

بررسی رفتار خزش فروروندگی آلیاژهای منیزیم ME21 و MX21

زهرا دشتی^۱، عبدالرضا گرانمایه ارومیه^{۲*}

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۱۰/۲۵، ش.ص: ۱۱۰-۹۳، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۰۱/۲۱)

چکیده

در پژوهش حاضر، رفتار خزشی دو آلیاژ Mg-2Mn-1Ca (MX21) و Mg-2Mn-1RE (ME21) در شرایط اکسترود شده مورد بررسی قرار گرفته است. بررسی‌های ریز ساختاری این دو آلیاژ با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM)، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و پراش پرتو ایکس (XRD) انجام و فازهای تشکیل شده مورد مطالعه قرار گرفتند. نتایج بررسی‌ها نشان دادند که افزودن عناصر خاکی نادر با تشکیل فازهای پایدار در برابر حرارت $Mg_{17}RE_2$ و $Mg_{12}RE$ از یک سو و افزودن کلسیم با تشکیل فاز پایدار در برابر حرارت Mg_2Ca از سوی دیگر، ضمن ریز کردن ساختار، سبب بهبود خواص مکانیکی این دو آلیاژ شدند. جهت بررسی رفتار خزشی این آلیاژها از آزمون خزش فروروندگی در محدوده دمایی ۴۲۳-۴۹۸ K استفاده شد. در هر دو آلیاژ، در محدوده تنش‌های کم و زیاد، رفتار متفاوتی از آلیاژ مشاهده شد. در ناحیه تنش‌های کم، توان تنشی بین ۶-۴ و انرژی فعالسازی نزدیک به انرژی فعالسازی نفوذ از طریق هسته نابجایی‌های منیزیم ($Q_{pd} = 95 \text{ kJ/mol}$)، مکانیزم خزش را صعود نابجایی‌ها، کنترل شده از طریق نفوذ از هسته نابجایی‌ها معرفی می‌نماید. در ناحیه تنش‌های زیاد، توان تنشی بین ۱۴-۱۰ و انرژی فعالسازی نزدیک به انرژی فعالسازی نفوذ در خود منیزیم ($Q_{ld} = 135 \text{ kJ/mol}$)، مکانیزم غالب را، خزش نابجایی‌ها پیش‌بینی می‌کند. نتایج آزمون‌ها از بهبود رفتار خزشی آلیاژ ME21 نسبت به آلیاژ MX21 حکایت دارند.

واژه‌های کلیدی: آلیاژهای Mg-Mn، خزش فروروندگی با استوانه مسطح، توان تنشی، انرژی فعالسازی.

^۱ - گروه مهندسی مواد و متالورژی، واحد تهران جنوب، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران

^۲ - گروه مهندسی مکانیک، واحد تهران جنوب، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران، ایران

*- نویسنده مسئول مقاله: a_granmaye@azad.ac.ir

بیشگفتار

امروزه منیزیم و آلیاژهای آن به دلیل دارا بودن خواصی هم چون چگالی پایین، استحکام ویژه بالا، مقاومت به خوردگی قابل قبول، قابلیت ریخته‌گری و ماشین‌کاری مناسب، جایگاه مناسبی در میان آلیاژهای صنعتی پیدا کرده‌اند. کاربردهای جدید نیاز به خواص مناسب‌تری همچون خواص مکانیکی مناسب در دماهای بالا و مقاومت خزشی بیش‌تر را طلب می‌کنند [۱].

منگنز تاثیر آشکاری روی ریز دانه کردن ریز ساختار آلیاژهای اکستروژ شده Mg نشان داده است که این امر می‌تواند به اثر قوی قفل کنندگی ذرات نسبت داده شود که مانع از رشد دانه‌های تبلور مجدد یافته در طول فرآیند اکستروژن می‌شوند [۲]. به طور کلی براساس گزارش‌های متعدد [۳ و ۴]، کلسیم مقاومت خزشی آلیاژهای منیزیم را بهبود بخشیده و تا حدودی باعث جلوگیری از اکسیداسیون فلز مذاب می‌شود. در مقابل فلزات کمیاب خاکی، باعث بهبود قابلیت ریخته‌گری و کاهش حفرت ریز در آلیاژ می‌شوند. این عناصر، باعث ایجاد استحکام از طریق تشکیل محلول جامد و استحکام دهی رسوبی، هم در دمای محیط و هم در دمای بالا می‌شوند [۵ و ۶].

تحقیقات بسیاری بر روی رفتار خزشی منیزیم در محدوده‌های دمایی و تنش‌های مختلف انجام شده است. کندری و محمودی [۷]، در تحقیقی رفتار خزشی آلیاژ ریختگی AM60 را بوسیله آزمون خزش فروروندگی بررسی نموده‌اند. آنان ضمن مشاهده دو رژیم متفاوت با توان‌های تنش ۵ و ۱۰ مقادیر انرژی محرکه متناظر را به ترتیب حدود ۸۰ و ۱۵۰ kJ/mol گزارش نموده‌اند. آن‌ها براساس مقادیر توان تنش و انرژی محرکه، مکانیزم خزش را در محدوده تنش‌های پایین، صعود نابجایی و در محدوده تنش‌های بالا نقض قانون توانی گزارش کرده‌اند. در پژوهشی محمودی و همکارانش [۸] رفتار مکانیکی دما بالای آلیاژ کار شده AZ31 را به وسیله آزمون خزش فروروندگی با فرورونده هر می مورد مطالعه قرار دادند.

طبق این تحقیق دو رفتار مختلف در محدوده تنش کم و زیاد مشاهده شد. در محدوده تنش کم مقادیر توان تنشی در محدوده ۳/۴-۳/۱ و انرژی فعالسازی برابر ۹۶/۲ kJ/mol که معادل انرژی فعالسازی نفوذ آلومینیم در منیزیم بود، به دست آمد. در این حالت مکانیزم غالب خزش، لغزش ویسکوز نابجایی‌ها کنترل شونده بوسیله نفوذ اتم‌های آلومینیم در منیزیم تعیین شد. در محدوده تنش زیاد مقادیر توان تنشی در محدوده ۵/۶-۶/۲ و انرژی فعالسازی برابر kJ/mol ۱۳۲/۴ گزارش شد. در این شرایط صعود نابجایی‌ها به عنوان مکانیزم غالب تغییر شکل مطرح شد. آن‌ها همچنین نتیجه‌گیری کرده‌اند که با توجه به این که مقادیر توان تنش و انرژی فعالسازی حاصل از این روش سریع و آسان، با نتایج حاصل از آزمون‌های خزش سنتی برای آلیاژ AZ31 همخوانی دارد؛ به نظر می‌رسد این روش بتواند به عنوان جایگزین مناسبی برای روش‌های زمان‌بر خزشی مطرح باشد.

گرانمایه و محمودی^۲ رفتار خزشی آلیاژ AZ61-0.7Si را به وسیله آزمون سنتی خزش فشاری و آزمون موضعی خزش فروروندگی با فرورونده استوانه‌ای مورد مطالعه قرار دادند [۹]. آن‌ها ضمن اثبات تطابق نتایج حاصل از هر دو آزمون و در نتیجه تایید آزمون خزش فروروندگی به‌عنوان یک روش قابل اعتماد در بررسی رفتار خزشی مواد، دو رفتار مختلف در محدوده تنش کم و زیاد مشاهده کردند. آن‌ها در محدوده تنش کم مقدار توان تنشی را در محدوده ۴-۵ و انرژی فعالسازی را حدود ۹۰ kJ/mol و در محدوده تنش زیاد مقدار توان تنشی را در محدوده ۱۰-۱۲ و انرژی فعالسازی را برابر ۱۴۱ kJ/mol گزارش کردند. بر اساس مقادیر توان تنش و انرژی محرکه، مکانیزم خزش مکانیزم خزش در محدوده تنش پایین، لغزش ویسکوز نابجایی‌ها، کنترل شونده بوسیله نفوذ از طریق هسته نابجایی‌ها و در محدوده تنش زیاد صعود نابجایی‌ها معرفی شده است. آن‌ها همچنین در تحقیقی دیگر رفتار خزشی این آلیاژ را به وسیله آزمون خزش

² -Geranmayeh and Mahmudi

¹ - Kondori and Mahmudi

فروروندگی با فرورونده هرمی بررسی کرده و نتایج مشابهی را گزارش نمودند [۱۰].

کاشفی و محمودی^۱ [۱۱] تأثیر افزودن مقادیر ۰/۵، ۱/۰ و ۲/۰ درصد ایتیریم بر ریزساختار و رفتار خزشی آلیاژ AZ80 را بررسی کردند. آن‌ها مقادیر توان تنش آلیاژهای حاوی مقادیر مختلف ایتیریم را تقریباً مشابه و در محدوده ۶/۸-۰/۸ و انرژی محرکه را نیز به همین ترتیب و در محدوده ۹۰-۱۱۹ kJ/mole گزارش کردند. آنان بروز روند کاهشی در انرژی محرکه با افزایش تنش را شاهدهی بر عملکرد همزمان دو مکانیزم نفوذ شبکه‌ای و نفوذ از طریق هسته نابجایی‌ها در صعود نابجایی‌ها مطرح نمودند.

هدف از این تحقیق، مقایسه رفتار خزشی دو آلیاژ پایه منیزیمی حاوی منگنز با عناصر آلیاژی خاکی نادر و کلسیم با استفاده از آزمون‌های خزشی موضعی می‌باشد. این آزمون‌ها امروزه با توجه به مصرف کم ماده و نیز عدم نیاز به ماشین کاری زیاد جهت نمونه سازی، از جایگاه معتبری در بررسی رفتار مکانیکی مواد برخوردارند. این روش‌ها بخصوص زمانی اهمیت ویژه می‌یابند که ماده مورد نظر ارزشمند و گرانها بوده و یا مقدار کمی ماده جهت بررسی در اختیار باشد. در تحقیقات انجام شده تاکنون رفتار خزشی فروروندگی و خواص مکانیکی دو آلیاژ MX21 و ME21 بررسی نشده و لذا این پژوهش می‌تواند به‌عنوان اولین تحقیق رسمی در زمینه بررسی رفتار مکانیکی این آلیاژها با آزمون‌های موضعی محسوب شود.

مواد و روش‌ها

در این پژوهش به بررسی رفتار خزشی از طریق آزمون خزش فروروندگی با فرورونده استوانه‌ای مسطح بر روی آلیاژهای MX21 و ME21 پرداخته شده است. به منظور آلیاژسازی از شمش منیزیم با خلوص ۹۹/۹ (درصد وزنی) و کلسیم با خلوص ۹۹/۸ و منگنز خالص پولکی با خلوص ۹۹/۹ شکل استفاده شده است. عنصر خاکی نادر

به صورت آمیزانی از عناصر خاکی نادر^۲ با پایه سریم-Ce (MM) به مذاب اضافه شده است. جدول (۱) ترکیب آلیاژهای مورد بحث را نشان می‌دهد.

عملیات ذوب مواد اولیه در یک کوره الکتریکی و در دمای ۱۰۲۳ K (۷۵۰ °C) انجام شد. ریخته‌گری به وسیله سیستم چرخان انجام شد تا اغتشاش مذاب به هنگام عمل ریختن به کمترین مقدار خود برسد. قالب ریخته‌گری مورد استفاده استوانه‌ای از جنس فولاد کم کربن به قطر ۴۴ میلی‌متر و ارتفاع ۱۲۰ میلی‌متر بوده است. دمای پیش‌گرم قالب برای ریخته‌گری ۴۲۳ K (۱۵۰ °C) در نظر گرفته شده بود. نمونه‌های ریخته‌گری شده در دمای ۷۵۳ K (۴۸۰ °C) به مدت دو ساعت همگن شده و سپس در دمای ۶۵۳ K (۳۸۰ °C) با نسبت اکستروژن ۱۱/۵ به ۱ اکستروژن شدند. آلیاژهای اکستروژن شده برای نمونه سازی تحت برشکاری از طریق سیم برش قرار گرفتند. هر یک از آلیاژها پس از برشکاری و سمباده زنی با سمباده شماره‌های ۴۰۰ تا ۲۰۰۰، با آب و بدون اضافه سازی ماده‌ی ساینده پولیش شدند. جهت بررسی‌های ریزساختاری از قبیل اندازه ذرات، مورفولوژی ذرات و نحوه‌ی توزیع آن‌ها از میکروسکوپ نوری Leitz و میکروسکوپ الکترونی روبشی^۳ (SEM) مدل VEGA-TESCAN، جهت تعیین ترکیب شیمیایی ذرات حاصله از طیف سنج پراش انرژی (EDS)^۴ و آزمون پراش‌سنجی اشعه ایکس^۵ (XRD) ساخت شرکت Philips، استفاده گردید. ترکیب محلول اچ مورد استفاده مطابق جدول (۲) است.

آزمون خزش توسط یک دستگاه یونیورسال Santam با ظرفیت ۲۰ kN انجام شد. دقت نیرو سنج دستگاه، (Load Cell)، برابر با ± 1 نیوتون بود.

²- Misch metal

³- Scanning electron microscopy

⁴- Energy dispersive spectroscopy

⁵- X-Ray diffraction

¹- Kashefi and Mahmudi

جدول ۱- ترکیب آلیاژهای مورد بحث

آلیاژ	عنصر (wt%)			
	Mg	Mn	Ca	RE
MX21	۹۷	۲	۱	-
ME21	۹۷	۲	-	۱

جدول ۲- ترکیب محلول اچ مورد استفاده

اتانول (ml)	آب (ml)	اسید استیک (ml)	اسید پیکریک (g)
۸	۲	۲	۰/۲

می‌شود و در نتیجه هزینه‌های فرآوری ماده مورد بررسی کاهش می‌یابند.

در این آزمون یک فرورونده سخت تحت بار ثابت به داخل جسم فرو می‌رود. نتیجه آزمون به صورت میزان عمق فرورفته و یا سطح مقطع اثر فرورونده به صورت تابعی از زمان ثبت می‌شود. منحنی‌های خزشی حاصل از این روش مانند منحنی‌های آزمون خزشی سنتی بوده و شامل یک مرحله تغییر شکل پلاستیک سریع ناشی از اعمال بار و یک مرحله انتقالی است که طی آن نرخ تغییر شکل یا کرنش با زمان کاهش یافته و سرانجام به حالت پایداری می‌رسد و بعد از آن نرخ کرنش تغییر محسوسی نکرده و ماده با سرعت ثابت تغییر شکل می‌یابد. در این آزمون مانند آزمون خزش فشاری^۱ مرحله سوم خزش^۲ مشاهده نمی‌شود که علت آن طبیعت فشاری تنش‌های موجود در ماده در حین انجام آزمون است.

نرخ خزش حداقل و تنش اعمالی برای ماده‌ای که از قانون توانی پیروی می‌کند به وسیله رابطه ۱-۲ به یکدیگر مربوط می‌شوند [۱۱ و ۱۰ و ۷].

فرورونده‌ای از جنس کاربید تنگستن به قطر ۲ mm مورد استفاده قرار گرفت. آزمون‌های خزشی در دماهای ۴۲۳، ۴۴۸، ۴۷۳، ۴۹۸ K برای مدت زمان ۴۲۰۰ ثانیه انجام شد. به منظور همدم شدن نمونه، قبل از شروع آزمون خزش نمونه مورد آزمایش به مدت ۱۵ دقیقه در کوره نگاه داشته می‌شد. نتایج حاصل از خزش به صورت عمق فرورفتگی بر حسب زمان انجام آزمایش توسط سیستم کامپیوتری ماشین یونیورسال ثبت شد. در تنش‌های بالا، جایی که عمق فرورفتگی فرورونده زیاد بود، آزمون‌ها برای جلوگیری از تأثیر اصطکاک تماسی بین فرورونده و دیواره سطح اثر، بعد از رسیدن به میزان تنش مورد نظر و ۰/۴ mm جابجایی فرورونده در نمونه قطع شدند. هر آزمون بر روی هر نمونه ۳ بار تکرار شد تا از صحت نتایج اطمینان حاصل شود.

خزش فروروندگی یکی از روش‌های تازه توسعه یافته برای بررسی خواص خزشی مواد است. در این روش، آزمایش به صورت موضعی بر روی مقدار کمی از ماده انجام می‌شود و لذا نیازی به مصرف مقدار زیادی از نمونه-ها نیست [۱۲]. با استفاده از این روش امکان انجام آزمایش‌های متعدد بر روی مواد تازه توسعه یافته فراهم

1-Compression creep

2-Tertiary Creep Stage

بردن اثر تغییرات مدول برشی از محاسبات خزش می‌توان از روابط زیر استفاده نمود.

$$n = \left(\frac{d \ln(\dot{\epsilon} T / G(T))}{d \ln(\sigma / G(T))} \right)_T = \left(\frac{d \ln(V_{imp} T / G(T))}{d \ln(\sigma_{imp} / G(T))} \right)_T \quad (۶-۲)$$

$$Q_c = - \left(\frac{d \ln(\dot{\epsilon} T / G(T))}{d(1/RT)} \right)_{\sigma, n} = - \left(\frac{d \ln(V_{imp} T / G(T))}{d(1/RT)} \right)_{\sigma, n} \quad (۷-۲)$$

نتایج و بحث

ریز ساختار آلیاژ ME21 در حالت اکستروزی تهیه شده توسط میکروسکوپ نوری، در شکل ۱- الف نشان داده شده است. با توجه به شکل، دیده می‌شود که ساختار این آلیاژ، دارای ساختاری دو گانه، شامل مناطقی با دانه‌های تبلور مجدد یافته با اندازه دانه ریز و مناطقی بدون وقوع تبلور مجدد است. بطور کلی اگر تبلور مجدد بطور کامل حین اکستروژن گرم رخ دهد، ساختار دانه‌ها در محصول هم محور و همگن بوده و توزیع نرمال خواهند داشت [۱۴]. عناصر نادر خاکی ضمن تجمع در اطراف مرزدانه و نابجایی‌ها و کاهش تحرک آن‌ها، سبب جلوگیری از تبلور مجدد دینامیکی پیوسته شده و میزان کرنش لازم برای وقوع تبلور مجدد دینامیکی را افزایش می‌دهند. بررسی ریزساختارهای حاصل از فرآیند اکستروژن نشان می‌دهد که شرایط انجام فرآیند (دمای 380°C و نسبت اکستروژن ۱: ۱/۵) برای تکمیل فرآیند تبلور مجدد در آلیاژهای حاوی عناصر نادر خاکی، کافی نبوده و منجر به ایجاد ساختار دوگانه شده است.

ریزساختار آلیاژ MX21 در حالت اکستروزی شده در شکل ۱- ب نشان داده شده است که نشان دهنده تأثیر کلسیم در ریزکنندگی ساختار آلیاژهای پایه منیزیم - منگنز است. فاکتور محدودیت رشد Q که با استفاده از آن می‌توان اثر ریزکنندگی عناصر آلیاژی مختلف را به طور کمی با یکدیگر مقایسه کرد، از رابطه ۱-۳ محاسبه می‌شود [۱۵]:

$$Q = mc_0(k-1) \quad (۳-۱)$$

$$\dot{\epsilon} = A \left(\frac{b}{d} \right)^p \frac{D_0 G b}{kT} \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (۱-۲)$$

همانطور که پیش از این اشاره شد، برای بکارگیری پارامترهای خزش فروروندگی از قبیل سرعت فروروندگی حداقل $(V_{imp} = dh/dt)$ و تنش فروروندگی $(\sigma_{imp} = \frac{4F}{\pi d^2})$ در روابط رایج در خزش باید اصلاحاتی به شرح زیر انجام گیرد.

$$\dot{\epsilon} = V_{imp} / C\phi \quad (۲-۲)$$

$$\sigma_{conv} = \sigma_{imp} / K \quad (۳-۲)$$

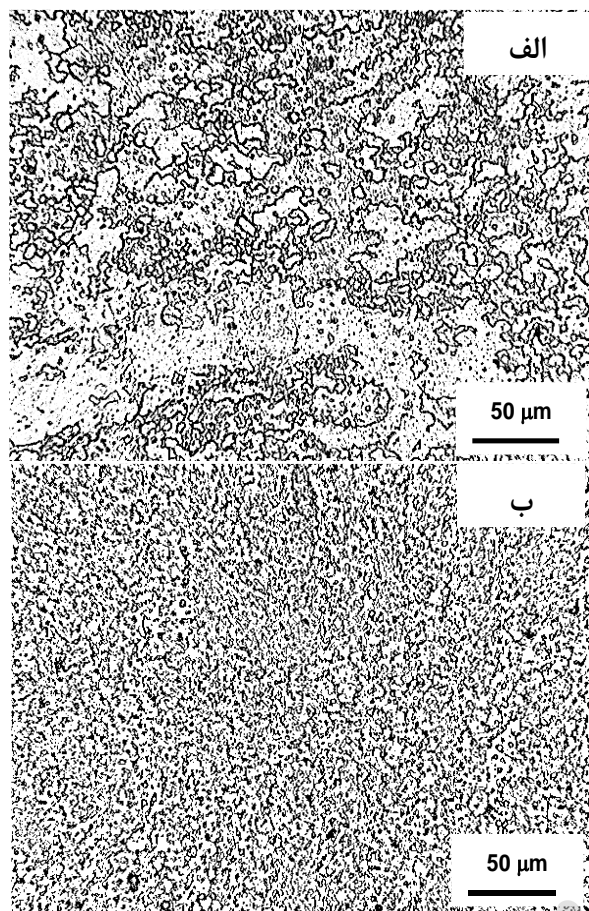
که در این روابط F بار اعمالی و d قطر فرو رونده، C ثابتی در محدوده $(0.5-1)$ ، ϕ قطر فرورونده و K ثابتی در محدوده بین ۲ تا ۴ است [۱۳].

برای بدست آوردن تنش‌هایی که به نوعی نشان دهنده حساسیت نرخ خزش به تنش است و همچنین انرژی فعال‌سازی که نماینده‌ای از اثر دما بر روی سرعت تغییر شکل خزشی است، می‌توان از طریق شیب منحنی-های $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ (و یا $\ln V_{imp} - \ln \sigma_{imp}$) و (و یا $\ln V_{imp} - \frac{R}{T}$) و با استفاده از روابط زیر اقدام نمود:

$$n = \left(\frac{d \ln \dot{\epsilon}}{d \ln \sigma} \right)_T = \left(\frac{d \ln V_{imp}}{d \ln \sigma_{imp}} \right)_T \quad (۴-۲)$$

$$Q_c = - \left(\frac{d \ln \dot{\epsilon}}{d(1/RT)} \right)_{\sigma, n} = - \left(\frac{d \ln V_{imp}}{d(1/RT)} \right)_{\sigma, n} \quad (۵-۲)$$

در این میان، افت مدول برشی با دما به صورت عمومی پذیرفته شده است و وارد کردن این تغییرات در محاسبات خزشی، باعث تغییر در میزان انرژی فعال‌سازی محاسبه شده می‌گردد و با حذف نوسان‌های مدول برشی مقدارهای واقعی‌تری را به دست می‌دهند. برای از بین



شکل ۱- تصویر میکروسکوپ نوری از آلیاژ های الف)
ME21 و ب) MX21

که m شیب خط لیکوئیدوس آلیاژ دو تایی، C_0 غلظت اتم محلول و K ضریب جدایش تعادلی اتم محلول است. هرچه میزان Q بالاتر باشد، اثر ریز دانه کنندگی عنصر آلیاژ نیز بیشتر خواهد بود. مقادیر m و k برای Ca و RE موجود در MM استفاده شده در تحقیق حاضر، در جدول (۳) گزارش شده است [۱۲]. با توجه به مقادیر $m(k-1)$ محاسبه شده و ارائه شده در جدول، عنصر Ca را می توان جزء اصلاح کننده های اندازه دانه با اثر بخشی بالا در نظر گرفت.

براساس نتایج حاصل از پراش پرتو X و مطابق شکل ۲، الگوی پراش آلیاژ ME21 حاکی از حضور چهار فاز زمینه $(\alpha\text{-Mg})$ و فاز Mn و ترکیبات بین فلزی $\text{Mg}_{17}\text{RE}_2$ و Mg_{12}RE در ساختار است که این ترکیبات بین فلزی دارای نقطه ذوب بالاتر از 893 K هستند [۱۶]. الگوی پراش آلیاژ MX21 علاوه بر فازهای $(\alpha\text{-Mg})$ و فاز Mn، فاز Mg_2Ca را نیز نشان می دهد که این ترکیب بین فلزی نیز، دارای نقطه ذوب 998 K است [۱۷].

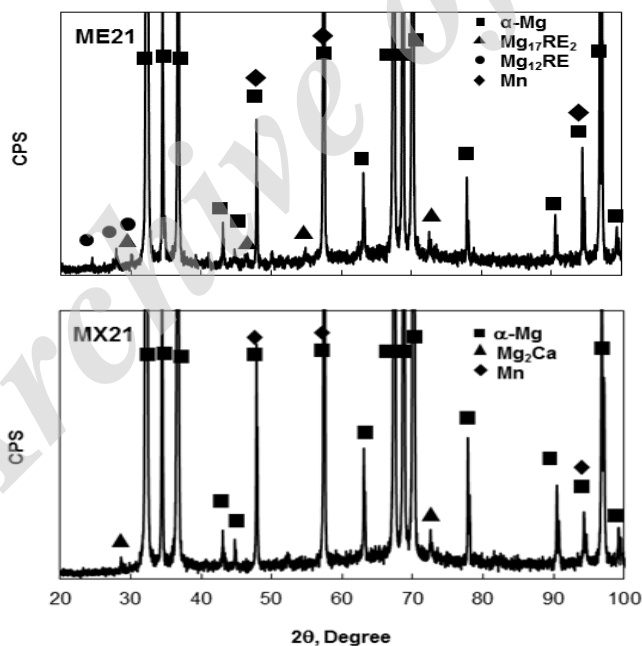
جدول ۳- مقادیر شیب خط لیکوئیدوس، m و ضریب جدایش تعادلی، k برای عناصر آلیاژی Ca و Ce در زمینه منیزیم [۱۱]

Alloying element	m ($K \cdot (\text{wt.}\%)^{-1}$)	k	$m(k-1)$
Ca	-12.67	0.06	11.94
Ce	-2.86	0.04	2.74

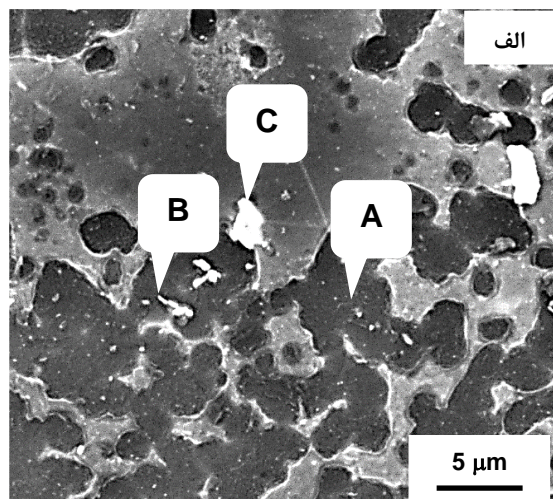
برگشتی به دلیل وزن مولی بیش تر در مقایسه با فاز دیگر کمی روشن تر دیده می شوند.

به صورت مشابه، در دو ناحیه مختلف متناظر با نقاط A و B برای آلیاژ MX21 آنالیز EDS انجام گرفت. تصویر SEM آلیاژ MX21 و نیز نتایج بررسی EDS از دو نقطه A و B در شکل ۴ نمایش داده شده است. براساس این نتایج، نقطه A با حدود ۹۹/۴ درصد اتمی منیزیم و ۰/۶ درصد اتمی منگنز نشان دهنده زمینه α -Mg آلیاژ است. بر اساس آنالیز عنصری، نقطه B دارای ۶۶/۴ درصد اتمی منیزیم و ۰/۷ درصد اتمی منگنز و ۳۲/۹ درصد اتمی کلسیم نشان دهنده فاز Mg_2Ca است. با شروع انجماد α -Mg اولیه و کاهش حد حلالیت کلسیم و در نتیجه پس زده شدن آن در جلوی جبهه انجماد، غلظت موضعی این عنصر در فصل مشترک افزایش می یابد و منجر به تشکیل فاز Mg_2Ca می شود.

جهت شناخت بهتر ذرات موجود در ریزساختار آلیاژهای مورد مطالعه، تصویر SEM آلیاژ ME21 در شکل ۳ نمایش داده شده است. به منظور تشخیص ماهیت فازهای تشکیل دهنده، در سه ناحیه مختلف متناظر با نقاط A و B و C آنالیز EDS انجام گرفت. نتایج حاصل از آنالیز EDS نشان می دهد که ریز ساختار عمدتاً حاوی منیزیم و مقادیر اندکی منگنز می باشد. بر اساس نتایج به دست آمده، فاز زمینه α -Mg (نقطه A) در آلیاژ ME21 حاوی ۹۹/۳ درصد اتمی منیزیم و ۰/۷ درصد اتمی منگنز است. نقطه B دارای ۹۱/۵ درصد اتمی منیزیم و ۰/۲ درصد اتمی منگنز و ۸/۳ درصد اتمی سریم نشان دهنده فاز $Mg_{12}RE$ است. آنالیز EDS در نقطه C، وجود ۸۸/۲ درصد اتمی منیزیم و ۰/۶ درصد اتمی منگنز و ۱۱/۲ درصد اتمی RE را نشان می دهد که مبین فاز $Mg_{17}RE_2$ است. قابل ذکر است که رسوبات $Mg_{17}RE_2$ در تصاویر الکترون

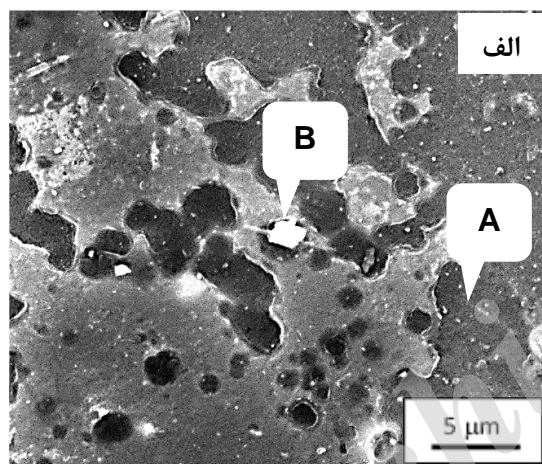


شکل ۲ - الگوی پراش آلیاژهای ME21 و MX21



Phase/Particle	Element (at. %)		
	Mg	Mn	Ce
(A) α -Mg	99.3	0.7	-
(B) $Mg_{12}RE$	91.5	0.2	8.3
(C) $Mg_{17}RE_2$	88.2	0.6	11.2

شکل ۳- الف) تصویر SEM از اجزای تشکیل دهنده ساختار آلیاژ ME21 (ب) نتایج آنالیز EDS از نقاط معادل A و B و C

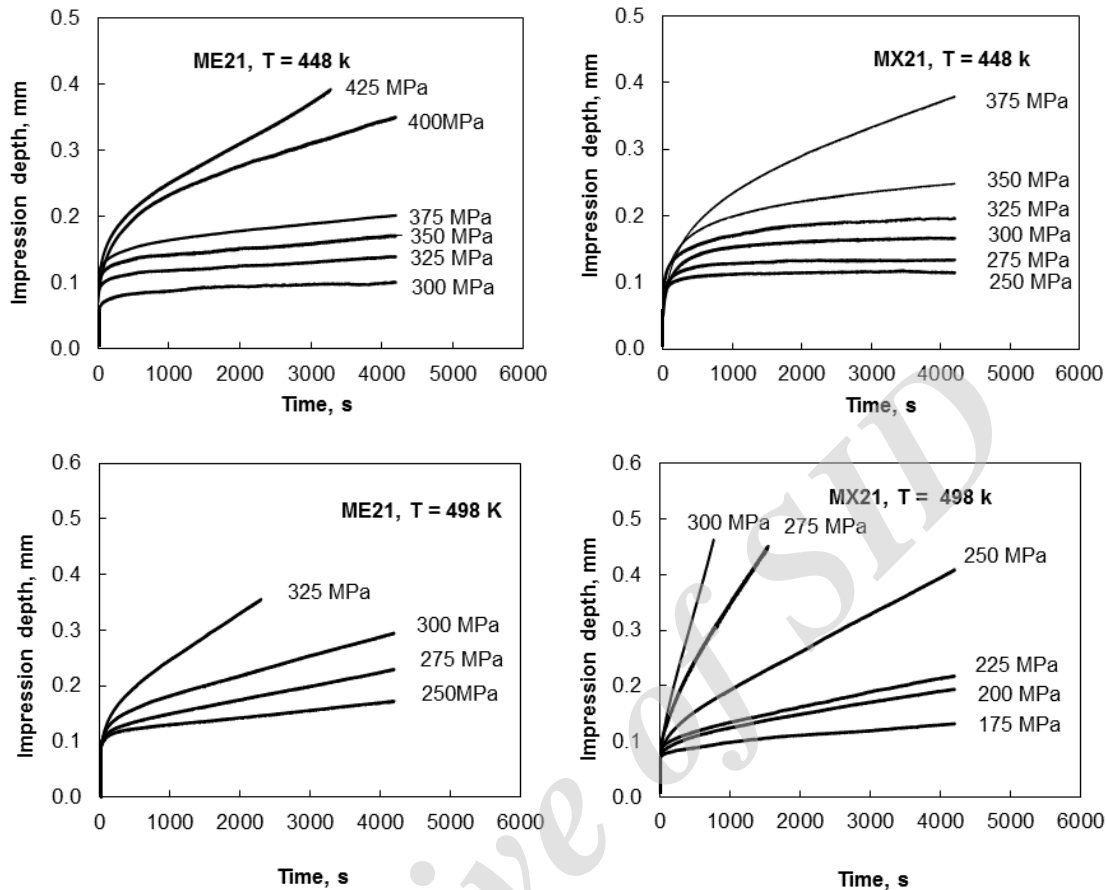


Phase/Particle	Element (at. %)		
	Mg	Mn	Ca
(A) α -Mg	99.4	0.6	-
(B) Mg_2Ca	66.4	0.7	32.9

شکل ۴- الف) تصویر SEM از اجزای تشکیل دهنده ساختار آلیاژ MX21 (ب) نتایج آنالیز EDS از نقاط معادل A و B

همچنین به صورت کاملاً مشخص، در دمای ثابت، با افزایش تنش اعمالی، دستیابی به ناحیه خزش پایدار سریع‌تر و فرایند خزش در زمان‌های کوتاه‌تری انجام شده است. افزایش تنش در دمای ثابت، باعث افزایش سرعت تغییر شکل شده و شیب منحنی در قسمت نهایی افزایش می‌یابد.

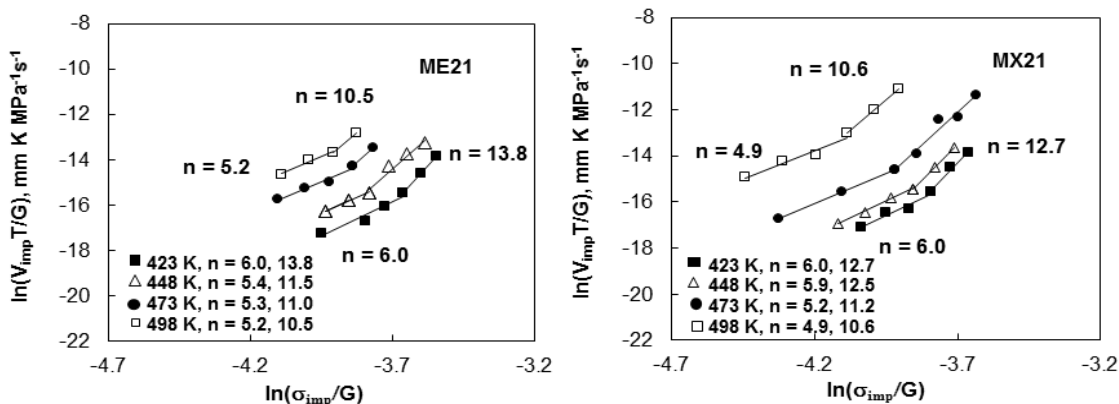
آزمون‌های خزش برای دو آلیاژ ME21 و MX21 در چهار دمای ۴۲۳، ۴۴۸، ۴۷۳ و ۴۹۸ K انجام شد. نمونه‌ای از نتایج این آزمون‌ها برای هر دو آلیاژ در دماهای ۴۴۸ و ۴۹۸ K، در شکل ۵ مشاهده می‌شوند. گرچه هر یک از منحنی‌ها مرحله گذرای خزش اولیه را به وضوح نشان نمی‌دهند؛ اما همگی ناحیه وسیعی از خزش پایدار، ضمن کاهش ارتفاع در خزش فشاری و افزایش عمق فرورفتگی در خزش فروروندگی، را با گذشت زمان نشان می‌دهند.



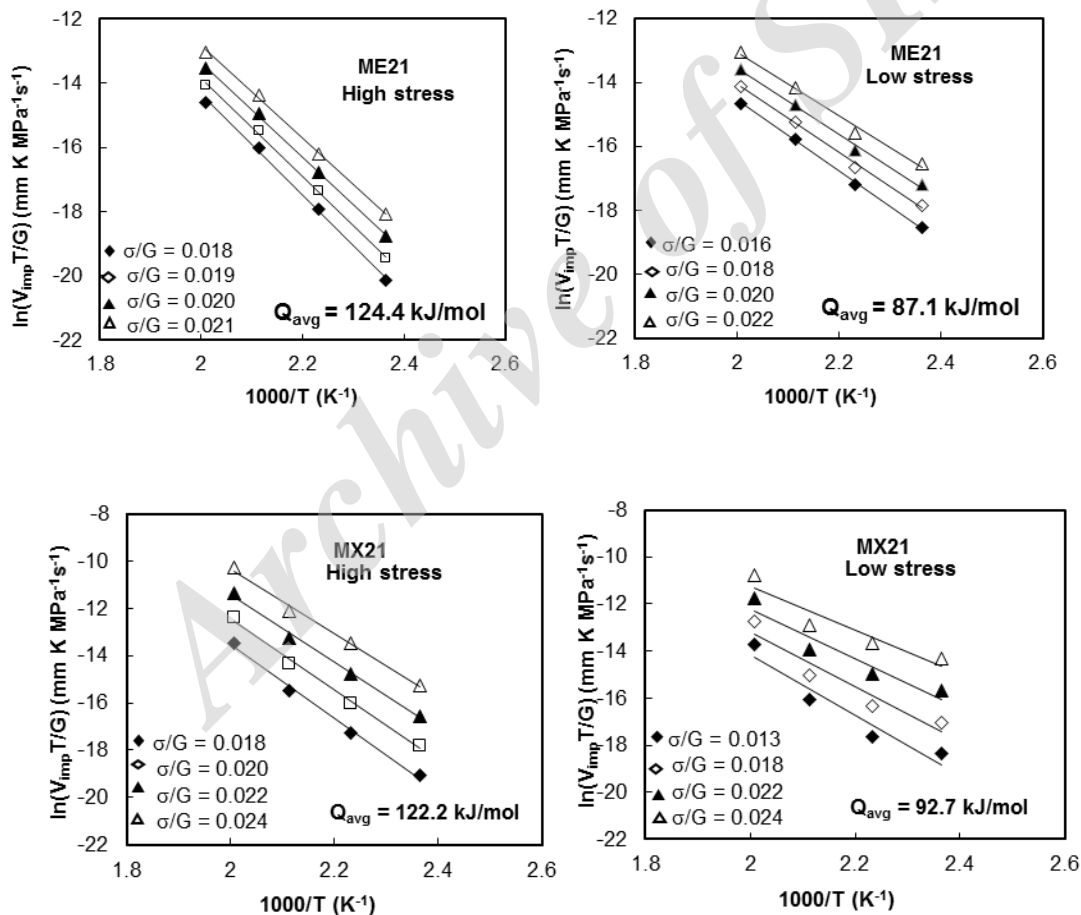
شکل ۵- منحنی های عمق فرو رفته بر حسب زمان برای آلیاژ های ME21 و MX21 در دماهای ۴۴۸ و ۴۹۸ کلوین

کرنش و یا فروروندگی حداقل بر حسب معکوس دما در مقیاس نیمه لگاریتمی مطابق شکل ۷ نیز مقادیر انرژی فعال سازی نیز محاسبه گردیده اند. مقدار انرژی فعال سازی در آلیاژ ME21 در سطح تنش های پایین و بالا به ترتیب $87/1$ kJ/mol و $124/4$ kJ/mol و مقدار انرژی فعال سازی در آلیاژ MX21 در سطح تنش های پایین و بالا به ترتیب $92/7$ kJ/mol و $122/2$ kJ/mol محاسبه شده است. مقادیر توان تنش و انرژی فعال سازی آلیاژ های حاوی کلسیم و RE در جدول ۴ ملاحظه می شوند.

با استفاده از منحنی های سرعت تغییر شکل و یا فروروندگی بر حسب تنش در مقیاس لگاریتمی، مطابق شکل ۶ توان تنشی آزمون خزش محاسبه گردیده است. در این آلیاژها تغییرات شدید در توان تنش حکایت از دو رژیم متفاوت در دو محدوده تنش های پایین و بالا دارد. مقادیر توان تنش در محدوده تنش های پایین آلیاژ ME21 بین $5/2-6/0$ و در محدوده تنش های بالا بین $13/8-10/6$ است. همچنین مقادیر توان تنش در محدوده تنش های پایین آلیاژ MX21 بین $4/9-6/0$ و در محدوده تنش های بالا بین $10/6-12/7$ است. با استفاده از شیب سرعت



شکل ۶- نمایش لگاریتمی سرعت فرو رفتن همسان شده به دما بر حسب تنش همسان شده به مدول برشی برای آلیاژهای ME21 و MX21



شکل ۷- نمایش نیمه لگاریتمی سرعت تغییر شکل همسان شده با دما بر حسب معکوس دما برای آلیاژهای ME21 و MX21 در سطوح تنشی مختلف جهت محاسبه انرژی محرکه خزش

جدول ۴- مقادیر توان تنش و انرژی فعالسازی آلیاژها ME21 و MX21 حاصل از آزمون خزش فروروندگی

تنش بالا			تنش پایین			ماده
مکانیزم پیشنهادی	Q_{avg} , kJ/mol	n	مکانیزم پیشنهادی	Q_{avg} , kJ/mol	n	
خزش نابجایی ها	۱۲۴/۴	۱۰/۶-۱۳/۸	صعود نابجایی ها کنترل شونده از طریق نفوذ از هسته نابجایی ها	۸۷/۱	۵/۲-۶/۰	ME21
	۱۲۲/۲	۱۰/۶-۱۲/۷		۹۲/۷	۴/۹-۶/۰	MX21

می‌دهد. به طور مثال، انرژی فعالسازی نزدیک به انرژی فعالسازی نفوذ در خود نشان دهنده فرآیند تغییر شکلی است که تحت کنترل نفوذ در خود صورت می‌گیرد. در صورتی که اگر این انرژی بین ۰/۵ تا ۰/۸ انرژی فعال-سازی نفوذ در خود باشد فرآیند تغییر شکل با نفوذ اتم‌ها از مرزخانه‌ها^۲ و هسته نابجایی‌ها^۴ کنترل می‌شود. مکانیزم خزش در فلزات خالص با توان تنش در محدوده ۴-۶ و انرژی فعالسازی معادل انرژی فعالسازی نفوذ در خود، صعود نابجایی لبه‌ای گزارش شده است. در دماهای پایین-تر مکانیزم نفوذ از طریق هسته نابجایی‌ها با توان تنش در محدوده ۶-۸ و انرژی فعالسازی معادل انرژی فعالسازی نفوذ از طریق هسته نابجایی مکانیزم غالب بیان شده است. اعتقاد بر این است که در شرایط توان تنش برابر ۳ در دماهای بالا و ۵ در دماهای پایین و انرژی فعالسازی معادل انرژی فعالسازی معادل نفوذ اتمهای محلول و نفوذ از طریق هسته نابجایی‌ها مکانیزم غالب خزش، لغزش ویسکوز نابجایی‌ها می‌باشد [۲۲]. نتایج تحقیقات انجام شده بر روی تعدادی از آلیاژهای محلول جامد توسط محمد و لنگدن^۵ وجود یک ناحیه انتقال بین این دو مکانیزم را تحت شرایطی نشان می‌دهند [۲۳]. آن‌ها با

مقدار تجربی توان تنشی به همراه انرژی فعالسازی می‌توانند اطلاعات مفیدی در مورد مکانیزم خزشی حاکم بر تغییر شکل خزشی، ارائه دهند. به طور کلی خزش نفوذی با توان تنش برابر با ۱ و لغزش مرز دانه‌ای با توان تنش برابر با ۲ شناسایی می‌شوند [۱۹ و ۱۸]. در برابر مکانیزم‌های خزش نفوذی، مکانیزم‌های خزش نابجایی مطرح می‌شوند؛ هنگامی که توان تنش برابر با سه بدست آید پیشنهاد می‌شود که تغییر شکل خزشی بوسیله لغزش ویسکوز نابجایی‌ها^۱ کنترل می‌شود. این در حالی است که هنگامی که توان تنش برابر با پنج باشد گفته می‌شود که خزش بوسیله صعود نابجایی‌ها کنترل شده و شکل‌گیری زبردانه‌ها یکی از مشخصه‌های این مکانیزم می‌باشد [۲۰]. هنگامی که توان تنش برابر با ۸ می‌شود باور بر این است که خزش مانند حالت توان تنش ۵، بوسیله صعود نابجایی‌ها کنترل می‌شود [۲۰]. در این حالت، افزایش توان تنش از ۵ به ۸ به حضور ذرات فاز دوم نسبت داده می‌شود [۲۱]. تغییرات در توان تنش و افزایش آن به مقدارهای بالا معمولاً با عنوان انحراف از قانون توانی^۲ شناخته می‌شود [۲۲].

انرژی فعالسازی حرارتی نیز اطلاعات تکمیلی در مورد فرآیند کنترل‌کننده خزش در اختیار محققان قرار

2 -Power-Law Breakdown (PLB)
3 -Grain Boundary Diffusion
4- Pipe Diffusion
5- Mohamed and Langdon

1 - Viscous Glide of Dislocations

با نرماله کردن داده‌های سرعت خزش فروروندگی نسبت به مدول برشی (G) و ضریب نفوذ از طریق هسته نابجایی-ها و رسم آن‌ها بر حسب تنش نرماله شده با مدول برشی در مورد هر دو آلیاژ، در شکل ۹ انجام شد. با استفاده از معادلات (۲-۳ و ۲-۲) و با فرض $K = 2.5$ و $C = 1$ (بر اساس یافته‌های چوو و لی^۲ [۱۲]، σ_{imp} و V_{imp} به ترتیب به σ و $\dot{\epsilon}$ تبدیل شدند. با این کار، همان‌گونه که در شکل ۹ ملاحظه می‌گردد، در یک مقیاس لگاریتمی، داده‌های همسان شده نرخ خزش فروروندگی برای هر آلیاژ بر هم منطبق می‌شوند. به علاوه در این دیاگرام جدید و با ادغام کلیه داده‌ها نیز، وجود دو محدوده متفاوت در محدوده تنش‌های کم و زیاد، به خوبی مشهود است. توان تنش ۶-۵ و ۱۲-۱۰ در محدوده تنش‌های پایین و بالا مشخصه‌های اصلی رفتار خزشی هر دو ماده هستند. همچنین می‌توان بدرستی استنباط کرد که توان‌های تنشی مشابهی با نتایج قبلی گزارش می‌شوند و هیچ تفاوتی بین نرخ‌های خزش همسان شده و در محدوده تنش‌های مشابه وجود ندارد. ضریب همبستگی بالای بدست آمده در محدوده تنش‌های پایین، پس از همسان‌سازی به ضریب نفوذ از طریق هسته نابجایی‌ها، مؤید این نکته است که رفتار خزشی در این محدوده با صعود نابجایی‌ها از طریق نفوذ از هسته نابجایی‌ها کنترل می‌گردد.

به منظور درکی وسیع‌تر از رفتار خزشی آلیاژهای مورد بررسی در این تحقیق، منحنی‌های سه بعدی سرعت کرنش و سرعت فرو روندگی همسان شده با دما به عنوان تابعی از تنش همسان شده به مدول برشی و عکس دما در شکل ۱۰ نمایش داده شده است. همان‌گونه که در این نمودارهای سه بعدی دیده می‌شود، داده‌های خزشی به صورت رویه‌ای گزارش می‌شوند که نرخ خزش حداقل را برای کلیه دماها و تنش‌ها بیان می‌کند. به وضوح نشان داده می‌شود که نرخ خزش مقدار کمینه‌ای در پایین‌ترین دما و تنش و مقداری بیشینه در بالاترین دما و تنش دارد.

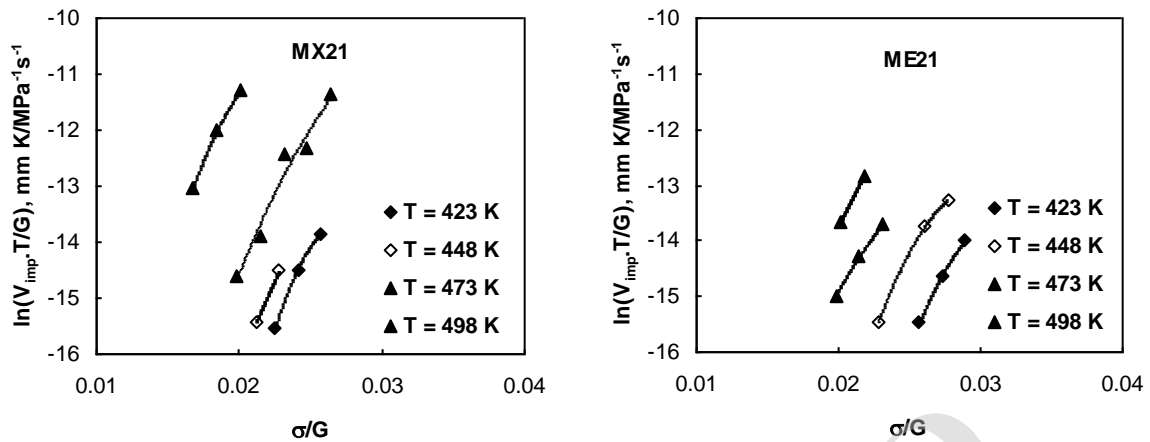
توجه دقیق به طبیعت فرآیندهای صعود و لغزش معیاری برای تغییر شکل با مکانیزم لغزش ویسکوز برای آلیاژ Al-3%Mg گزارش کرده‌اند. سپس یآوری و لنگدن [۲۴] نشان دادند که لغزش ویسکوز (کلاس A) در آلیاژهای محلول جامد و در تنش‌هایی بالاتر از یک حد مشخص اتفاق می‌افتد و نیز انتقالی دیگر به مکانیزم صعود نابجایی (کلاس M) در هر دو محدوده تنش‌های پایین و بالا وجود دارد. در محدوده تنش‌های بالا معمولاً انحرافی از قانون توانی به چشم می‌خورد. در این شرایط توان‌های تنش معمولاً بزرگ‌تر از ۶ بوده و نرخ خزش به صورت نمایی با تنش اعمالی تغییر می‌کند [۲۵ و ۲۲].

در محدوده تنش‌های بالا، رفتار خزشی آلیاژ با مشخصه‌های $n = 10/6 - 13/8$ و $Q = 124/4 \text{ kJ/mol}$ برای آلیاژ ME21 و $n = 10/6 - 12/7$ و $Q = 122/2 \text{ kJ/mol}$ برای آلیاژ MX21 که نزدیک به مقدار انرژی محرکه نفوذ در خود منیزیم است، بیان می‌گردد. توان‌های تنش بالاتر از ۶ معمولاً به نقض قانون توانی نسبت داده شده‌اند [۲۶]. اگرچه این شرایط ظاهراً با یافته‌های این تحقیق مطابقت دارد؛ لکن توجه به این نکته ضروری است که در شرایط نقض قانون توانی رفتار خزشی بجای تفسیر با یک رابطه توانی، با یک رابطه نمایی بیان می‌گردد [۲۳ و ۲۶]. احتمال وجود شرایط نقض قانون توانی با رسم داده‌های محدوده تنش‌های بالا به صورت نیمه لگاریتمی، مطابق شکل ۸، بررسی شد. همان‌گونه که در این شکل‌ها ملاحظه می‌گردد، سرعت فرورفتن فرورونده به صورت نمایی با افزایش تنش، افزایش می‌یابند که وجود شرایط نقض قانون توانی را رد می‌نماید. بنابراین می‌توان نتیجه گرفت که احتمالاً در محدوده تنشی دوم نیز قانون توانی برقرار است و مکانیزم غالب، خزش نابجایی‌ها^۱ می‌باشد.

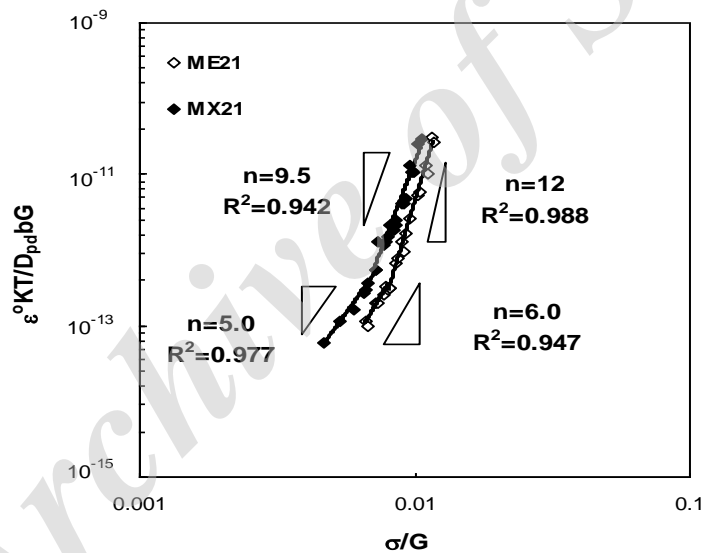
با اعتقاد به این نکته که نفوذ از طریق هسته نابجایی‌ها مکانیزم غالب در محدوده تنش‌های پایین است، تصمیم گرفته شد که اثر ضریب نفوذ حذف شود. این کار

2 - Chu and Li

1 - Dislocation creep



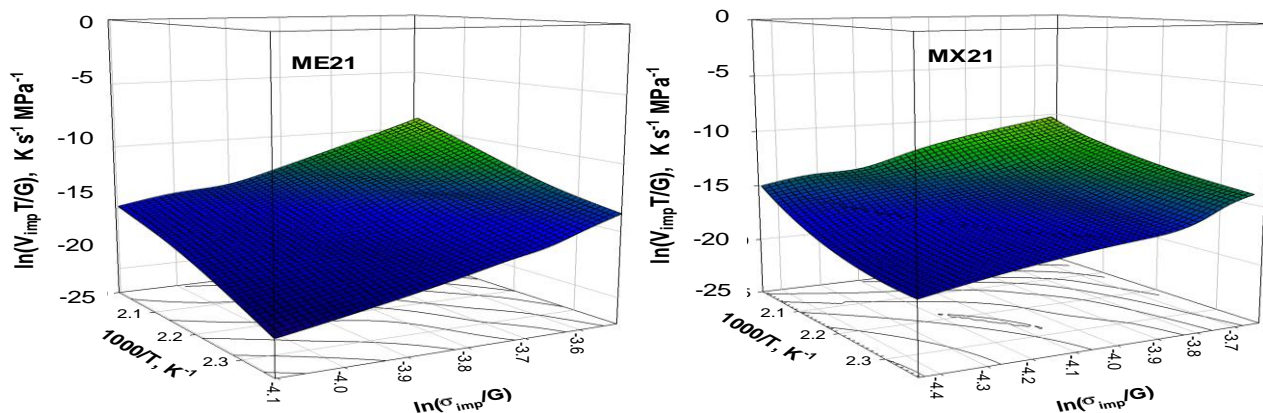
شکل ۸- نمایش نیمه لگاریتمی سرعت فرو رفتن نرماله شده به دما بر حسب تنش نرماله شده به مدول برشی در دماهای مختلف



شکل ۹- نمایش لگاریتمی نرخ کرنش نرماله شده با مدول برشی و ضریب نفوذ از طریق هسته نابجایی ها بر حسب تنش نرماله شده با مدول برشی برای تمام داده های خزشی

ها و انرژی فعالسازی نزدیک به نفوذ از طریق هسته نابجایی های منیزیم، مکانیزم غالب عمل کننده، صعود نابجایی ها تحت کنترل نفوذ از طریق هسته نابجایی ها و در محدوده تنشی زیاد با توان تنشی بالا و انرژی فعالسازی نزدیک به انرژی فعالسازی نفوذ در خود منیزیم، خزش نابجایی ها، مکانیزم های غالب پیشنهادی باشند.

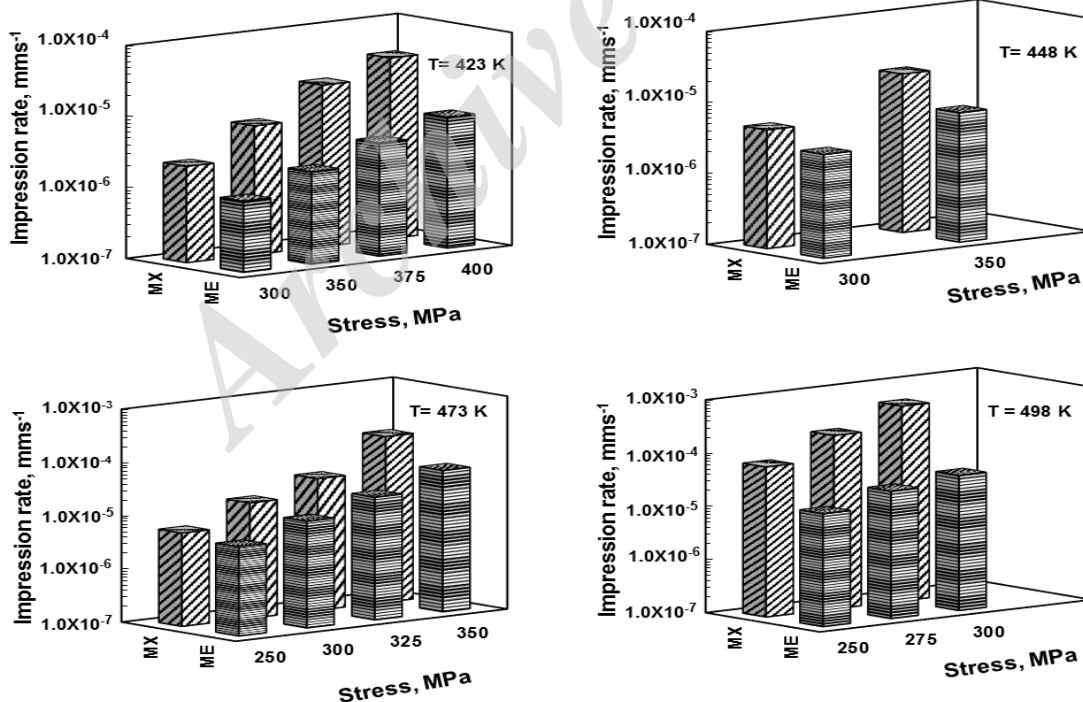
با توجه به مطالب ارائه شده پیرامون نحوه تشخیص مکانیزم خزش و نتایج گزارش شده مشابه در مقالات علمی [۲۲] می توان استنباط نمود، در هردو آلیاژ ME21 و MX21 دو مکانیزم خزشی در محدوده تنشی کم و زیاد فعال است؛ به گونه ای که به نظر می رسد در محدوده تنشی کم با توان های تنشی در محدوده ی صعود نابجایی-



شکل ۱۰- منحنی‌های سه بعدی سرعت فروروندگی همسان شده به دما بر حسب تنش همسان شده به مدول برشی و عکس دما

آلیاژ MX21 بهبود یافته است. مقاومت خزشی بهتر آلیاژ ME21 را می‌توان به شکل‌گیری فازهای پایدار حرارتی $Mg_{17}RE_2$ و $Mg_{12}RE$ و ضریب نفوذ پایین تر RE در زمینه Mg، نسبت به Ca دانست [۱۶]. بنابراین ترکیب فازهای $Mg_{17}RE_2$ و $Mg_{12}RE$ می‌توانند به طور موثر خواص مکانیکی دمای بالا آلیاژهای Mg را افزایش دهند.

به منظور مقایسه رفتار خزشی آلیاژهای مورد بحث، مقدار حداقل نرخ فروروندگی در خزش فروروندگی در چهار دمای مورد آزمایش و سطوح تنشی مختلف برای آلیاژهای ME21 و MX21، توسط نمودار ستونی در شکل ۱۱ نشان داده شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، در تمامی دماها مقاومت خزشی آلیاژ ME21 نسبت به



شکل ۱۱- مقایسه حداقل نرخ فروروندگی در سطوح تنشی مختلف برای آلیاژهای ME21 و MX21 در دماهای مختلف

نتیجه گیری

در پژوهش حاضر، اثر افزودن عناصر نادر خاکی و کلسیم بر تحولات ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار خزشی آلیاژهای ME21 و MX21 بررسی شد و نتایج زیر حاصل شد:

۱. ریزساختار آلیاژ ME21 حاوی ترکیبات بین فلزی $Mg_{12}RE$ و $Mg_{17}RE_2$ در زمینه α -Mg است. نرم شوندگی فاز زمینه در دمای بالا با اثر استحکام - بخشی فازهای مقاوم جبران می شود و زمینه α -Mg می تواند عامل انتقال نیروی خزش به ذرات پایدار و مقاوم موجود در ریزساختار باشد.
۲. ریزساختار آلیاژ MX21 حاوی ترکیب بین فلزی Mg_2Ca در زمینه α -Mg است. در این آلیاژ Ca سبب ریزدانه شدن شده است که این خود سبب افزایش استحکام شده است و مقاومت به خزش تا حدودی بهبود یافته است.

۳. در بررسی رفتار خزشی آلیاژهای ME21 و MX21 رفتار ثابتی مشاهده نشد، بلکه رفتار خزشی آلیاژ به دو محدوده تنشی مختلف تقسیم گردید. در محدوده تنشی کم، توان تنشی بین ۴-۶ و انرژی فعالسازی نزدیک به انرژی فعالسازی نفوذ از طریق هسته نابجایی های منیزیم ($Q_{pd} = 95 \text{ kJ/mol}$) و مکانیزم خزش صعود نابجایی ها کنترل شده از طریق هسته نابجایی ها است و در محدوده تنشی زیاد، توان تنشی بین ۱۰-۱۳ و انرژی فعالسازی نزدیک به انرژی فعالسازی نفوذ در خود منیزیم ($Q_{td} = 135 \text{ kJ/mol}$) و مکانیزم غالب، خزش نابجایی ها می باشد.
۴. مقایسه کلی انجام شده میان آلیاژهای مورد تحقیق آلیاژ ME21 را به عنوان آلیاژ مقاوم تر در برابر خزش و دما معرفی کرد؛ اما به صورت کلی دو آلیاژ ME21 و MX21 تا حدود زیادی رفتار مشابه نشان داده اند.

References:

- [۱] غ.ج. حسنی و ر. محمودی، "معادله بنیادی تغییرشکل Mg-4Sn-1Ca گرم ورق منیزیمی"، فصلنامه علمی - پژوهشی مواد نوین، جلد ۵، شماره ۲، صفحات ۱-۱۰، سال ۱۳۹۳.
- [2] J. Wang, R. Lu, D. Qin, X. Huang, and F. Pan, "A study of the ultrahigh damping capacities in Mg-Mn alloys", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 560, 2013, pp. 667-671.
- [3] I.J. Polmear, *Light Alloys, Metallurgy of light metals*, 3rd ed., Arnold, London, 1995.
- [4] Y.C. Lee, A.K. Dahle, and D.H. St John, "The role of solute in grain refinement of magnesium", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, Vol. 31, pp. 2895-2906.
- [5] Y. Lü, Q. Wang, X. Zeng, W. Ding, C. Zhai, and Y. Zhu, "Effects of rare earths on the microstructure, properties and fracture behavior of Mg-Al alloys", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 278, 1999, pp. 66-76.
- [6] W. Qudong, L. Yizhen, Z. Xiaoqin, D. Wenjiang, Z. Yanping, L. Qinghua, and L. Jie, "Study on the fluidity of AZ91+xRE magnesium alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 271, 1999, pp. 109-115.
- [7] B. Kondori, and R. Mahmudi, "Impression creep characteristics of a cast Mg alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 40A, 2009, pp. 2007-2015.
- [8] R. Mahmudi, Sh. Ansary, and M. J. Esfandyarpour, "Indentation creep of the

wrought AZ31 magnesium alloy", *Journal of Materials Science*, Vol. 47, 2012 pp. 7181–7188.

[9] A. R. Geranmayeh, and R. Mahmudi, "Indentation creep of a cast Mg–6Al–1Zn–0.7Si alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 614, 2014, pp. 311-318.

[10] A. R. Geranmayeh, and R. Mahmudi, "Compressive and impression creep behavior of a cast Mg–Al–Zn–Si alloy", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 139, 2013, pp. 79-86.

[11] N. Kashefi, and R. Mahmudi, "The microstructure and impression creep behavior of cast AZ80 magnesium alloy with yttrium additions", *Materials and Design*, Vol. 39, 2010, pp. 200–210.

[12] S.N.G. Chu and J.C.M. Li, "Impression creep; a new creep test", *Journal of Materials Science*, Vol. 12, 1977, pp. 2200-2208.

[13] J.C.M. Li, "Impression creep and other localized tests", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 322, 2002, pp. 23-42.

[14] B.P. Zhang, L. Geng, L.J. Huang, X.X. Zhang and C.C. Dong, "Enhanced mechanical properties in fine-grained Mg-1.0Zn-0.5Ca alloys prepared by extrusion at different temperatures", *Scripta Materialia*, Vol. 63, 2010, pp. 1024-1027.

[15] I. Maxwell, and A. Hellawell, A Simple Model for Grain Refinement during Solidification, *Acta Metallurgica*, Vol. 23, 1975, pp. 229-237.

[16] F. Naghdi, and R. Mahmudi, "The microstructure and creep characteristics of cast Mg–4Zn–0.5Ca and Mg–4Zn–0.5Ca–2RE alloys", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 610, 2014, 315–325.

[17] Y. chino, M. Kobata, H. Iwasaki, and M. Mabuchi, "Tensile properties From Room Tempurture to 673 K of Mg-0.9% mass Ca Alloy containing Lamella Mg₂Ca", *Materials Science*, Vol. 43, 2002, pp 2643-2646.

[18] P. Zhang, B. Watzinger, and W. Blum, "Changes in microstructure and deformation resistance during creep of the die-cast Mg–Al–Base alloy AZ91hp at intermediate temperatures up to 150 °C", *Physica Status Solidi A*, Vol. 175, 1999, pp. 481-487.

[19] T.G. Langdon, "Identifiying creep mechanisms at low stresses", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 283, 2000, pp. 266–273.

[20] S. Takeochi, and A.S. Argon, "Review, steady-state creep of single-phase crystalline matter at high temperature", *Journal of Materials Science*, Vol. 11, 1976, pp. 1542-1566.

[21] O.D. Sherby, and E.M. Taleff, "Influence of grain size, solute atoms and second-phase particles on creep behavior of polycrystalline solids", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 322, 2002, pp. 89–99.

[22] O.D. Sherby, and P.M. Burke, "Mechanical behavior of crystalline solids at elevated temperature", *Progress in Materials Science*, 1968, Vol. 13, pp. 323-390.

[23] F.A. Mohamed, and T.G. Langdon, "The transition from dislocation climb to viscous glide in creep of solid solution alloys", Vol. 22, 1974, pp. 779-788.

[24] P. Yavari, and T.G. Langdon, "An examination of the breakdown in the creep by viscous glide in solid solution alloys at high stress levels", Vol. 30, 1982, pp. 2181-2196.

[25] S.V. Raj, "Power-law and exponential creep in class M materials: discrepancies in experimental observations and implications for creep modeling", Materials Science and Engineering A, Vol. 322, 2002, pp. 132-147.

[26] T. Reinikainen, and J. Kivilahti, "Deformation behavior of dilute SnBi(0.5 to 6 at. Pct) solid", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 30, 1999, pp. 123-132.

Archive of SID