها و کاهش میزان مرز دانه‌ها که ناشی از افزایش اندازه

صنعت ریخته‌گری و عملیات حرارتی بعد از آن است. در فرایند پیرسختی، مرحله رسوبی که عامل اصلی افزایش استحکام و سختی است، معمولاً به شکل تعادلی خود، پدید نمی‌آید و بیشتر با توجه به شرایط دمایی و زمان پیرسختی، پس از گذشت چند مرحله میانی، ساختار پایدار نهایی پدیدار می‌شود [۱۸]. قابل ذکر است که آلیاژ منیزیم AZ91، از نظر مشخصه‌های متالورژیکی مثل نحوه شکل‌گیری و حضور رسوبات پیوسته یا ناپیوسته و اندازه دانه‌ها در ریزساختار، خواص مکانیکی مثل سختی، تنش نهایی و تسلیم و خواص خستگی مثل حد استحکام، جایگزینی مناسب برای آلیاژهای آلومینیوم A380 و A356-T7، برای ساخت سر سیلندر موتور خودرو، بعد از عملیات حرارتی، بوده‌است؛ زیرا که این خواص متالورژیکی و مکانیکی، تقریباً در یک سطح از خواص مشابه و نزدیک به هم قرار دارند. در تحقیقات و منابع مختلف، دماها و زمان‌های پیرسختی انتخاب شده برای آلیاژ آلومینیوم سر سیلندر A380 ۱۸۰، ۲۰۰، ۲۲۰ و ۲۴۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت ۱، ۳، ۵ و ۷ ساعت [۱۸] و هم‌چنین برای دیگر آلیاژهای آلومینیوم سر سیلندر مثل A356، دماها ۱۷۵، ۱۸۰، ۲۰۰ و ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد و زمان‌ها ۲، ۳، ۴، ۵ و ۶ ساعت [۱۹] گزارش شده‌است و در این تحقیق، دماها و زمان‌های پیرسختی برای آلیاژ منیزیم سر سیلندر AZ91 ۱۷۰، ۱۸۵، ۲۰۰، ۲۱۵ و ۲۳۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت ۱، ۳، ۵ و ۷ ساعت بوده‌اند. بنابراین دماها و زمان‌های انتخاب شده برای پیرسختی هر سه آلیاژ مذکور، کاملاً نزدیک به هم و حتی یکسان بوده‌است. پیک سختی یا بیش‌ترین سختی آلیاژهای سر سیلندر A380، A356 و AZ91، به ترتیب ۹۵ ویکرز [۱۸]، ۱۶۴ ویکرز [۱۹] و ۱۱۵ ویکرز (در این تحقیق) بوده‌است؛ حتی زمان پیرسختی به پیک سختی یا بیش‌ترین سختی رسیدن هر دو آلیاژ A380 [۱۸] و AZ91 (۳ ساعت) یکسان بوده‌است. هم‌چنین مساحت و یا اندازه دانه‌های فازهای آلیاژهای سر سیلندر A356 [۱۸] و AZ91 (در این تحقیق) قبل از عملیات حرارتی، میانگین ۳۵۰ میکرومتر و بعد از عملیات حرارتی، میانگین ۱۵۰ میکرومتر بوده‌است.

میان سایر فازها داشته‌است که دلیل اصلی آن حضور رسوبات پیوسته در اطراف این فاز می‌باشد. فرایند عملیات حرارتی یا پیرسختی چند تأثیر مهم بر فاز یوتکتیک بتا و رسوبات آن داشته‌است:

۱. فرایند پیرسختی باعث تبدیل شدن فاز یوتکتیک بتای نیمه‌جدا به صورت کاملاً جدا شده‌است.
 ۲. ابعاد و شکل کلی رسوبات قبل از فرایند پیرسختی، به صورت پهن و چسبیده به هم و متقاطع با مرز دانه‌ها بوده‌اند، در حالی که بعد از فرایند پیرسختی، این رسوبات، باریک و نیمه‌چسبیده به هم و در امتداد مرز دانه‌ها بوده‌اند.
 ۳. هر چه قدر میزان تبدیل رسوبات فاز بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) ناپیوسته تحت تأثیر فرایند پیرسختی بر روی مرز دانه‌ها به رسوبات تیغه‌ای شکل بیش‌تر باشد، به همان اندازه سختی هم بیش‌تر می‌شود.
 ۴. تنها فازی که تا حد زیادی تحت تأثیر نوع و نرخ خنک‌کاری بوده‌است، فاز بتا ($Mg_{17}Al_{12}$) است؛ طوری که افزایش نرخ خنک‌کاری باعث کاهش میزان این فاز در ریزساختار می‌شود.
- به منظور افزایش دقت و کیفیت در بررسی‌های صورت گرفته در این پژوهش، پیشنهاد می‌گردد که در ادامه فعالیت‌ها، با استفاده از نقشه EDX و با میکروسکوپ الکترونی روبشی، تمامی فازهای هر دو آلیاژ منیزیم، به صورت دقیق‌تری مشخص گردند. ضمناً نتایج و داده‌های اجرای آزمون‌های خستگی، با توجه به ارتباط مستقیم سختی ماده با خواص خستگی پرچرخه آن، برای هر دو آلیاژها بهینه‌شده با عملیات حرارتی، در تحقیقات بعدی منتشر خواهند شد.

آلیاژهای آلومینیوم A380 و A356 به دلیل نسبت استحکام به وزن مخصوص قوی، شکل‌پذیری مناسب، چقرمگی و مقاومت به خستگی خوب، در بخش‌های مختلف خودرو کاربرد دارد. از جمله کاربردهای این آلیاژ می‌توان به سر سیلندر موتور خودروی ملی (EF7) اشاره کرد [۱۸]. گسترش این آلیاژها در صنایع، نیازمند بهبود کیفیت

عدد سختی بوده است (مثلاً اگر سختی بعد از عملیات حرارتی، بین ۳۰ الی ۴۰ درصد افزایش بیابد، حد استحکام هم تقریباً به همان میزان، بهبود خواهد یافت). در نتیجه، با بهبود میزان سختی توسط عملیات حرارتی، این هدف به راحتی قابل دستیابی است.

نتیجه گیری

در این مقاله، تحلیل حساسیت اثرات دما و زمان پیر سختی در عملیات حرارتی بر ریز ساختار و سختی آلیاژهای منیزیم AZ91 و AZ91+1%RE انجام شد. براساس داده های تجربی به دست آمده، می توان به نتایج زیر اشاره نمود:

۱. پیرسختی در دمای 215°C و زمان ۳ ساعت، سختی آلیاژ AZ91 را حدود ۶۰ درصد و پیرسختی در دمای 215°C و زمان ۵ ساعت، سختی آلیاژ AZ91+1%RE را حدود ۵۰ درصد افزایش داده است.
۲. فرایند پیر سختی باعث تبدیل شدن رسوبات پیوسته و ناپیوسته به رسوبات سوزنی شکل بر روی فاز زمینه آلفا و هم چنین کاهش میزان رسوبات اطراف فاز بتا شده است.
۳. پیرسختی در دمای 180°C و زمان ۱ ساعت، سختی آلیاژهای AZ91 و AZ91+1%RE را به ترتیب حدود ۱۶ و ۱۰ درصد کاهش داده است.
۴. بهترین شرایط پیرسختی برای هر دو آلیاژ AZ91 و AZ91+1%RE، با استفاده از نرم افزار مینی تب، در دمای 217°C و زمان ۳/۶ ساعت، تخمین زده شده است.
۵. در تحلیل حساسیت با آنالیز رگرسیون، می توان نتیجه گرفت که اثر دمای پیر سختی از اثرات زمان پیر سختی و عناصر نادر خاکی، بر سختی آلیاژهای منیزیم بیش تر است.
۶. شرایط دما و زمان پیرسختی و میزان بهبود سختی، کاهش اندازه دانه، استحکام نهایی و تسلیم آلیاژ منیزیم سرسیلندر AZ91-T6 به اندازه بهبود همین خواص در آلیاژهای آلومینیوم سرسیلندر A356-T6 و A380-T6 بعد از عملیات حرارتی بوده است و از نظر خواص مکانیکی، در یک محدوده تقریباً یکسان و نزدیک به هم

هم چنین با استناد به گزارش های سایر منابع در مورد تغییرات استحکام نهایی و تسلیم آلیاژهای A380-T6، A356-T6 و AZ91-T6 بعد از عملیات حرارتی می توان گفت که اگر چه در این پژوهش، به بررسی تغییرات استحکام نهایی و تسلیم آلیاژ AZ91، تحت تأثیر عملیات حرارتی پرداخته نشده است ولی محققان زیادی به بررسی این موضوع پرداخته اند، مثلاً جاویدان و همکاران [۲۵] گزارش کردند که استحکام نهایی و تسلیم آلیاژ AZ91 بعد از عملیات حرارتی، به ترتیب از ۲۱۰ به ۲۸۵ مگاپاسکال و از ۱۰۰ به ۱۶۰ مگاپاسکال رسیده است. هم چنین در رابطه با تغییرات استحکام نهایی و تسلیم آلیاژهای A380-T6 و A356-T6، تحت تأثیر عملیات حرارتی، تحقیقات فراوانی انجام شده است؛ مثلاً خیشه و همکاران [۱۸] گزارش کردند که استحکام نهایی و تسلیم آلیاژ A380-T6 تحت تأثیر عملیات حرارتی، به ترتیب از ۲۴۵ به ۲۵۵ مگاپاسکال و از ۱۷۱ به ۱۷۴ مگاپاسکال رسیده است و هم چنین ویجای کومار (Vijay Kumar) و پراکراتھی (Prakrathi) [41] اظهار داشتند که استحکام نهایی و تسلیم آلیاژ A356-T6 تحت تأثیر عملیات حرارتی، به ترتیب از ۲۳۳ به ۲۳۸ مگاپاسکال و از ۱۲۰ به ۱۶۰ مگاپاسکال رسیده است. پس بهبود استحکام نهایی و تسلیم آلیاژ AZ91-T6 به اندازه بهبود آلیاژهای A356-T6 و A380-T6 بعد از عملیات حرارتی، بوده است. مهم ترین متغیرهای تعیین کننده یعنی خواص مکانیکی، از جمله سختی، استحکام نهایی و استحکام تسلیم، از خواص متالورژیکی، اندازه دانه و هم چنین از شرایط عملیات حرارتی، دما و زمان پیرسختی آلیاژ سرسیلندر منیزیم AZ91 با آلیاژهای آلومینیوم سرسیلندر A380 و A356، بعد از عملیات حرارتی، در یک محدوده تقریباً یکسان و نزدیک به هم قرار گرفته اند. در نتیجه، جدی ترین و قوی ترین رقیب آلیاژهای آلومینیوم سرسیلندر A380 و A356، آلیاژ سرسیلندر منیزیم AZ91 بوده است. جایگزینی آلیاژ سرسیلندر منیزیم AZ91 با آلیاژهای آلومینیوم سرسیلندر A380 و A356، با بررسی خواص خستگی پرچرخه این آلیاژها امکان پذیر می شود و از طرفی، خواص خستگی پرچرخه، کاملاً وابسته به تغییرات

قرار گرفته‌اند. در نتیجه، مهم‌ترین نکته در انجام این جایگزینی برای ساخت سرسیلندر از آلیاژ منیزیم AZ91 به جای آلیاژهای آلومینیوم A380 و A356، بهبود چشم‌گیر عدد سختی توسط عملیات حرارتی بوده‌است، که در این پژوهش، به این امر پرداخته شده‌است.

مراجع

1. مختاری شیرازآباد، م.، بوترابی، م.، آزادی، م.، نیکروان، م.، "بررسی رفتار خستگی پرسیامد هم‌بسته منیزیم با هدف کاربرد آن در بستار"، *مجله تحقیقات موتور*، سال ۷، ش. ۲۴، صص. ۳۶-۲۹، (۱۳۹۰).
2. Tijun, C., Guoxiang, L. and Yuan, H., "Microstructural evolution of equal channel angular pressed AZ91D magnesium alloy during semi-solid isothermal heat treatment", *International Journal of Research and Development*, Vol. 5, No. 4, pp. 234-243, (2008).
3. Wang, Y., Liu, G. and Fan, Z., "A new heat treatment procedure for rheo-diecast AZ91D magnesium alloy", *Scripta Material*, Vol. 54, pp. 903-908, (2006).
4. Shanthi, M., Tun, K.S., Pandey, R.S. and Gupta, M., "Enhancing overall tensile behavior or ductility of AZ91D using Nano- Al_2O_3 and heat treatment", *Kovove Material*, Vol. 49, pp. 197-205, (2011).
5. Lei, P., Gang, C., Yu-Tao, Z., Kang, H. and Yang, S., "Influence of solution treatment on microstructure and properties of in-situ $Mg_2Si/AZ91D$ composites", *Material and Science*, Vol. 21, pp. 2365-2376, (2011).
6. Mokhtari Shirazabad, M., Azadi, M., Farrahi, G. H., Winter, G. and Eichlseder, W., "Improvement of high temperature fatigue lifetime in AZ91 magnesium alloy by heat treatment", *Material Science and Engineering A*, Vol. 588, pp. 357-365, (2013).
7. Won, J.H., Lee, H.W., Min, S.H. and Tae, K.H., "Effect of ageing treatment on mechanical properties of non-flammable AZ91D Mg alloy", *International Journal of Material and Metallurgical Engineering*, Vol. 9, No. 8, pp. 1071-1076, (2015).
8. Wu, H.Y., Hsu, C.C., Won, J.B., Sun, P.H., Wang, J.Y., Lee, S., Chiu, C.H. and Shang, T., "Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of the consolidated Mg alloy AZ91D machined chips", *Journal of Material Process Technology*, Vol. 209, pp. 4194-4200, (2009).
9. Tan, M., Liu, Z. and Quan, G., "Effects of hot extrusion and heat treatment on mechanical properties and microstructures of AZ91 magnesium alloy", *Energy Procedia*, Vol. 16, pp. 457-461, (2012).
10. Ghayad, I.M., Girgis, N.N. and Abdul-Azim, A.N., "Effect of some alloying elements and heat treatment on the corrosion behavior of AZ91 and ZM60 magnesium alloys", *International Journal of Metallurgical & Materials*, Vol. 3, No. 2, pp. 21-32, (2013).
11. Kuffova, M., "Fatigue endurance of magnesium alloy", *Materials and Science*, Vol. 65, pp. 129-160, (2011).
12. Lee, S., Li, S.H. and Kim, D.H., "Effect of Y, Sr, and Nd additions on the microstructure and microfracture mechanism of squeeze-cast AZ91-X magnesium alloys" *Metallurgical and*

- Material Transactions A*, Vol. 29, pp. 1998-1235, (2016).
13. Govindaraju, M., Vignesh, R.V. and Padmanaban, R., "Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of the friction stir processed AZ91D magnesium alloy", *Metals Science and Heat Treatment*, Vol. 61, No. 10, pp. 311-317, (2019).
 14. Thirumurugan, M. and Kumaran, S., "Extrusion and precipitation hardening behavior of AZ91 magnesium alloy", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 23, pp. 1595-1601, (2013).
 ۱۵. آذرفازا، ر.، رضائی، ا.، منتجبی‌ها، م.، "بررسی اثر عملیات حرارتی و کار گرم بر خواص مکانیکی و ارتعاشی آلیاژ منیزیم AZ91"، *مجله مواد نوین*، سال ۲، ش. ۳، صص. ۷۹-۹۲. (۱۳۹۷).
 ۱۶. حق سیرت، ح.، ملایی، ن.، نامی، ب.، "تأثیر عملیات حرارتی پیرسختی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ AZ91 اصلاح شده توسط فرایند FSP"، *سیزدهمین همایش علمی دانشجویی مهندسی مواد و متالورژی ایران*، سال ۱۳، ش. ۶، صص. ۳۲۰-۳۱۲. (۱۳۹۵).
 ۱۷. حسنی، ب.، کریم‌زاده، ف.، عنایتی، م.، برونی، م.، "تأثیر فرایند اصطکاکی اغتشاشی و عملیات حرارتی T6 بر خواص سایشی منطقه روکش کاری شده آلیاژ ریختگی AZ91C"، *مواد پیشرفته در مهندسی*، سال ۳۵، ش. ۱، صص. ۹۹-۱۰۷. (۱۳۹۵).
 ۱۸. خیشه، س.، خلیلی، خ.، آزادی، م.، ذاکر هندوآبادی، و.، "تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار، خواص مکانیکی، رفتار شکست در هم‌بسته آلومینیوم- سیلیسیم- مس بستار"، *فصل‌نامه علمی- پژوهشی تحقیقات موتور*، ش. ۵۰، صص. ۶۵-۵۵. (۱۳۹۷).
 ۱۹. شریفی، م.، آزادی، م.، آزادی، م.، "تحلیل حساسیت متغیرهای عملیات حرارتی بر خواص آلیاژ آلومینیوم سرسیلندر به‌روش رگرسیون"، *نشریه مهندسی متالورژی و مواد*، سال ۳۲، ش. ۱، صص. ۷۴-۵۷. (۱۳۹۹).
 ۲۰. مختاری شیرازآباد، م.، "اثر افزودن عناصر نادر خاکی بر خواص خستگی پرچرخه آلیاژ منیزیم AZ91"، *پایان‌نامه کارشناسی ارشد مواد و متالورژی*، دانشکده مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران. (۱۳۹۱).
 21. Kumari, K. and Yadav, S., "Liner regression analysis study", *Journal of Practice of Cardiovascular Science*, Vol. 4, pp. 33-39, (2020).
 22. Luo, Q., Cai, Q.Z., Fan, Z.T. and Zhao, Z., "Effects of Y on microstructure and property of heat treated AZ91D magnesium alloy prepared by lost foam casting process", *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 25, No. 36, pp. 341-347, (2012).
 23. Kim, J.K., Seung, H.O., Kang, C.K., Won, T. and Do, H.K., "Effect of ageing time and temperature on the ageing behavior in Sn containing AZ91 alloy", *Metals and Materials International*, Vol. 23, pp. 308-312, (2017).
 24. Fen, G., Pengf, L., Xia, G. and Juan, X., "Study on solid solution and ageing process of AZ91D magnesium alloy with Cerium", *Journal of Rare Earths*, Vol. 28, No. 6, pp. 948-951, (2010).
 ۲۵. رأفتی جاویدان، م.، خوشخویی، ش.، خمایی‌زاده، ف.، حنایی، ک.، "تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ AZ91"، *مجله شریف*، سال ۳، ش. ۳۲، صص. ۴۸-۴۱. (۱۳۸۴).
 26. Zhang, P., Li, Z. and Yue, H., "Strain-Controlled cyclic deformation behavior of cast NZ30K and AZ91D magnesium alloys", *Journal of Materials and Science*, Vol. 51, pp. 5469-5486, (2016).
 27. Yuan, G., You, G., Bai, S. and Guo, W., "Effects of heat treatment on the thermal properties of AZ91D magnesium alloys in different casting processes", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 766, pp. 410-416, (2018).

28. Fan, J., Kou, H., Germain, L., Zhang, Y., Hua, K., Tang, L., Esling, C. and Li, J., "Formation of slip bands and microstructure evolution of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe alloy during warm deformation process", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 770, pp. 183-193, (2019).
29. You, Y., Hua, W. and Zhaofeng, Z., "Effect of solid solution treatment on fatigue behavior of cast magnesium alloy", *International Journal of Mechanics and Materials in Designs*, Vol. 281, pp. 436-440, (2013).
30. Xu, D.K. and Han, E.H., "Effect of Yttrium content on the ultra-high cycle fatigue behavior of Mg-Zn-Y-Zr alloys", *Materials Science Forum*, Vol. 816, pp. 333-336, (2015).
31. Hong, Y. and Zhiwei, W., "Effect of heat treatment on wear properties of extruded AZ91 alloy treated with Yttrium", *Journal of Rare Earths*, Vol. 34 (3), pp. 308-314, (2016).
32. Boby, A., Ravikumar, K.K., Pillai, U.T.S. and Pai, B.C., "Effect of Antimony and Yttrium addition on the high temperature properties of AZ91 magnesium alloy", *Procedia Engineering*, Vol. 55, pp. 98-102, (2013).
33. Bonnah, R.C., Fu, Y. and Hao, H., "Microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy with minor additions of Sm, Si and Ca elements", *International Journal of Research and Development*, Vol. 16, No. 5, pp. 319-325, (2019).
34. Sarapure, S., Satish, B.M., Girish, B.M. and waraj, B., "Microstructure and mechanical behavior of magnesium alloy AZ91 hybrid composites", *Materials Science and Engineering C*, Vol. 310, pp. 1-10, (2018).
35. Patel, H.A., Chen, D.L., Bhole, S.D. and Sadayappan, K., "Cyclic deformation and twinning in a semi-solid processed AZ91D magnesium alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, pp. 208-219, (2010).
36. Cavaliere, P. and De Marco, P.P., "Fatigue behaviour of friction stir processed AZ91 magnesium alloy produced by high pressure die casting", *Materials Characterization*, Vol. 58, pp. 226-232, (2007).
37. Horstemeyer, M.F., Yang, N., Gall, K., McDowell, D.L., Fan, J. and Gullett, P.M., "High-Cycle fatigue of a die-cast AZ91E-T4 magnesium alloy", *Acta Materialia*, Vol. 52, pp. 1327-1336, (2004).
38. Li, Z.M., Wang, Q.C., Luo, A.A., Peng, L.M., Fu, P.H. and Wang, Y.X., "Improved high cycle fatigue properties of a new magnesium alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 582, pp. 170-177, (2013).
39. Ming, W., Fang, L., Haoran, G. and Yang, F., "Effects of heat treatment on microstructure and properties of AZ91D magnesium alloy", *Key Engineering Materials*, Vol. 575, pp. 410-413, (2014).
40. Kumar, N.V., Blandin, J.J. and Suery, M., "Effect of thermomechanical treatments on the microstructure of AZ91 alloy", *Grenoble Institute Polytechnic*, Vol. 34, pp. 161-167, (2014).
41. Vijay Kumar, S.L. and Prakrathi, S., "Energy conservation during heat treatment of A356 aluminum alloy", *International Journal of Applied Engineering Research*, Vol. 13, pp. 59-61, (2018).

Sensitivity Analysis of Ageing Parameters on Properties of AZ91 Magnesium Alloy by Regression Method

Ahmad Yousefi Parchin Oliya¹

Mohamad Azadi²

Mehdi Mokhtari Shirazabad³

1. Introduction

According to the literature review, it can be seen that different researchers have studied different methods to improve the mechanical properties of various magnesium alloys. The effect of heat treatment quantitatively (and not just qualitatively) by regression method on the hardness of the specific magnesium alloy under study is rarely found, which is one of the innovations of the present study. Therefore, in this paper, the effect of temperature and hardening time in heat treatment on the hardness and microstructure of AZ91 and AZ91+1%RE magnesium alloys is investigated. For this purpose, 8 ageing processes with different temperatures and times have been performed on the studied materials. Then, the microstructures were compared with each other and the hardness test results were presented by the Brinell method using sensitivity analysis (regression method) in Minitab software and the effect of input variables was determined.

2. Materials and Experiments

Brinell hardness tests were performed before and after heat treatment on samples produced according to the ASTM-E10 standard. Hardness test was performed by Brinell method (with Copa universal hardness tester), with a diamond ball with a load of 150 kg and repeated up to 4 times at room temperature. The average hardness values in terms of Brinell and the percentage of hardness improvement were reported. After the metallographic process of the samples, the microstructures of the material were examined by light microscopy. This process included cold mounting, sanding, polishing, and etching with a glycol-stick etchant.

All heat treatment steps are performed in a CO₂ gas-controlled tube furnace. The above heat treatment furnace is of tube or tube type, model ATE1100L, made by Excion company in Germany. The maximum working temperature of this furnace is 1200°C and the dimensions of the working area (pipe) include a diameter of 10 cm and a depth of 90 cm.

3. Results

According to Figure 1, the effect of three variables of ageing temperature, ageing time, and addition of rare earth elements (cerium and lanthanum) on the hardness of AZ91D magnesium alloy is investigated in the standard effects diagram. Therefore, the hardening temperature, the addition of rare earth elements, and the ageing time, respectively, had the greatest effect on increasing the hardness of AZ91 magnesium alloy. Moreover, it should be noted that according to Figure 1, the effect of ageing temperature on hardness was greater than the ageing time. The addition of a rare earth element to the AZ91 magnesium alloy at ambient temperature also has significant effects on mechanical properties. These effects include a decrease in yield strength and an increase in tensile strength of up to 4% each, an increase in stiffness of up to 3%, and an increase in a failure rate of up to 38%. Therefore, it is clear that the addition of a rare earth element has slightly improved the hardness. On the other hand, the curing alloy is highly dependent on the temperature and the ageing time.

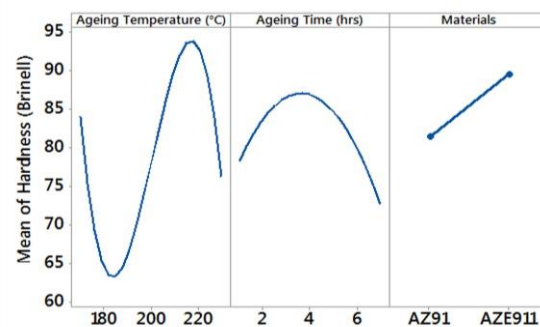


Figure 1: Diagram of the effect of hardening temperature, hardening time, and addition of rare earth element AZ91 on the hardness of magnesium alloy

The formation of discontinuous sediments causes the formation and growth of cracks at the grain boundaries and their weakening, which is the main reason for the decrease in yield strength in the early stages of the ageing process. The process of sediment formation consists of three-time stages. The first stage involves the initial times of the process that the difficulty does not change. Then, in the second stage, the increase in hardness begins and continues until the third stage begins and the peak of hardness or overexposure occurs, after which, with increasing ageing time, a decrease in hardness is observed. Also, with increasing ageing time, the length of sediments increased and caused improper arrangement of sediments, which was the main reason for the increase

¹ M.Sc. Campus of New Sciences and Technologies, Semnan University, Semnan, Iran.

² Corresponding Author, Faculty of Mechanical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran.

Email: m_azadi@semnan.ac.ir

³ Department of Mechanical Engineering, University of Bristol, Bristol, United Kingdom.

in hardness and strength. Regarding the effect of ageing temperature, it can be said that increasing the ageing temperature has caused the accumulation of sediments at the grain boundaries, which has been directly effective in strength.

4- Conclusions

In this article, the effects of the ageing temperature and the ageing time in the heat treatment have been investigated on the hardness and the microstructure of AZ91 and AZ91+1%RE magnesium alloys, using the sensitivity analysis with the Minitab software. For this purpose, 8 ageing treatments with different temperatures and times were performed on AZ91 and AZ91+1%RE magnesium alloys and then, results related to the Brinell hardness and the microstructure of the optical microscopy were compared. Based on the results of the sensitivity analysis, the influence of the ageing temperature on hardness increasing was more than the ageing time. Moreover, ageing at 215°C for 3 hours enhanced the hardness of the AZ91 magnesium alloy about 57% and ageing at 215°C for 5 hours increased the hardness of the AZ91+1%RE magnesium alloy about 47%. In addition, ageing converted a large part of continuous precipitations to needle-shaped precipitations on the alpha phase and also reduced the number of precipitations around the Mg₁₇Al₁₂ phase in the microstructure of both alloys.