

تأثیر عملیات حرارتی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ AZ91

مهدی رأفتی جاویدان (دانشجوی کارشناسی ارشد)

شیوا خوشبختی (دانشجوی کارشناسی ارشد)

فرزاد خمامی‌زاده (دانشیار)

دانشکده‌ی مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف

کاظم حنابی (کارشناس ارشد)

جهاد دانشگاهی، واحد تهران، شاخه فنی

در این نوشتار تغییرات ریزساختار، خواص مکانیکی کشش و سختی آلیاژ AZ91 در اثر عملیات حرارتی پیسازی طبیعی (T₄) و مصنوعی (T₆) در دمای ۱۶۵°C مورد بررسی قرار گرفته است. عملیات حرارتی منجر به افزایش سختی و استحکام تسلیم و کاهش انعطاف پذیری می‌شود. استحکام نهایی نیز در اثر عملیات حرارتی افزایش می‌یابد، اما در زمان‌های ابتدایی عملیات حرارتی T₆ نشان‌دهنده‌ی کاهش نسبت به شرایط T₄ است. ریزساختار آلیاژ توسط میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی رویشی مطالعه شده است. رسوب‌گذاری این آلیاژ به دو صورت پیوسته در داخل دانه‌ها و ناپیوسته در مرزدانه‌ها انجام می‌شود. در زمان پیسازی طول رسوبات پیوسته افزایش می‌یابد، در حالی که فاصله‌ی بین رسوبات تغییر چندانی نمی‌کند. تشکیل رسوبات ناپیوسته موجب ایجاد و رشد ترک‌ها در مرزدانه‌ها، و نیز تضعیف آن‌ها می‌شود که دلیل اصلی کاهش استحکام نهایی در زمان‌های اولیه‌ی عملیات حرارتی T₆ نسبت به T₄ است.

مقدمه

به صورت عمود یا مایل بر صفحات اصلی زمینه آرایش یافته‌اند.^[۱] آلیاژ‌های منیزیم به علت داشتن ویژگی‌های خاص از قبیل چگالی کم (۱,۷۴-۱,۸۴) استحکام ویژه‌ی بالا، قابلیت خوب ریخته‌گری، ماسینی‌کاری و جذب ارتعاش از اهمیت ویژه‌ی در صنایع هواپضا و اتومبیل‌سازی برخوردار است و استفاده از آنها به سرعت رو به افزایش است. آلیاژ‌های منیزیم به دو دسته‌ی ریخته‌گری و کارپذیر تقسیم می‌شوند، که حدود ۸۵٪ کاربرد آنها به آلیاژ‌های ریخته‌گری مربوط می‌شود. آلیاژ AZ91 حدود ۶۰٪ بازار مصرف آلیاژ‌های ریخته‌گری را به خود اختصاص داده و بنابراین می‌توان گفت مهم‌ترین سیستم آلیاژی در بین آلیاژ‌های منیزیم است.^[۲]

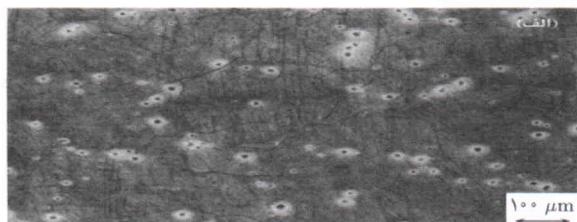
روش تحقیق

در این مطالعه از آلیاژ AZ91 با ترکیب شیمیایی مشخص شده در جدول ۱ استفاده شده است. ریخته‌گری آلیاژ تحت فلاکس محافظت و با روش ریخته‌گری ویژه در قالب Y بلوک (شکل ۱) انجام گرفت. دمای ریخته‌گری ۷۵۰°C و دمای قالب ۲۵۰°C بود. بعد از آن بلوک‌هایی با ابعاد ۱۰×۲۰×۲۰ mm از قطعه‌ی ریخته‌گری شده به دست آمد. ۲۰ عدد از این بلوک‌ها در دمای ۲۶۵°C داخل کوره قرارداده و سپس با نز

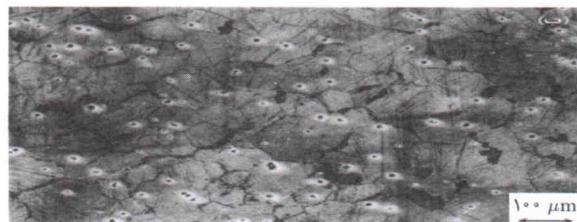
جدول ۱. ترکیب شیمیایی عمومی آلیاژ AZ91 منیزیم.

عنصر	غلهظت(Wt%)
Mn	۰,۱۰-۰,۳۰
Zn	۰,۷-۱
Al	۸,۰-۹
Mg	پایه

پیسازی آلیاژ AZ91 توسط دانشمندان زیادی انجام شده است.^[۳-۱۸] اما یک ارتباط منظم بین فرایند رسوب سختی، ریختشناصی رسوبات و تأثیر آنها بر خواص مکانیکی بیان نشده است. در آلیاژ AZ91 در اثر انجام عملیات حرارتی پیسازی رسوب تعادلی فاز (Mg_{۱۷}Al_{۱۲}) بدون تشکیل فازهای میانی و به دو صورت پیوسته و ناپیوسته تشکیل می‌شود.^[۱۱,۱۵,۲۱] رسوبات پیوسته در داخل دانه‌ها و همچنین در مرزدانه شکل می‌گیرند، درحالی که رسوب‌گذاری ناپیوسته به صورت لایه‌یی و در مرزدانه انجام می‌شود. رسوبات پیوسته را به صورت صفحاتی که بر روی زمینه‌ی اصلی منیزیم قرار گرفته‌اند (یعنی صفحه‌ی α)، گزارش کرده‌اند.^[۱۳-۱۱,۴,۳] همچنین تعداد بسیار اندکی از رسوبات



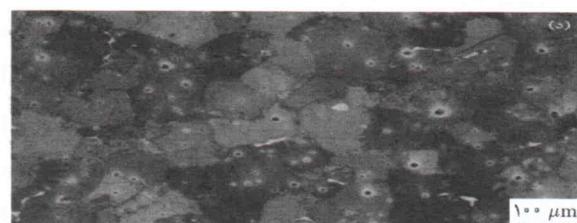
الف) بعد از سرد کردن سریع؛



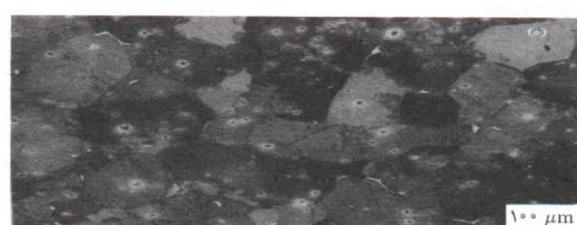
ب) بعد از ۲ ساعت؛



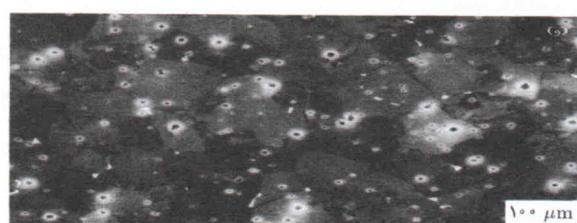
ج) بعد از ۴ ساعت؛



د) بعد از ۴۴ ساعت؛

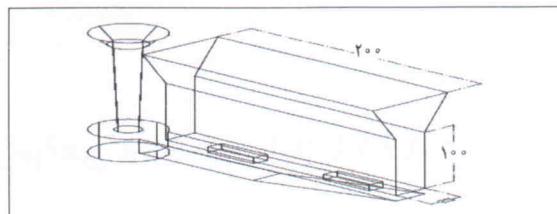


ه) بعد از ۷۶ ساعت؛



و) بعد از ۱۰۰ ساعت.

شکل ۳. تغییرات ریزساختار آلیاژ AZ91 بر اثر پیرسازی در دمای 165°C در زمان‌های مختلف.



شکل ۱. قالب مورد استفاده برای ریخته‌گری.

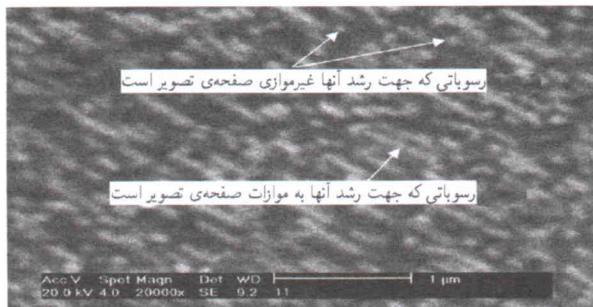
تقریباً $1^{\circ}\text{C}/\text{min}$ بعد از زمان تقریباً ۳ ساعت، به دمای انحلال‌سازی 413°C رسیدند. به منظور انحلال کامل، بلوک‌ها را در ۲۴ ساعت در این دما قرار داده و سپس آنها را در آب 50°C سرد کرد. دو عدد از این بلوک‌ها به مدت ۱۵ روز در دمای محیط (عملیات حرارتی) T₄ قرار داده و سپس ریزساختار و خواص مکانیکی آنها را بررسی کردند. ۱۸ عدد از این بلوک‌ها را نیز در دمای 165°C به مدت حداقل 100°C ساعت پیر کرد. نمونه‌های کشش را مطابق استاندارد ASTM A36، با قطر 2 mm و طول 5 cm ماسه‌ین کاری کردند، و نمونه‌ها با سرعت فک 1 mm/min توسط دستگاه Instron 4486 تحت آزمایش کشش قرار گرفتند. نمونه‌های متالوگرافی پس از عملیات حرارتی و برآفسازی سطح در محلول نایتال ۱٪ حکاکی شدند. بررسی نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی Philips XL 40° با بزرگنمایی‌های $100\times$ تا $2000\times$ انجام شد.

نتایج ریزساختارها

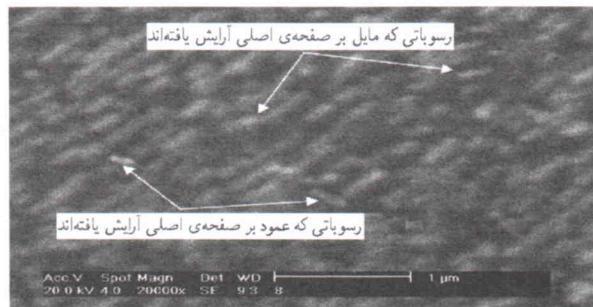
(الف) ریزساختار میکروسکوپی نوری: در شکل ۲ رسوبرگذاری پیوسته و غیرپیوسته در نمونه‌ی که به مدت ۶۴ ساعت پیر شده، مشخص آند. در عکس‌های میکروسکوپی نوری ناحیه‌های تیره رنگ معرف کسر حجمی و اندازه‌ی رسوبات پیوسته‌اند. هرچه این نواحی بیشتر و تیره‌تر باشند کسر حجمی رسوبات پیوسته بیشتر است. ریزساختار میکروسکوپی نوری آلیاژ AZ91 برای زمان‌های مختلف پیرسازی در شکل ۳ نشان داده شده است. در نیم ساعت اول



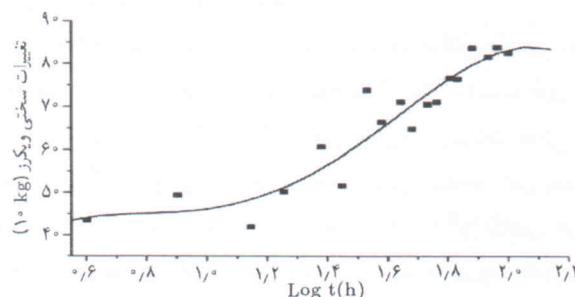
شکل ۲. رسوبرگذاری تؤام پیوسته و غیرپیوسته در آلیاژ AZ91 که به مدت ۶۴ ساعت در 165°C پیر شده است.



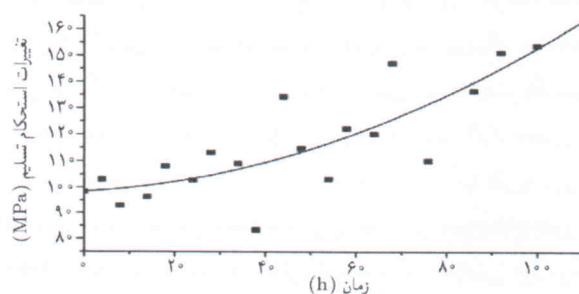
شکل ۸. تصویر SEM آلیاز AZ91 که به مدت ۷۶ ساعت پیر شده است. رسوباتی که در راستای موازی با صفحه‌ی تصویر رشد می‌کنند به صورت خط و رسوباتی که غیرموازی با صفحه‌ی تصویر رشد می‌کنند به شکل نقطه دیده می‌شوند. به آرایش منظم رسوبات توجه کنید که حاکی از قرارگیری آنها بر روی صفحه‌ی اصلی زمینه است.



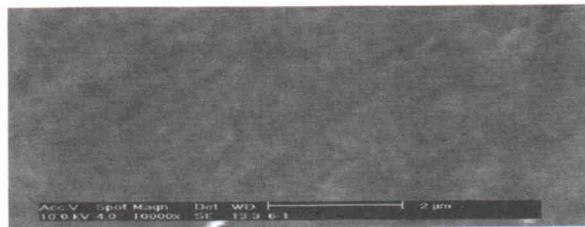
شکل ۹. تصویر SEM آلیاز AZ91 که به مدت ۴۴ ساعت پیر شده است. کسر بسیار کوچکی از رسوبات به صورت مایل یا عمود بر صفحه‌ی اصلی زمینه قرار دارد.



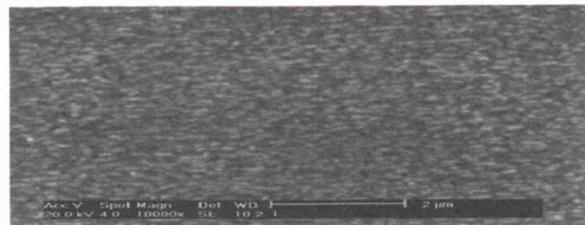
شکل ۱۰. منحنی تغییرات سختی و یکرز برای آلیاز AZ91 پیرسازی شده در دمای ۱۶۵°C.



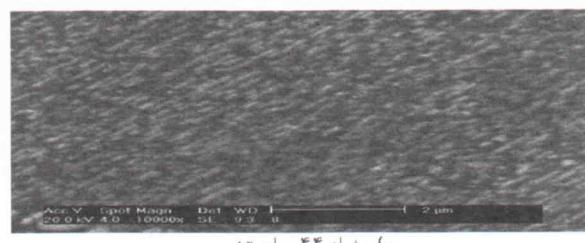
شکل ۱۱. منحنی تغییرات استحکام تسلیم برای آلیاز AZ91 پیرسازی شده در دمای ۱۶۵°C.



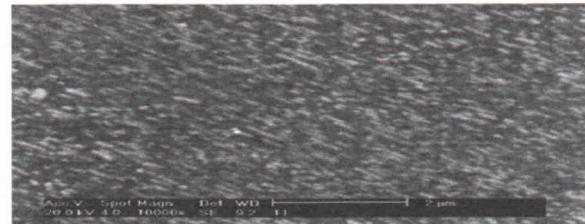
الف) بعد از ۲ ساعت (رسوبگذاری پیوسته هنوز انجام نشده است).



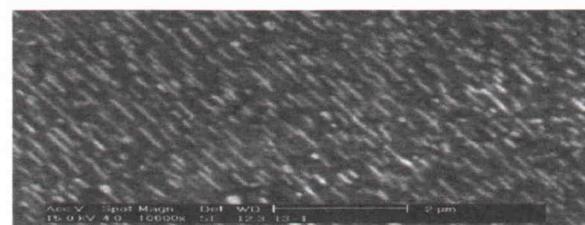
ب) بعد از ۴ ساعت:



ج) بعد از ۴۴ ساعت:



د) بعد از ۷۶ ساعت:



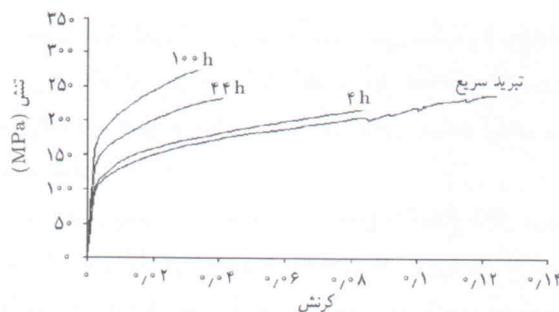
ه) بعد از ۱۰۰ ساعت.

شکل ۷. تغییرات رسوبات پیوسته در آلیاز AZ91 در اثر پیرسازی در ۱۶۵°C.

جهتگیری متفاوتی برخوردارند به نظر می‌رسد که این رسوبات عمود یا مایل بر صفحه‌ی رسوبات قبلی هستند (شکل ۹).

خواص مکانیکی

در شکل ۱۰ منحنی سختی بر حسب $\log t$ رسم شده است. چنان‌که می‌بینیم این منحنی دارای شکل عمومی فرایندهای رسوب سختی و مشتمل بر سه دوره‌ی زمانی است. مرحله‌ی ابتدایی مربوط به زمان‌های



شکل ۱۴. منحنی تنش-کرنش برای آلیاژ AZ91 پیرسازی شده در دمای ۱۶۵°C در زمان‌های مختلف.

بحث

نتایج بدست آمده منطبق با رسوبگذاری ناپیوسته در ابتدا و به دنبال آن رسوبگذاری پیوسته، در اثر عملیات حرارتی T6 در آلیاژ AZ91 است. پیرامون سینتیک جوانهزنی و رشد رسوبات ناپیوسته قبلاً بحث شده است^[۱۰,۱۱] و نتایج متالوگرافی نشان می‌دهد که این سینتیک در آلیاژ AZ91 سریعتر از سینتیک فرایند جوانهزنی و رشد رسوبگذاری پیوسته است. تغییر ایجاد و رشد ترک‌ها از حالت بین دانه‌یی در عملیات حرارتی T4، به مرزدانه‌یی در حالت T6 به دلیل ضعیف‌بودن فصل مشترک α/γ است که احتمالاً به علت عدم همدوسی و انرژی بالای فصل مشترک آنها است. با ایجاد رسوبات پیوسته سازوکار تغییر شکل توسط دوقلویی‌ها متوقف می‌شود که ممکن است به دلیل سد کردن رسوبات برای جوانهزنی یا رشد دوقلویی باشد و چون سازوکار تغییر شکل توسط دوقلویی در فلزات hcp با جوانهزنی کنترل می‌شود، احتمالاً این رسوبات مانع جوانهزنی دوقلویی در آلیاژ AZ91 خواهد شد. با مقایسه‌ی شکل‌های ۷ و ۱۰ به منحنی سختی (ثابت بودن آن در اوایل پیرسازی)، در زمان‌های اولیه و بین ۴ تا ۱۰ ساعت جوانهزنی رسوبات پیوسته انجام شده است و بعد از آن افزایش رسوبگذاری پیوسته مربوط به رشد این رسوبات است (تیره‌تر شدن دانه‌ها در شکل ۳). ثابت بودن نسبت طول به عرض در مرحله‌ی جوانهزنی رسوبات و رشد آنها در همان جهت اولیه در مراحل بعدی پیرسازی نشان می‌دهد که ریخت‌شناسی این رسوبات در مرحله‌ی جوانهزنی باید به صورت صفحاتی به شکل تقریبی مستطیل یا متوازی الاضلاع باشند. برای چیدن آنها به گونه‌یی که مشخصاً بر روی یک دسته صفحه‌ای اتمی آرایش یافته‌اند و چون معمولاً در فرایندهای رسوبگذاری متراکم‌ترین صفحات رسوبات و زمینه بر روی یکدیگر قرار می‌گیرند^[۱۲]، بنابراین رسوبات بر روی صفحه‌ی اصلی زمینه یعنی $m(100)$ قرار گرفته‌اند و ارتباط آرایش اتمی گزارش شده‌ی برگز را دارند^[۱۳-۹۳] [۱۴] یعنی:

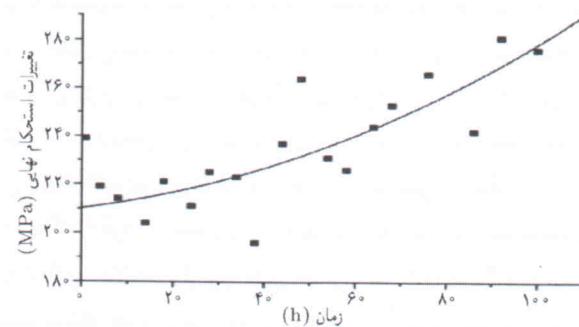
$$(0001)_m II (110)_p$$

$$[1\bar{2}10]_m II [\bar{1}\bar{1}0]_p$$

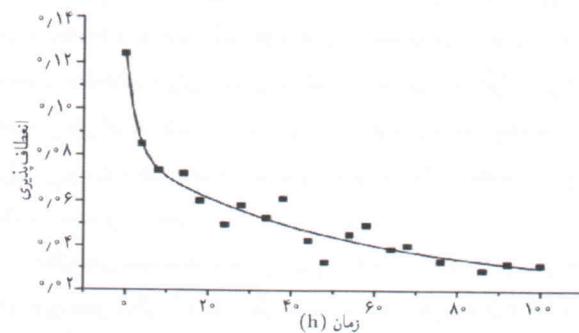
اولیه فرایند است و افزایش سختی را در این مرحله نداریم. سپس در مرحله‌ی دوم افزایش سختی آغاز می‌شود تا آنکه به مرحله‌ی سوم و پیک سختی می‌رسیم. فرایند فرایبری در منحنی مشاهده نمی‌شود.

منحنی‌های استحکام تسلیم، استحکام نهایی و انعطاف‌پذیری در شکل‌های ۱۱ تا ۱۳ نشان داده شده است. انجام فرایند پیرسازی و افزایش زمان منجر به افزایش استحکام تسلیم می‌شود. همچنین به جز کاهش اولیه از حالت T4 به T6، استحکام نهایی نیز با افزایش زمان بالا می‌رود. همان‌طور که مشخص است انعطاف‌پذیری برای افزایش زمان کاهش می‌یابد، اما این کاهش در ابتدا با گذراز عملیات حرارتی T6 به T6 شدید و سپس آهسته است.

رفتار منحنی‌های تنش-کرنش برای آلیاژ AZ91 برای چند زمان مختلف پیرسازی در شکل ۱۴ نشان داده شده است. افزایش تنش تسلیم و استحکام نهایی در حالت T6 و نیز کاهش استحکام نهایی با تغییر عملیات حرارتی از حالت T4 به T6 در آن واضح است. کاهش انعطاف‌پذیری نیز در آنها درک می‌شود. همچنین نرخ کارسختی افزایش می‌یابد که نتیجه‌یی مورد انتظار بر اثر عملیات حرارتی رسوب سختی است.



شکل ۱۲. منحنی تغییرات استحکام نهایی برای آلیاژ AZ91 پیرسازی شده در دمای ۱۶۵°C.



شکل ۱۳. منحنی تغییرات انعطاف‌پذیری برای آلیاژ AZ91 پیرسازی شده در دمای ۱۶۵°C.

رسوب سختی ضعیف آلیاژ AZ91 نیز به این دلیل است. قرارگیری این رسوبات بر روی صفحه اصلی برای حرکت نابه جایی ها مانع زیادی ایجاد نمی کنند، در حالی که اگر رسوبات چندین صفحه ای لغزش را قطع کنند (مثل رسوبات عمود و یا مایل بر صفحه اصلی) موانع بیشتری در راه لغزش نابه جایی ها به وجود می آورند.

سازوکارهای اصلی استحکام دهنده در آلیاژ AZ91 عبارت اند از استحکام دهنده از طریق محلول جامد و نیز استحکام دهنده رسوب سختی.^[۱۵۶] چون رسوب گذاری در آلیاژ AZ91 به صورت فاز تعادلی و بدون تشکیل فازهای میانی انجام می کردد^[۱۶۵] و همچنین به علت آن که ساختار فاز γ bcc است، فصل مشترک α/γ ناهمدوس است. چنان که بیان شد، تعداد این رسوبات، در مقایسه با آلیاژهای آلومینیم، کمتر، اندازه ای آنها بزرگ تر، و بنابراین فاصله ای بین ذره بی آنها بیشتر است. بنابراین پیش بینی می شود که سازوکار رسوب سختی در آن از طریق دور زدن نابه جایی ها و تشکیل حلقه های اوروان باشد.^[۱۵۳] با توجه به شکل و با تبدیل عملیات حرارتی از T₄ به T₆ در آغاز استحکام نهایی کاهش می باید که دلیل آن ایجاد رسوبات غیر پیوسته است. با کاهش غلظت اتم های حل شونده در زمینه استحکام کاهش می باید، همچنین با توجه به رسوب گذاری غیر پیوسته در مرزدانه ها مرزدانه ای تضعیف شده و قطعه در استحکام پایین تری خواهد شکست. این در حالی است که به دلیل کوچکی رسوبات استحکام دهنده مهمی با توجه به سازوکار پیروز سختی و تشکیل حلقه های اوروان نداریم. با گذشت زمان طول رسوبات افزایش می باید و بنابراین سازوکار رسوب سختی نقش بیشتری در استحکام دهنده آلیاژ ایفا می کند. البته این به معنی تأثیر کمتر استحکام دهنده از طریق محلول جامد نیست، زیرا احتمالاً مقادیر زیادی از اتم های حل شونده در محلول جامد حتی در پیک سختی و استحکام وجود خواهند داشت. به عبارت دیگر سازوکار رسوب سختی با تشکیل حلقه های اوروان دلیل اصلی استحکام دهنده آلیاژ AZ91 نیست، بلکه علت آن چنان که پیش تر گفته شد آرایش نامناسب رسوبات نسبت به صفحه ای افزایش است. در واقع کاهش استحکام دهنده محلول جامد به دلیل رسوب گذاری فاز γ است و نیز ایجاد رسوبات غیر پیوسته در مرزدانه ها و تضعیف آنها به وسیله ای استحکام دهنده رسوب سختی (ایجاد حلقه های اوروان) جبران می شود. با افزایش دما طول رسوبات افزایش می باید اما فاصله ای بین آنها نه تنها افزایش نداشته بلکه به دلیل رشد رسوبات کاهش خواهد یافت و بنابراین سازوکار حلقه های اوروان تقویت شده و استحکام آلیاژ افزایش می باید.

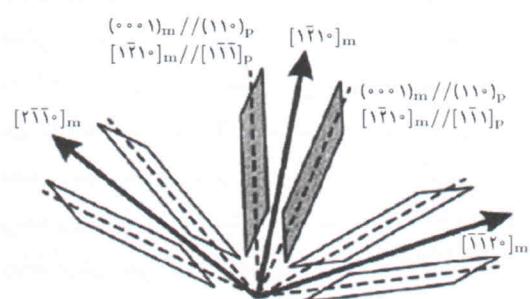
فعال شدن سیستم های لغزش منشوری (به جای تشکیل دوقلویی ها) در حین تغییر شکل را دلیل دیگر فرایند استحکام دهنده در آلیاژ AZ91 بر اثر عملیات حرارتی می دانند. فعال شدن این سیستم ها و برهمکنش آنها با سیستم های لغزش اصلی به نوعی در هم پیچیدگی نابه جایی ها

تعداد سپیار کمی از رسوبات با آرایش اتمی دیگر (پرتر و کراولی) گزارش شده اند که چون صفحات رابط در آنها صفحات منشوری یا هرمی اند، باید عمود یا مایل بر صفحه ای اصلی زمینه ای آرایش یافته باشند (شکل ۹).^[۱۱۶]

با افزایش زمان پیروزی، صفحات متوازی الاضلاع شکل در یک جهت افزایش طول می دهند و به تیغه هایی تبدیل می شوند که شمای آنها در شکل ۸ قابل مشاهده است. ارتباط آرایش اتمی برگز که برای این رسوبات پیشنهاد شده، ۳ حالت پوشش مانند در جهات m ^[۱۱۷] و m ^{[۲۱۱] و m ^[۱۲۱] [۱۲۱]^p زمینه دارد که در ترکیب با دو جهت p [۱۱۱]^p رسوب می باشند.^[۱۱۷]}

تصویر شماتیک هندسه ای رسوبات روی صفحه ای اصلی زمینه، نیز جهت اصلی رشد آنها که در واقع شش رابطه ای اتمی برگز مختلف را ایجاد می کنند در شکل ۱۵ نشان داده شده است.^[۱۱۸] تصاویر SEM رسوبات نیز مؤید این نوع رسوب گذاری است. تیغه هایی که به موازات صفحه ای تصویر نیستند به صورت نقطه هایی در شکل مشخص اند. تیغه بی که در جهت موازی با صفحه ای تصویر است به صورت خطوط سفید رنگ دیده می شوند. این هندسه ای رسوب گذاری در شکل ۸ مشخص شده اند. بنابراین باید ریخت شناسی ویدمن اشتاتن در صفحه ای اصلی وجود داشته باشد.

همان طور که اشاره شد کسر بسیار کوچکی از رسوبات دارای ارتباط آرایش اتمی غیر از برگز هستند، که این ارتباط برای رسوبات عمود بر صفحه ای اصلی زمینه ای ارتباط آرایش اتمی کراولی، و صفحه ای رابط آنها صفحات منشوری زمینه است.^[۱۱۹] همچنین نسبت به حالت دوم کسر حجمی کوچک تری از رسوبات به صورت مایل بر صفحات اصلی قرار گرفته اند که دارای ارتباط آرایش اتمی پرتر هستند و صفحه ای رابط آنها صفحات هرمی زمینه هستند.^[۱۲۰] هر دو این رسوب گذاری ها در شکل ۹ نشان داده شده اند. کسر حجمی رسوبات نوع دوم و سوم بسیار کوچک است و می توان گفت که تقریباً تمامی رسوبات بر روی صفحه ای اصلی زمینه قرار دارند و علت اصلی پاسخ به



شکل ۱۵. هندسه ای آرایش رسوبات بر روی صفحه ای اصلی.^[۱۱۷]

- اولیه‌ی پیرسازی انجام شده و پس از تقریباً ۴ ساعت در دمای ۱۶۵°C میزان آن تعییر چندانی نمی‌کند. رسوب‌گذاری پیوسته بعد از گذشت زمان‌های نخستین پیرسازی شروع به جوانه‌زنی کرده و سپس رشد آنها آغاز می‌شود.
۲. رسوبات پیوسته ابتدا به صورت صفحات متوازی‌الاضلاع یا مستطیل شکل جوانه‌می‌زنند و سپس بر اثر رشد افزایش طول داده و به تغه تبدیل می‌شوند. فاصله‌ی بین رسوبات نیز کاهش می‌یابد.
۳. تقریباً تمامی رسوبات پیوسته بر روی صفحه‌ی اصلی زمینه $m^{(1)0000}$ قرار دارند. کسر بسیار کوچکی از رسوبات راستای مایل یا عمود بر صفحه‌ی اصلی زمینه دارند و احتمالاً بر روی صفحات هرمی یا منشوری زمینه قرار گرفته‌اند.
۴. سختی آلیاز AZ91 در زمان‌های اولیه و در زمان جوانه‌زنی رسوبات پیوسته ثابت است، با افزایش طول این رسوبات، تا پیک سختی افزایش می‌یابد.
۵. استحکام تسیلم آلیاز AZ91 با افزایش زمان پیرسازی و طول رسوبات پیوسته افزایش می‌یابد.
۶. استحکام نهایی در گذر از شرایط T4 به T6 به دلیل تشکیل رسوبات ناپیوسته و تضعیف مرزها کاهش، و سپس در عملیات حرارتی از T4 به T6 شدید است.
۷. انعطاف‌پذیری با افزایش استحکام و تشکیل رسوبات ناپیوسته در مرزها کاهش می‌یابد که در ابتداء، و با عوض کردن شرایط عملیات حرارتی از T4 به T6 شدید است.

منابع

1. Polmear, I.J. Light Alloys; Metallurgy of The Light Metals, Edward Arnold Ltd, First Published, pp.132, (1981).
2. Mordike, B.L. Ebert, T. "Magnesium Properties applications potential", Mater. Sci. Eng. A302 pp.37-45 (2001).
3. Clark, J.B. Acta Metall. **16** pp.141,(1968).
4. Crawley, A. F. and Milliken, K.S. "Precipitate Morphology and Orientation Relationships in an Aged Mg-9%Al-1%Zn-0.3%Mn Alloy", Acta Metall.22 pp.557, (1974).
5. Raynor, G.V. The Physical Metallurgy of

موسوم به سختکاری جنگلی می‌انجامد.^[۲] دلیل اصلی افزایش نرخ کارسختی در آلیاز AZ91 بر اثر عملیات حرارتی T6 (شکل ۱۴) را نیز می‌توان به این سازوکار و افزایش تأثیر سازوکار حلقه‌های اوروان نسبت داد. کاهش انعطاف‌پذیری با افزایش استحکام ارتباط تنگاتنگ دارد. اما دیگر عامل مؤثر در کاهش انعطاف‌پذیری آلیاز AZ91 پیر شده — علاوه بر افزایش استحکام — تشکیل رسوبات γ ناپیوسته در مرزدانه‌ها است. این عامل باعث تضعیف دانه‌ها و شکست زودهنگام آلیاز می‌شود که خود به کاهش انعطاف‌پذیری خواهد انجامید. با توجه به بررسی نمودارهای تنش تسیلم و نهایی، پاسخ به استحکام‌دهی بر اثر عملیات حرارتی T6 در آلیاز AZ91 (افزایش حد اکثر ۳۶Mpa) نسبت به حالت T4 بعد از ۱۰۰ ساعت پیرسازی نسبت به آلیازهای آلومینیم ضعیف است. علت چنان که بیان شد آرایش نامناسب رسوبات γ برای جلوگیری از لغزش اصلی در زمینه‌ی منیزیم است. برای افزایش تأثیر سازوکارهای رسوب‌سختی در فرایند استحکام‌دهی باید رسوب‌گذاری چنان انجام شود که آرایش رسوبات عمود یا مایل بر صفحه‌ی اصلی باشد تا بتواند صفحه‌ی لغزش بیشتری را قطع و موانع مستحکم‌تری در راه حرکت نابهجهای‌ها ایجاد کند. یکی از مهم‌ترین روش‌ها برای دستیابی به این منظور، افروزن عناصر آلیازی جدید است.

نتیجه‌گیری

۱. رسوب‌گذاری آلیاز AZ91 به دو صورت پیوسته در داخل و مرزدانه‌ها، و ناپیوسته در مرزدانه‌ها انجام می‌گیرد. رسوبات ناپیوسته در مرحله‌ی

Magnesium And Its Alloys, Pergamon Press, pp.320-324, (1959).

6. Duly, D. Brecht, Y. and Chenal, B. "Macroscopic kinetics of discontinuous precipitation in a Mg-8.5 wt% Al alloy", Acta.Metall. Mater.40 pp.228,(1992).
7. Duly, D. Brecht, Y. "Nucleation mechanism of discontinuous precipitation in Mg-Al alloys and relation with the morphology" Acta. metall. mater. 42 pp.3035, (1994).
8. Duly, D. Simon, J.P. and Brecht, Y. "On the competition between continuous and discontinuous precipitation in binary Mg-Al alloys", Acta. Metall. Mater. 43, pp.101, (1995).

9. Duly, D. Cheynet, N.C. Brecht, Y. "Morphology and chemical analysis of discontinuous precipitation in Mg-Al alloys" *Acta Metall. Mater.* 42 pp.3843,(1994).
10. Duly, D. Cheynet, N.C. Brecht, Y. "Morphology and chemical analysis of discontinuous precipitation in Mg-Al alloys" *Acta Metall. Mater.* 42 pp.3855 (1994).
11. Celoto, S. "TEM study of continuous precipitation in Mg Wt% Al - 1 Wt%, Zn alloy", *Acta mater.* 48, pp.1775 (2000).
12. Celoto, S. and Bastow, T.J. "Study of precipitation in aged binary Mg-Al and ternary Mg-Al-Zn alloys using ^{27}Al NMR spectroscopy" *Acta mater.* 49, pp.41 (2001).
13. Nie, J.F. Xiao, L. Luo, C.P. Muddle, B.C. "Characterisation of precipitate phases in magnesium alloys using electron microdiffraction", *Micron.* 32, pp. 857,(2001).
14. Yizhen Lu, Qudong Wang, Xiaoqin Zeng, Wen-jiang Ding, Chunquan Zhai, Yanping Zhu, "Effects of rare earths on the microstructure, prop- erties and fracture behavior of Mg-Al alloys", *Mater.Sci.Eng.A278* pp.66, (2000).
15. Ca'ceres, C.H. Davidson, b, C.J. Griffiths, b, J.R. Newton, C.L. "Effects of solidification rate and ageing on the microstructure and mechanical properties of AZ91 alloy", *Mater.Sci.and Eng.A325* pp.344, (2002).
16. Bettles, C.J. "The effect of gold additions on the ageing behaviour and creep properties of the magnesium alloy AZ91E", *Mater.Sci.and Eng.A348*. pp.280,(2003).
17. Cerri, E. Barbagallo, S. "The influence of high temperature exposure on aging kinetics of a die cast magnesium alloy", *Materials Letters* 56 pp.716, (2002).
18. Porter, D.A. Esaterling, K.E. Phase Transformation in Metal and Alloys, Chpman & Hall, Ed.2th, 322-326, pp.(1980).
19. Brooks, C.H. Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys, 1st Ed., ASM, New York, pp.264, (1982).