

بررسی رفتار کارگرم در آلیاژ Mg-7.1Gd-2.8Y-1.3Nd-0.4Zn(wt%) با استفاده از رابطه سینوس هایپربولیک و نقشه‌های فرآیندی

احسان رضایی خیبری^۱ و غلامرضا ابراهیمی^{۲*}

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۸/۰۶/۰۱، ش.ص: ۷۶-۶۱، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۹/۰۲/۰۹)

چکیده

افزودن عناصر نادر خاکی به آلیاژهای منیزیم، موجب توسعه آلیاژهای Mg-RE شده که دارای نسبت استحکام به وزن بالایی بوده و در صنایع هوا-فضا و اتومبیل‌سازی کاربرد دارند. از طرفی یکی از محدودیت‌های توسعه و بکارگیری انواع آلیاژهای منیزیم، تغییر شکل مومسان آن‌ها به واسطه ساختار هگزاگونال فشرده (HCP) آن‌هاست. هدف از این تحقیق، بررسی رفتار کارگرم و توسعه مدل بنیادی آلیاژ منیزیم Mg-7.1Gd-2.8Y-1.3Nd-0.4Zn(wt%) است. بدین منظور آزمایش‌های فشارگرم بر روی آلیاژ اکستروود شده در دماهای ۴۷۵°C-۴۰۰°C و نرخ کرنش‌های $1s^{-1}$ - $0.01s^{-1}$ با کرنش حداکثری ۰/۶ طراحی و انجام شد. تحلیل منحنی‌های فشارگرم بر اساس روابط بنیادی نشان داد که مقدار پارامترهای توان تنش (n) و انرژی محرکه (Q) آلیاژ به ترتیب برابر با ۴/۹۲ و $307/42 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ است. با استفاده از رابطه سینوس هایپربولیک تنش سیلان آلیاژ پیش‌بینی شد و نشان داده شد که مدل‌سازی کارگرم آلیاژ به صورت مناسبی قابل انجام است. با استفاده از مدل دینامیکی مواد نقشه‌های فرآیندی آلیاژ رسم شد و با ریزساختارهای بدست آمده تطبیق داده شد. نقشه‌های فرآیندی، دو منطقه امن برای شکل‌دهی شامل (۱) دمای ۴۷۵°C و نرخ کرنش $0.01s^{-1}$ و (۲) دماهای ۴۶۰°C-۴۲۵°C و نرخ کرنش‌های $0.05s^{-1}$ - $0.005s^{-1}$ را پیشنهاد داد که با وقوع و توسعه تبلور مجدد دینامیکی (DRX) همراه بوده است. همچنین یک منطقه ناامن نسبتاً وسیع در دماهای زیر ۴۲۵°C برای آلیاژ مورد تحقیق شناسایی گردید.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ Mg-RE، تغییرشکل گرم، معادله سینوس هایپربولیک، نقشه‌های فرآیندی، ریزساختار.

۱- دانشجوی دکترا، گروه مهندسی مواد و پلیمر، دانشکده مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری،

۲- دانشیار، گروه مهندسی مواد و پلیمر، دانشکده مهندسی، دانشگاه حکیم سبزواری،

۳- دانشیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

*- نویسنده مسئول مقاله: ebrahimi@sttu.ac.ir , ebrahimi@um.ac.ir

پیشگفتار

آلیاژهای منیزیم به سبب چگالی پایین، نسبت استحکام به وزن بالا، قابلیت جذب انرژی زیاد و ریختگی مناسب در صناعی مانند هوا-فضا و خودروسازی مورد اهمیت و توجه قرار گرفته‌اند [۱، ۲]. از طرفی یکی از محدودیت‌های اساسی در تولید و به‌کارگیری انواع آلیاژهای منیزیم، شکل‌پذیری محدود آن‌ها به واسطه ساختار هگزاگونال فشرده (HCP) است. به نحوی که انواع تغییرشکل تنها در دماهای بالا امکان‌پذیر می‌باشد. در واقع با افزایش دما، علاوه بر کاهش تنش بحرانی لازم برای فعالیت سیستم قاعده‌ای، سایر سیستم‌های لغزش منیزیم از قبیل منشوری و هرمی نیز فعال می‌شوند [۳]. از طرف دیگر، تغییرشکل در دماهای بالا با توسعه تبلور مجدد دینامیکی (DRX) همراه است. این پدیده که با ایجاد دانه‌های جدید و عاری از عیب و رشد آن‌ها در ریزساختار رخ می‌دهد، علاوه بر کاهش تنش لازم برای شکل‌دهی، موجب تولید ساختارهای ریزدانه در قطعه نهایی شده و بر خواص مکانیکی و بافت تاثیرگذار است [۳، ۴].

برای دستیابی به عملیات ترمومکانیکی مناسب، باید پارامترهای مهم کارگرم از قبیل دما، نرخ کرنش، کرنش و نوع تغییرشکل کنترل شود. این مهم با تعریف پارامتر زبر-هولمان و با استفاده از تحلیل روابط بنیادی، نقشه‌های فرآیندی و معادلات آوارامی قابل انجام است [۵-۸]. در واقع ایجاد یک رابطه صحیح بین پارامترهای کارگرم (دما، نرخ کرنش و کرنش) با تنش سیلان و ارتباط آن‌ها با پدیده‌های حاکم بر کارگرم منجر به درک بهتری از روند تغییرشکل گرم خواهد داشت، هرچند این موضوع با پیچیدگی همراه است. بدین منظور از انواع روش‌های تحلیلی و عددی برای مدل‌سازی کارگرم انواع آلیاژها استفاده می‌شود [۹، ۱۰]. در این بین رابطه سینوس هایپربولیک در بازه گسترده‌ای از شرایط کارگرم قابلیت کاربرد دارد. همچنین نقشه‌های فرآیندی که بر اساس مدل دینامیکی مواد توسعه یافته‌اند، به عنوان ابزاری سودمند برای تعیین شرایط مناسب و امن در حین کارگرم صنعتی انواع آلیاژها شناخته می‌شوند.

در مقایسه با آلیاژهای متداول منیزیم مانند سری AZ (Mg-Al-Zn)، و سری AM (Mg-Al-Mn)، آلیاژهای منیزیم بر اساس عناصر نادرخاکی (Rare Earth) از قبیل سیستم‌های Mg-Gd/Y، Mg-Gd/Y-Nd، و Mg- و

RE-Zn به سبب استحکام بالاتر در دماهای پایین و دماهای بالا توسعه یافته‌اند [۱، ۱۱]. به علاوه در این سیستم‌های آلیاژی، با کاهش دما حد انحلال عناصر نادر خاکی (Y، Gd) و Nd) در محلول منیزیم کاهش یافته و آلیاژ توانایی پیرسختی را با ایجاد فازهای LPSO و بتا، نشان می‌دهد [۱]. ۱۲-۱۴. تحقیقات بعدی نشان داد که افزودن هدمند عناصر نادرخاکی و بهینه‌سازی فرآیندهای تولید، می‌تواند منجر به بروز خواص مکانیکی فوق‌العاده‌ای در این دسته شود؛ به عنوان مثال استحکام تسلیم و نهایی در آلیاژ اکسترود شده AZ31 به ترتیب برابر با ۲۰۱ MPa و ۲۶۴ MPa گزارش شده است [۱۵]. در صورتیکه در آلیاژ اکسترود شده $Mg-1.8Gd-1.8Y-0.7Zn-0.16Zr (mol\%)$ خواص مذکور به ترتیب به ۴۷۳ MPa و ۵۴۲ MPa افزایش یافته است [۱۶].

محمودی و همکاران [۱۷] اثر افزایش عنصر Zn را بر رفتار کارگرم آلیاژهای $Mg-2Gd-xZn$ مطالعه کردند و نشان دادند که با افزایش عنصر روی، بازه مناسب برای شکل‌دهی بهبود می‌یابد. لی و همکاران [۱۸] رفتار کارگرم آلیاژ ریختگی Mg-RE را بررسی کردند و نشان دادند که رسوبات LPSO موجب کاهش تبلور مجدد در حین تغییرشکل می‌شوند. سایر گزارشات [۱۹، ۲۰] نشان داد که در آلیاژهایی با کسر بالای رسوبات ریز و سوزنی LPSO، تبلور مجدد کاهش یافته است، در حالیکه در اطراف رسوبات درشت LPSO دانه‌های جدید با مکانیزم جوانه‌زنی متأثر از رسوبات (PSN) تشکیل شده‌اند. کارگرم آلیاژ $Mg-Y-Gd-Zr$ نشان داد که با کاهش حجم رسوبات بتا، ریزساختار DRX شده بیش‌تر شده و تغییرشکل با عیوب کمتری رخ می‌دهد [۲۱]. منطقه امن و ناامن برای کارگرم یک آلیاژ ریختگی Mg-RE با استفاده از نقشه‌های فرآیندی تعیین و تحلیل شد [۲۲].

تحقیقات منتشر شده عموماً به بررسی رفتار کارگرم در آلیاژهایی با ترکیب شیمیایی ساده پرداخته و پدیده‌های کارگرم در آلیاژهای پیچیده‌تر و در حضور فازهای متعدد کم‌تر مورد دقت قرار گرفته است. همچنین مدل‌سازی کارگرم این آلیاژها جهت درک رفتار تغییرشکل آن‌ها کم‌تر بررسی شده است. هدف از تحقیق حاضر، بررسی رفتار و مدل‌سازی تغییرشکل گرم یک آلیاژ کاربردی از نوع Mg-RE با استفاده از روابط بنیادی و نقشه‌های فرآیندی است. بدین منظور آلیاژ

بررسی آلیاژ اولیه

در شکل ۱ تصاویر SEM از نمونه‌های ریختگی، همگن شده و اکسترود شده در بزرگنمایی‌های مختلف ($100\times$ ، $1k\times$ و $3k\times$) نمایش داده شده است. همان‌گونه که در شکل ۱-الف، ب مشاهده می‌شود، ریزساختار نمونه ریختگی به صورت دندریتی بوده و کسر حجمی بالایی از رسوبات ثانویه (حدود ۱۸٪ حجمی) در نواحی بین بازوهای دندریت قرار گرفته‌اند. رسوبات مذکور دارای اندازه نسبتاً درستی بوده و مورفولوژی بی‌نظمی دارند که حاکی از تشکیل آن‌ها در آخرین مراحل انجماد دارد. همچنین با دقت در نواحی بین‌دندریتی و مقایسه آن با مناطق داخل دندریت، جدایش عنصری قابل توجهی در آلیاژ ریختگی مشاهده می‌شود (به شکل ۱-ب مراجعه شود). نقشه اشعه X از عناصر تشکیل دهنده آلیاژ (Mg, Y, Zn, Nd) از تصویر شکل ۱-ج تهیه شد و نتایج بدست آمده در شکل ۲ ارایه گردید. همان‌گونه که در شکل ۲ مشاهده می‌شود، عناصر آلیاژی نه تنها در داخل رسوبات ثانویه بلکه در زمینه آلیاژ نیز حضور دارند. در واقع عناصر آلیاژی علاوه بر مشارکت در تشکیل رسوبات ثانویه، در زمینه آلیاژ نیز پخش شده‌اند، هرچند غلظت آن‌ها در نواحی بین بازوهای دندریت نسبت به نواحی داخل دندریت بیش‌تر است، مخصوصاً در عناصر سنگین‌تر (Y, Gd و Nd) که با وضوح بیشتری مشاهده می‌شود (شکل ۲). عدم پخش یکسان عناصر آلیاژی که منجر به جدایش عناصر شده است، به علت سرد شدن غیرتعادلی آلیاژ در حین انجماد است. از این رو به نظر می‌رسد که انجام عملیات همگن‌سازی بر آلیاژ ریختگی لازم و ضروری باشد. همچنین با دقت در نقشه عنصر منیزیم (شکل ۲) مشاهده می‌شود که این عنصر در زمینه آلیاژ تجمع کرده است؛ اما قسمتی از آن در رسوبات ثانویه نیز حضور دارد. این موضوع نشان می‌دهد که رسوبات ثانویه غنی از عناصر Mg, Y, Zn و Gd, Nd هستند. از رسوبات مذکور در نمونه ریختگی (نقطه A) آنالیز EDS تهیه شد و نتایج آن در جدول ۲ آورده شده است. از نتایج آنالیز انجام شده به همراه سایر منابع منتشر شده [۲۰، ۲۳] استنتاج می‌شود که این رسوبات از نوع کلی $Mg5RE$ (فاز بتا) هستند.

مورد نظر ریختگی، همگن‌سازی و اکسترود شد. در ادامه آزمایش‌های فشارگرم در شرایط مختلف بر روی نمونه کار شده انجام شد. سپس رفتار کارگرم آلیاژ با استفاده رابطه سینوس هایپربولیک مدل‌سازی و با رسم نقشه‌های فرآیندی و بررسی ریزساختاری تحلیل گردید.

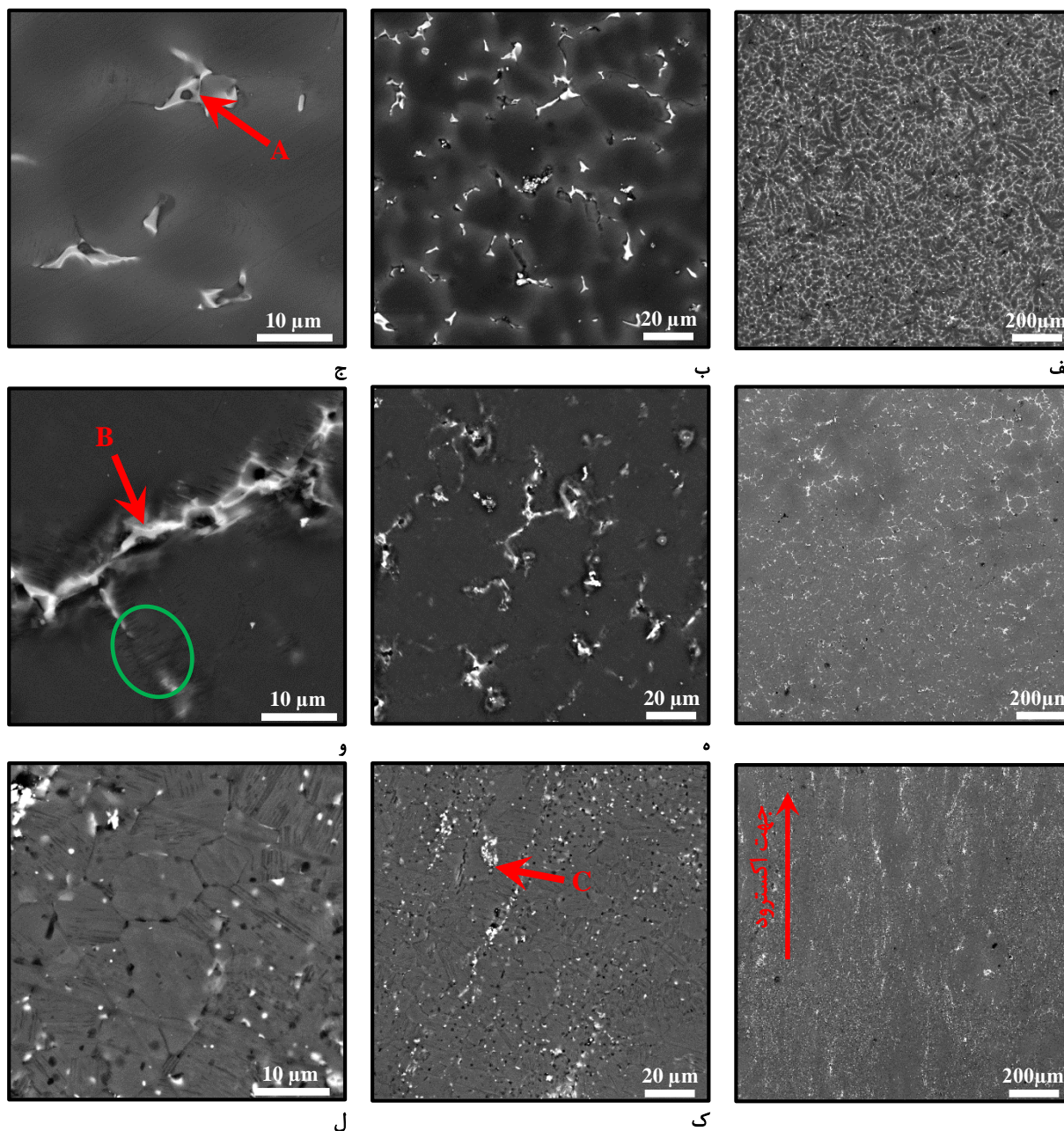
مواد و روش‌ها

آلیاژ مورد نظر پس از توزین عناصر منیزیم (Mg)، گادولینیوم (Gd)، ایتریوم (Y)، روی (Zn) و نیودیمیوم (Nd)، با استفاده از یک کوره الکتریکی محافظت شده با گاز خنثی با ترکیب SF_6+Ar ذوب شد. عملیات ریختگی مذاب در یک قالب فولادی پیش‌گرم شده در حدود دمای $250^\circ C$ انجام شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ ریخته‌گری شده با استفاده از تکنیک پلاسمای جفت القایی (ICP) بررسی شد و نتایج بر حسب درصد وزنی در جدول ۱ آورده شده است. سپس عملیات همگن‌سازی در دمای $520^\circ C$ و زمان ۱۲ ساعت در کوره الکتریکی با گاز محافظ آرگون انجام شد و سپس نمونه در آب سریعاً سرد شد. عملیات اکسترود گرم در دمای $480^\circ C$ و با سرعت $0.5/1\text{ mm/min}$ و نسبت ۹:۱ انجام شد و قطعه اکسترود شده در هوا سرد شد که به عنوان آلیاژ اولیه نام‌گذاری شد. به منظور بررسی رفتار کارگرم آلیاژ اولیه از آزمایش‌های فشارگرم در دماهای $475^\circ C - 400^\circ C$ و نرخ کرنش‌های $1-1s^{-1}$ تا $100s^{-1}$ و تا کرنش حقیقی ۰/۶ طراحی و انجام شد. آزمایش‌های فشارگرم توسط دستگاه $Zwick/Roell (Z250)$ مجهز به کوره مقاومتی با دقت $\pm 5^\circ C$ انجام شد. هر نمونه بعد از رسیدن به دمای مورد نظر به مدت ۵ دقیقه در آن دما نگهداری شد و بعد از آزمایش فشارگرم به سرعت در آب سرد شد. نمونه‌ها بعد از عملیات آماده‌سازی و پولیش‌کاری با محلول پیکرال اچ شدند. بررسی‌های ریزساختاری با میکروسکوپ نوری مدل Olympus-X51 و میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FE-SEM) مدل TESCAN-MIRA3 انجام شد. آنالیزهای کمی از تصاویر ریزساختاری با نرم افزار Image J انجام شد.

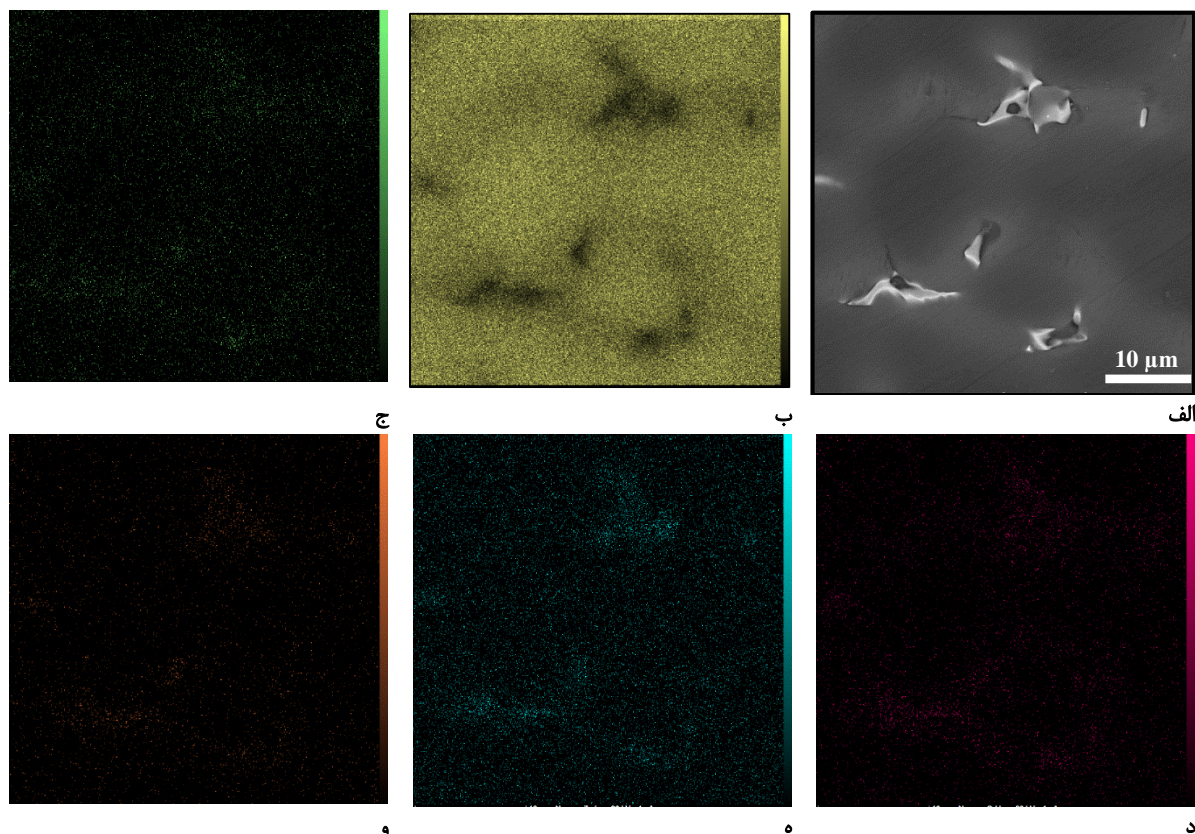
نتایج و بحث

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ ریخته‌گری شده بر حسب درصد اتمی و درصد وزنی

عنصر	Gd	Y	Nd	Zn	Mg
درصد وزنی	۷/۱	۲/۸	۱/۳	۰/۴	باقیمانده



شکل ۱- تصاویر ریزساختاری از نمونه‌های ریخته‌گی (الف، ب، ج)، همگن شده (د، ه، و) و اکستروود شده (ز، ک، ل) در بزرگنمایی‌های مختلف



شکل ۲- الف) تصویر SEM از نمونه ریختگی به همراه نقشه اشعه X از عناصر ب) منیزیم (Mg)، ج) ایتریوم (Y)، د) گادولینیوم (Gd)، ه) روی (Zn)، و) نیودیمیوم (Nd)

جدول ۲- نتیجه آنالیز EDS بر حسب درصد اتمی از نقاط A، B و C مشخص شده در شکل ۱

(Mg+Zn)/RE	RE	Mg+Zn	Zn	Nd	Y	Gd	Mg	
۶/۲	۱۳/۷	۸۶/۳	۱/۴۱	۳/۳۴	۳/۶۱	۶/۷۱	۸۴/۹۳	نقطه A
۴/۶	۱۷/۹	۸۲/۱	۱/۳۶	۰/۶۲	۳/۹۳	۱۳/۳۷	۸۰/۷۲	نقطه B
۵/۹	۱۴/۴	۸۵/۶	۱/۶۵	۳/۹۴	۳/۱	۷/۳۹	۸۳/۹۲	نقطه C

سبزرنگ) که با توجه به مورفولوژی سوزنی شکل آن‌ها و گزارشات منتشر شده [۲۳، ۲۴] از نوع فاز LPSO است. علت تشکیل این فاز که با ترکیب کلی $Mg_{12}(RE, Zn)$ گزارش شده [۲۵] به حضور عنصر Zn در ترکیب شیمیایی آلیاژ مرتبط است (جدول ۱).

تصاویر ریزساختاری ارائه شده در شکل (۱-ز، ک) نشان می‌دهد که رسوبات ثانویه در حین عملیات اکستروژن گرم در راستای جهت اکستروژن قرار گرفته و بعضی از آن‌ها خرد شده‌اند. آنالیز EDS از نقطه C (شکل ۱-ک) نشان می‌دهد که این رسوبات نسبتاً درشت از نوع بتا هستند که از عملیات همگن‌سازی در ریزساختار باقی‌مانده‌اند (مراجعه شود به شکل ۱-د). در تصاویر شکل ۱-ک و شکل ۱-ل، دانه‌های متبلور شده

از تصویر ارائه شده از نمونه همگن‌شده (شکل ۱-د) مشاهده می‌شود که کسر حجمی رسوبات ثانویه کاهش یافته و به مقدار تقریبی ۷٪ حجمی رسیده است. نتایج آنالیز EDS از نقطه B که در جدول ۲ آورده شده نشان می‌دهد که این رسوب نیز از نوع بتا بوده است. در واقع با عملیات همگن‌سازی قسمت زیادی از رسوبات بتا در زمینه انحلال یافته است. همچنین در شکل (۱-ه) مشاهده می‌شود که با اعمال همگن‌سازی، جدایش عنصری در قسمت‌های بین بازوهای دندردیتی تا حد زیادی بر طرف شده است که مبین پخش مناسبی از عناصر آلیاژی است. همچنین در نمونه همگن‌شده و در بزرگنمایی بالاتر (شکل ۱-و) رسوباتی ریزی در اطراف رسوبات بتا مشاهده می‌شود (مشخص شده با دایره

$$\dot{\epsilon} = A_2 \sigma^{n_1} \quad (3)$$

که در آن‌ها A_2 و A_3 ثوابت و همچنین β و n_1 به ترتیب پارامترهای وابسته به دما هستند. با گرفتن لگاریتم طبیعی از معادلات بالا، روابط زیر بدست می‌آید:

$$\ln(\dot{\epsilon}) = \ln(A_3) + \beta \sigma \quad (4)$$

$$\ln(\dot{\epsilon}) = \ln(A_2) + n_1 \ln(\sigma) \quad (5)$$

تغییرات $\ln(\dot{\epsilon}) - \ln(\sigma_{0.6})$ و $\ln(\dot{\epsilon}) - \sigma_{0.6}$ در دماهای مختلف در شکل ۴-الف و ب نشان داده شد. مقدار پارامترهای β و n_1 که از شیب متوسط در دماهای مختلف بدست می‌آید، به ترتیب برابر با ۰/۱۲ و ۶/۷۴ است. با توجه به این‌که پارامتر α طبق معادله (۶) تعریف می‌شود [۲۶]، مقدار آن در کرنش ۰/۶ برابر با ۰/۱۷۸ محاسبه شد.

$$\alpha = \beta/n_1 \quad (6)$$

در ادامه با گرفتن لگاریتم طبیعی از رابطه سینوس هایپربولیک (معادله (۱)) خواهیم داشت:

$$\ln(\dot{\epsilon}) = \ln(A) + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (7)$$

بر اساس معادله (۷) و در هر دمای تغییرشکل، تغییرات $\ln(\dot{\epsilon})$ بر حسب $\ln[\sinh(\alpha\sigma_{0.6})]$ رسم شد (شکل ۴-ج) و با عبور معادله خطی از داده‌ها و میانگین‌گیری در دماهای مختلف، مقدار n برابر با ۴/۹۲ بدست آمد. همچنین مقدار انرژی محرکه با میانگین‌گیری از شیب تغییرات $\ln[\sinh(\alpha\sigma_{0.6})]$ بر حسب $1000/RT$ در هر نرخ کرنش بدست آمد (شکل ۴-د) که مقدار متوسط Q برابر با $307/42 \text{ kJ.mol}^{-1}$ محاسبه شد. طبق رابطه سینوس هایپربولیک تغییرات پارامتر $\ln Z$ بر حسب $\ln[\sinh(\alpha\sigma_{0.6})]$ ترسیم شد (شکل ۴-ه). این شکل نشان می‌دهد که رابطه بنیادی مذکور به صورت نسبتاً مناسبی توانایی مدل‌سازی کارگرم آلیاژ مورد تحقیق را دارد. همچنین رابطه بنیادی برای کارگرم آلیاژ مورد تحقیق طبق معادله (۸) بدست آمد:

$$\dot{\epsilon} = \exp(47.55)[\sinh(0.0178\sigma)]^{4.92} \exp\left(\frac{-36974}{T}\right) \quad (8)$$

با قطر تقریبی برابر با $10 \mu\text{m}$ مشاهده می‌شود که ناشی از تبلور مجدد در حین عملیات اکستروژن آلیاژ هستند. طبق شکل ۱-ل، رسوبات فاز LPSO در تعدادی از دانه‌های متبلور شده مشاهده می‌شوند، همچنین رسوبات ریزی از فاز بتا در داخل دانه و یا مرزخانه‌ها مشاهده می‌شوند. با توجه به ریز بودن هر دو نوع رسوب (بتا و LPSO)، به نظر می‌رسد که تشکیل آن‌ها در حین عملیات اکستروژن و یا در حین سرد شدن در هوا باشد.

منحنی‌های کارگرم و روابط بنیادی

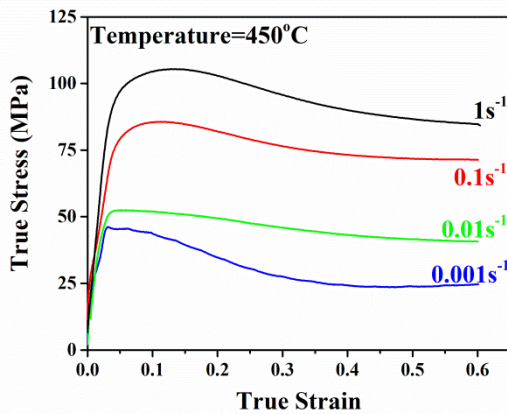
منحنی‌های تنش حقیقی-کرنش حقیقی برای آلیاژ اکستروژن شده در بازه گسترده‌ای از دما و نرخ کرنش در شکل (۳ الف، ب) ارائه شده است. همان‌گونه که از منحنی‌های ارائه شده مشاهده می‌شود، تغییرات تنش به شدت به پارامترهای کارگرم (دما و نرخ کرنش) وابسته است. در هر شرایط تغییرشکل، مقدار تنش سیلان ابتدا افزایش یافته (مرحله کارسختی) و پس از نقطه بیشینه (Peak point) که معادل با آغاز مرحله کار نرمی است، کاهش می‌یابد. لازم به ذکر است که تنها در بعضی از شرایط کارگرم مانند $1-0.1\text{s}^{-1}-475^\circ\text{C}$ و $1-0.1\text{s}^{-1}-450^\circ\text{C}$ ، مقدار تنش به مقدار ثابتی رسیده است که موید شرایط حالت پایدار در حین کارگرم است [۷]، [۸]. همچنین مقدار تنش سیلان در نقطه پیک به صورت کلی با افزایش دما و یا کاهش نرخ کرنش، کاهش یافته است (شکل ۳-ج).

رابطه بنیادی سینوس هایپربولیک (معادله (۱)) جهت تعیین رفتار کارگرم بسیاری از فلزات و آلیاژها و در بازه وسیعی از دما، نرخ کرنش و کرنش به کارگرفته می‌شود [۵، ۸]:

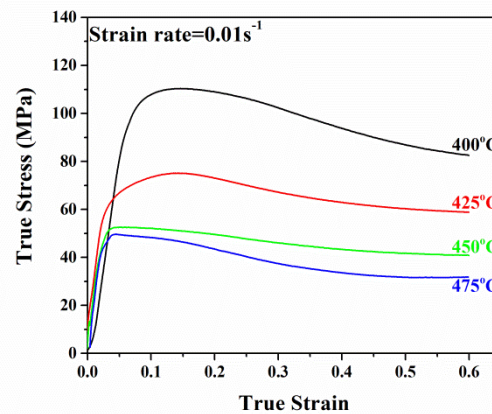
$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (1)$$

دما و نرخ کرنش است. همچنین دو پارامتر E و T که در آن به ترتیب توان تنش و انرژی محرکه Q و n مهم کارگرم یعنی ثوابت α و A (ثابت جهانی گازها)، R هستند. به علاوه معادله‌اند. در این قسمت به محاسبه پارامترهای مهم و استخراج روابط بنیادی در کرنش ۰/۶ پرداخته شد. جهت از روابط اکسپونشیالی (معادله (۲)) و توانی α تعیین پارامتر (معادله (۳)) استفاده می‌شود [۲۶].

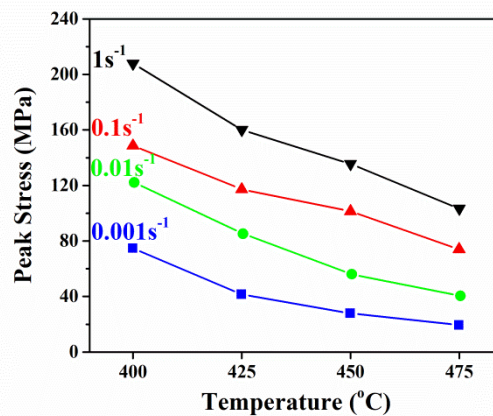
$$\dot{\epsilon} = A_3 \exp(\beta\sigma) \quad (2)$$



ب



الف

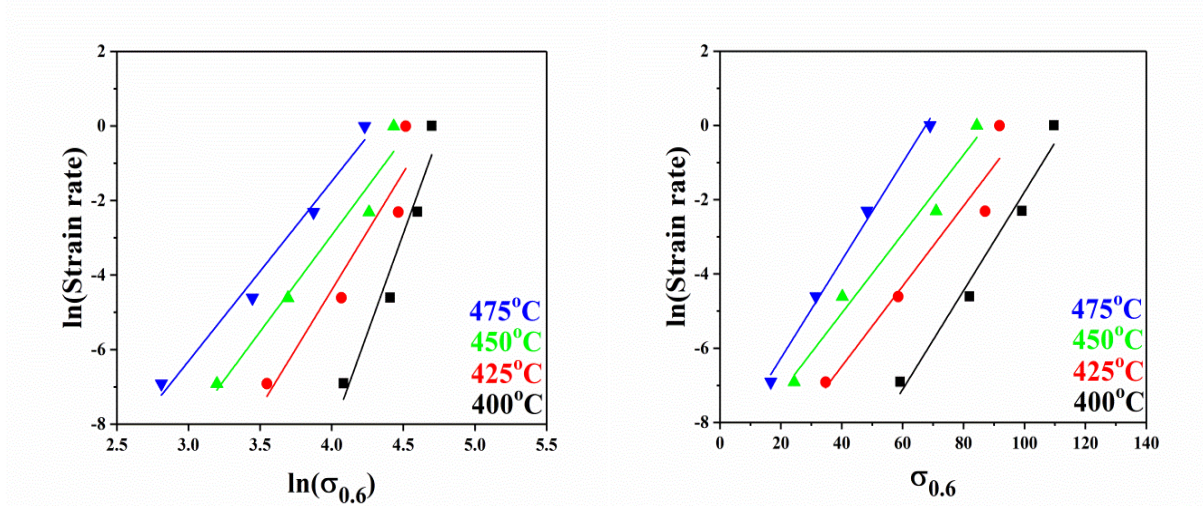


ج

شکل ۳- منحنی‌های تنش حقیقی- کرنش حقیقی در الف) نرخ کرنش 0.01 s^{-1} ، ب) دمای 450°C ، ج) تغییرات تنش پیک بر حسب دما و نرخ کرنش

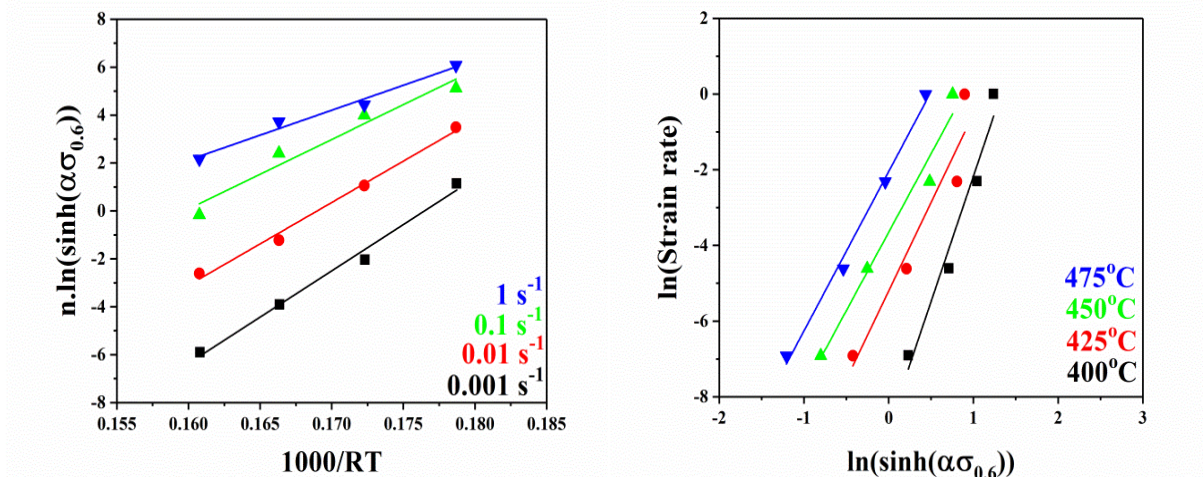
پارامترهای مهم کارگرم (n ، Q) در کرنش‌های دیگر (۰/۱۵ الی ۰/۶) به طرق مشابه محاسبه و نتایج بدست آمده در جدول ۳ ارائه شد. همان‌گونه که از اطلاعات این جدول مشاهده می‌شود، مقدار توان تنش در بازه ۴/۵۶ الی ۷/۲۲ قرار دارد که با مقادیر بدست آمده در آلیاژهای $\text{Mg-5.8Y-2Zn-0.3Zr(wt\%)}$ $Q=348/4$ (۳۲)، $\text{Mg-6.9Gd-3.2Y-1.5Zn-0.5Zr(wt\%)}$ $Q=359$ (۳۳) نزدیک است. به نظر می‌رسد که مقدار بالای عناصر آلیاژی در زمینه محلول جامد زمینه منیزیم و همچنین وجود رسوبات ثانویه از قبیل فاز بتا و رسوبات LPSO با سخت کردن کارگرم آلیاژ، موجب افزایش انرژی مورد نیاز جهت تغییر شکل گرم آن شده باشند. چنین رفتاری در تغییر شکل گرم آلیاژهای Mg-RE و آلیاژهای حاوی استرانسیوم و کلسیم به حضور رسوبات نسبت داده شده است [۳۳-۳۵].

پارامترهای مهم کارگرم (n ، Q) در کرنش‌های دیگر (۰/۱۵ الی ۰/۶) به طرق مشابه محاسبه و نتایج بدست آمده در جدول ۳ ارائه شد. همان‌گونه که از اطلاعات این جدول مشاهده می‌شود، مقدار توان تنش در بازه ۴/۵۶ الی ۷/۲۲ قرار دارد که با مقادیر بدست آمده در آلیاژهای $\text{Mg-8.90Gd-5.11Y-3.10Zn-0.47Zr(wt\%)}$ $n=6/93$ (۲۷)، $\text{Mg-13.5Gd-3.2Y-2.3Zn-0.5Zr(wt\%)}$ $n=5/6$ (۲۸) و $\text{Mg-9Gd-4Y-0.6Zr(wt\%)}$ $n=4/31$ (۲۹) نزدیک است. گزارش شده است [۳۰] که توان تنش (n) در بازه ۴ الی ۷ مکانیزم کنترل شده با صعود نابجایی را نشان می‌دهد. همچنین مقدار Q بدست آمده در آلیاژ مورد تحقیق در بازه $307/42$ الی $478/15$ kJ.mol^{-1} قرار دارد که بسیار بیش‌تر از مقدار انرژی محرکه نفوذ منیزیم در خود



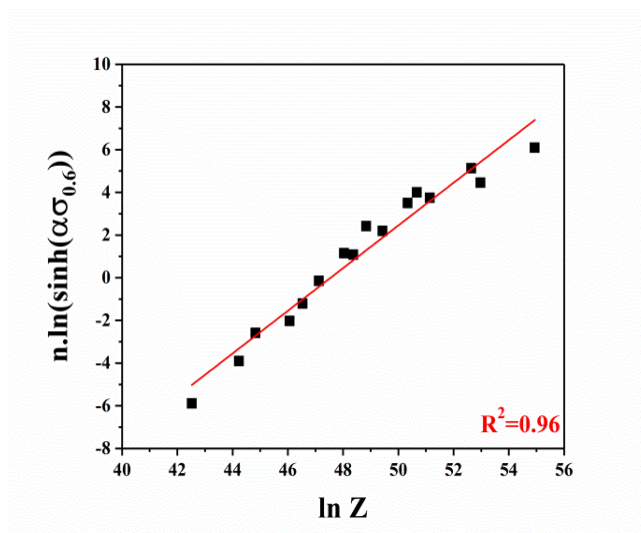
ب

الف



د

ج



ه

شکل ۴- الف) تغییرات $\ln(\dot{\epsilon})$ بر حسب $\sigma_{0.6}$ ، ب) تغییرات $\ln(\dot{\epsilon})$ بر حسب $\ln(\sigma_{0.6})$ ، ج) تغییرات $\ln(\dot{\epsilon})$ بر حسب $n \cdot \ln[\sinh(\alpha \sigma_{0.6})]$ ، د) تغییرات $n \cdot \ln[\sinh(\alpha \sigma_{0.6})]$ بر حسب $1000/RT$ ، ه) تغییرات $n \cdot \ln[\sinh(\alpha \sigma_{0.6})]$ بر حسب $\ln Z$ طبق رابطه سینوس هایپربولیک

جدول ۳- مقدار پارامترهای کارگرم (n و Q) در آلیاژ مورد تحقیق در کرنش‌های مختلف

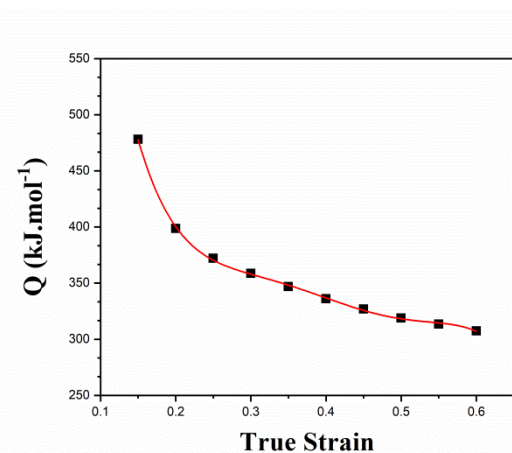
کرنش									
۰/۱۵	۰/۲	۰/۲۵	۰/۳	۰/۳۵	۰/۴	۰/۴۵	۰/۵	۰/۵۵	۰/۶
۷/۲۲	۵/۵۲	۴/۹۵	۴/۷۱	۴/۶۰	۴/۵۶	۴/۵۹	۴/۶۷	۴/۷۸	۴/۹۲
۴۷۸/۱۵	۳۹۸/۶۹	۳۷۲/۰۶	۳۵۸/۶۳	۳۶۴/۸۰	۳۳۶/۰۶	۳۲۶/۸۷	۳۱۸/۹۰	۳۱۲/۵۰	۳۰۷/۴۲
n									
Q (kJ.mol ⁻¹)									

مدل سازی و پیش‌بینی تنش سیلان

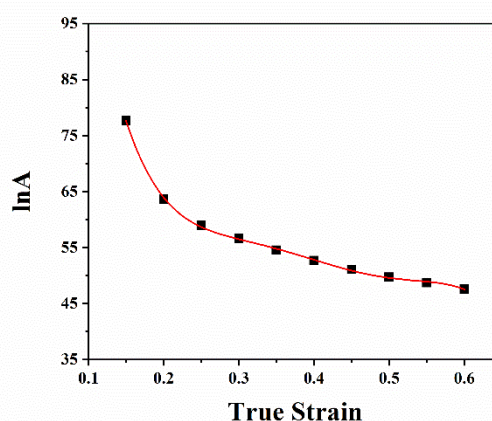
جهت پیش‌بینی تنش سیلان با استفاده از رابطه سینوس هایپربولیک (معادله (۱))، رابطه مذکور به صورت زیر بازنویسی شد:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \sinh^{-1} \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\left(\frac{1}{n} \right)} \right] \quad (9)$$

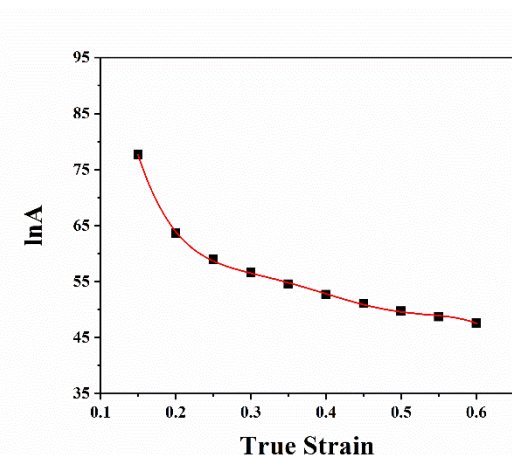
جهت تعیین مقدار σ در هر شرایط کارگرم، باید تغییرات سایر پارامترها (A ، n ، Q و α) در هر کرنش بدست آید. در شکل ۵، تغییرات پارامترهای مذکور بر حسب کرنش نشان داده شد. جهت رابطه‌مهندسی بین پارامترهای کارگرم بر حسب کرنش، از معادله پلی‌نومینال با توان ۵ استفاده شد [۳۶، ۳۷] (معادلات (۱۰) الی (۱۳)). ثوابت این معادله برای هر پارامتر در جدول ۴ ارائه شد.



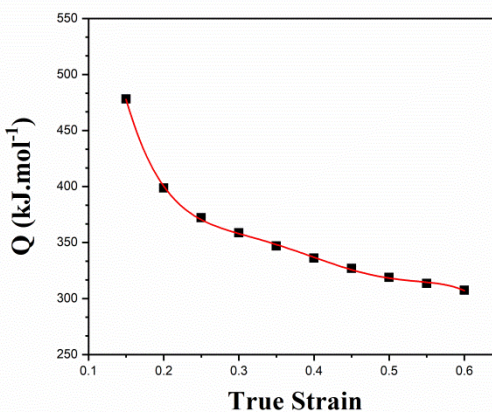
ب



الف



د



ج

شکل ۵- تغییرات پارامترهای الف (α ، ب) n ، ج) انرژی محرکه (Q)، د) $\ln A$ بر حسب کرنش

جدول ۴- مقدار ثوابت معادلات پلی نومیال توان ۵ برای پارامترهای α و Q و $\ln A$

α	n	Q	$\ln A$
$B_0 = 0.0046$	$C_0 = 29.61$	$D_0 = 1621$	$E_0 = 279$
$B_1 = 0.0767$	$C_1 = -306.18$	$D_1 = -16044$	$E_1 = -2820$
$B_2 = -0.3025$	$C_2 = 1505.6$	$D_2 = 81811$	$E_2 = 14371$
$B_3 = 0.7515$	$C_3 = -3685.8$	$D_3 = -206646$	$E_3 = -36273$
$B_4 = -0.9612$	$C_4 = 4457.7$	$D_4 = 254831$	$E_4 = 44719$
$B_5 = 0.4921$	$C_5 = -2116.6$	$D_5 = -122562$	$E_5 = -21512$

با استفاده از پارامترهای آماری R2 و درصد ARRE که طبق روابط زیر تعریف می‌شوند بررسی شد.

$$R = \frac{\sum_{i=1}^N (\sigma_{exp}^i - \sigma_{exp}^m) (\sigma_p^i - \sigma_p^m)}{\sqrt{\sum_{i=1}^N (\sigma_{exp}^i - \sigma_{exp}^m)^2 (\sigma_p^i - \sigma_p^m)^2}} \quad (14)$$

$$AARE\% = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N |(\sigma_{exp}^i - \sigma_p^i) / \sigma_{exp}^i| * 100 \quad (15)$$

که در آن‌ها N تعداد داده‌ها بوده و σ_{exp}^i و σ_p^i به ترتیب برابر با تنش تجربی و تنش پیش‌بینی شده‌اند. همچنین σ_{exp}^m و σ_p^m نیز معرف متوسط تنش‌های تنش تجربی و پیش‌بینی شده می‌باشند. بر این اساس، پارامترهای R2 و ARRE برای رابطه سینوس هایپربولیک به ترتیب برابر با ۰/۹۶ و ۹/۵۴ بدست آمد که حاکی از آن است که مدل‌سازی کارگرم آلیاژ مورد تحقیق تا حد زیادی قابل قبول است.

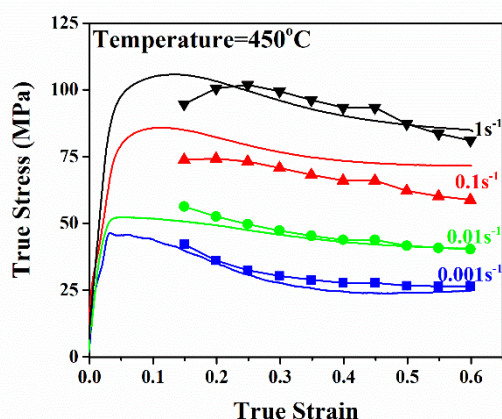
$$\alpha = B_0 + B_1 \varepsilon + B_2 \varepsilon^2 + B_3 \varepsilon^3 + B_4 \varepsilon^4 + B_5 \varepsilon^5 \quad (10)$$

$$n = C_0 + C_1 \varepsilon + C_2 \varepsilon^2 + C_3 \varepsilon^3 + C_4 \varepsilon^4 + C_5 \varepsilon^5 \quad (11)$$

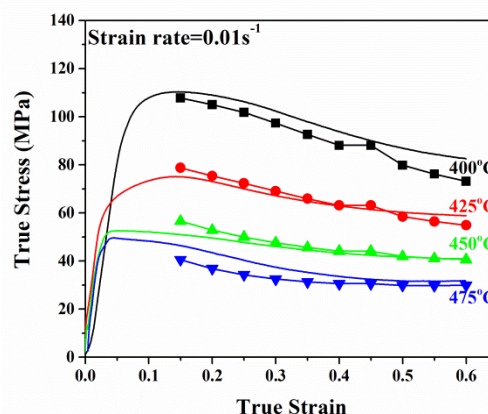
$$Q = D_0 + D_1 \varepsilon + D_2 \varepsilon^2 + D_3 \varepsilon^3 + D_4 \varepsilon^4 + D_5 \varepsilon^5 \quad (12)$$

$$\ln A = E_0 + E_1 \varepsilon + E_2 \varepsilon^2 + E_3 \varepsilon^3 + E_4 \varepsilon^4 + E_5 \varepsilon^5 \quad (13)$$

در نهایت تنش سیلان پیش‌بینی شده در هر کرنش بر اساس معادله (۹) بدست آمد و با نتایج تجربی مقایسه شد (شکل ۶ الف و ب) همانطور که در این منحنی‌ها مشاهده می‌شود، تنش پیش‌بینی شده در شرایط مختلف تقریباً با نتایج حاصل از آزمایش تجربی مشابهت و قرابت دارد. جهت مقایسه و درک بهتر از توانایی مدل‌سازی بر اساس رابطه سینوس هایپربولیک، تغییرات تنش پیش‌بینی شده بر حسب تنش‌های تجربی در شکل ۷ ارایه شده است. قابلیت پیش‌بینی این روش



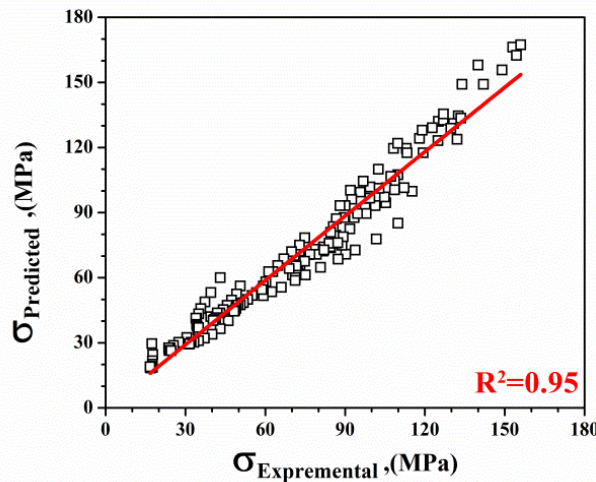
ب



الف

شکل ۶- تنش پیش‌بینی شده توسط روش سینوس هایپربولیک (نقطه-خط) به همراه تنش‌های تجربی (خط)

برای آلیاژ مورد تحقیق در الف) نرخ کرنش 0.01 s^{-1} ، ب) دمای 450°C



شکل ۷- تغییرات تنش پیش‌بینی شده توسط روش سینوس هایپربولیک بر اساس تنش تجربی در آلیاژ مورد تحقیق

جهت رسم نقشه بازدهی مصرف انرژی تغییرات $\log(\sigma)$ بر حسب $\log(\dot{\epsilon})$ در ۴ دمای مورد آزمایش و برای کرنش نهایی، کرنش ۰/۶، رسم شد. با فرض این‌که منحنی‌های حاضر از معادله پلی‌نومینال با توان ۳ پیروی می‌کنند [۳۰، ۶]، مقدار شیب در هر نقطه که برابر با میزان m است بدست آمد و سپس طبق معادله (۱۶)، مقدار بازدهی مصرف انرژی (η) در هر شرایط محاسبه شد. نقشه بازده مصرف انرژی از مجموعه داده‌ها و به صورت یک منحنی دو بعدی در شکل ۸-الف ارائه شد. به صورت مشابه با رسم منحنی تغییرات $\partial \log(m/m+1)$ بر حسب $\log(\dot{\epsilon})$ و عبور دادن معادله توان ۳ از آن‌ها، مقدار ξ در هر یک از شرایط بدست آمد و بصورت یک شکل دو بعدی و به عنوان نقشه ناپایداری آلیاژ در کرنش ۰/۶ رسم شد (شکل ۸-ب).

نقشه بازدهی مصرف انرژی (شکل ۸-الف) دو منطقه مناسب با مقدار بالای η را نشان می‌دهد. منطقه I (Domain I) که در دماهای حدود 450°C - 475°C و در نرخ کرنش‌های کم (10^{-1} - 10^{-2} s $^{-1}$) است با بازدهی مصرف انرژی در بیش از ۴۰٪ قرار دارد. میزان بازدهی مصرف انرژی در منطقه II (Domain II) که نسبت به منطقه I با بازه کارگرم وسیعی تری همراه است، در حدود ۴۰ درصد است. گزارش شده است [۴۲، ۶]، زمانی که مقدار η در بازه ۳۵-۵۰ درصد قرار داشته باشد، تبلور مجدد دینامیکی کنترل‌کننده رفتار کارگرم آلیاژ است. در واقع نقشه بازده مصرف انرژی نشان داد که کارگرم آلیاژ در این دو منطقه با تبلور مجدد همراه بوده و

نقشه‌های فرآیندی و ریزساختار تغییر شکل داده شده

نقشه‌های فرآیندی که بر اساس مدل دینامیکی مواد (MMD) توسعه داده شده‌اند، یک ابزار سودمند جهت تعیین شرایط بهینه و همچنین تشخیص شرایط ناپایدار و ناامن برای اعمال انواع عملیات کارگرم هستند [۳۸، ۶]. نقشه فرآیندی از قرار دادن همزمان نقشه بازدهی مصرف انرژی (η -map) و نقشه ناپایداری (ξ -map) بدست می‌آید که به ترتیب با استفاده از روابط زیر تعریف می‌شوند [۳۹، ۶]:

$$\eta = \frac{\frac{m\dot{\epsilon}^{m+1}}{m+1} \Big|_{\dot{\epsilon}_{min}} + \int_{\dot{\epsilon}_{min}}^{\dot{\epsilon}_{min}} m\dot{\epsilon}^m d\dot{\epsilon}}{\frac{\dot{\epsilon}^{(m+1)}}{2}} \quad (16)$$

$$\xi = \frac{\partial \log(m/m+1)}{\partial \log \dot{\epsilon}} + m \quad (17)$$

که در آن‌ها m پارامتر حساسیت به نرخ کرنش است و از رابطه زیر بدست می‌آید [۶]:

$$m = \frac{\partial \log \sigma}{\partial \log \dot{\epsilon}} \quad (18)$$

لازم به ذکر است که مقدار بازدهی مصرف انرژی (η) در هر شرایط می‌تواند مبین نوع پدیده غالب در حین تغییر شکل از قبیل DRV، DRX، سوپرپلاستیسیته و یا شکست است. همچنین مقادیر منفی و مثبت پارامتر ξ به ترتیب نشان‌دهنده مناطق ناامن و امن برای کارگرم است [۴۱، ۴۰].

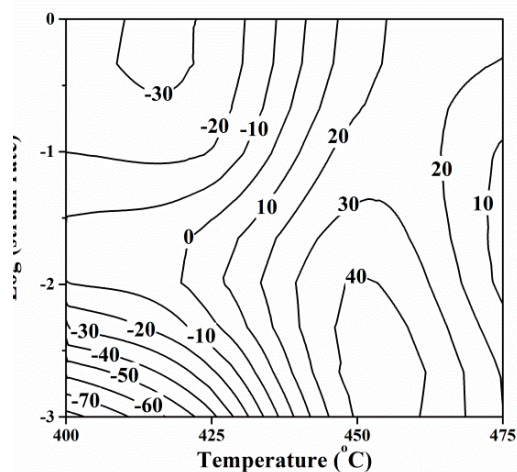
است. ریزساختار تغییرشکل داده شده در این شرایط با حضور دانه‌های متبلور شده در کنار دانه‌های اولیه، که عموماً حاوی رسوبات فاز LPSO هستند، مشاهده شد. نتایج ریزساختارهای ارایه شده در نقاط A و B نشان می‌دهد که مقدار بالای بازده مصرف انرژی در آن‌ها با ریزساختار متبلور شده آن‌ها هماهنگ و معنادار است، در واقع توسعه DRX در این شرایط موجب افزایش پارامتر η در نقشه فرآیندی آلیاژ شده است.

در نقطه C که با شرایط تغییرشکل در $400^{\circ}C-0.1s-1$ معادل است، مقدار η برابر با ۲۰٪ است، تنها دانه‌های بسیار کوچک که ناشی از DRX هستند، مشاهده می‌شود. این تصویر نشان می‌دهد که تبلور مجدد دینامیکی در این شرایط توسعه بسیار محدودی داشته است. در شرایط نقطه C و نقطه B تعدادی از رسوبات LPSO با شکستگی مشاهده می‌شوند که به آن، پدیده Kink اطلاق می‌شود [۱۹] (علامت گذاری شده با فلش قرمز رنگ). در شکل ۹-ل که معادل با نقطه D و شرایط شکل‌دهی در $425^{\circ}C-0.1s-1$ است، ریزساختار بدون تبلور مجدد قابل توجهی است. نتایج ریزساختارهای ارایه شده در نقاط C و D که گواهِ بر DRX محدود است، تطبیق مناسبی با مقدار کم بازده مصرف انرژی در این شرایط دارد. همچنین نقشه فرآیندی نشان می‌دهد که دو شرایط ذکر شده، در منطقه نامن کارگرم قرار دارند. به نظر می‌رسد که عدم توسعه DRX در این دو شرایط موجب منفی شدن پارامتر ξ و ظاهر شدن منطقه نامن در نقشه فرآیندی شده باشد.

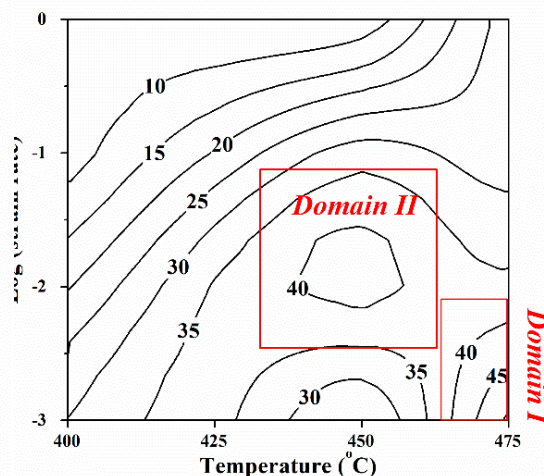
برای اعمال کارگرم مناسب است. نقشه نامنی (شکل ۸-ب) نشان می‌دهد که مقدار ξ در تمام نرخ کرنش‌های انجام شده در دماهای کم‌تر از $425^{\circ}C$ مقداری منفی دارد و از این شرایط به عنوان مناطق نامن یاد می‌شود، هرچند در سایر شرایط مقدار این پارامتر برابر یا بیش‌تر از صفر است و یادآور می‌شود که در این شرایط تغییرشکل به صورت امن است. لازم به ذکر است که میزان پارامتر ξ در دمای $400^{\circ}C$ و نرخ کرنش $0.1s-1$ به مقادیر بسیار پایینی (حدود ۸۰٪-) رسیده است.

با قرار دادن نقشه بازده مصرف انرژی و نقشه نامنی بر روی یکدیگر، نقشه فرآیندی آلیاژ تهیه شد و در شکل ۹ ارایه گردید. لازم به ذکر است که منطقه خاکستری رنگ در این شکل معرف منطقه نامنی ($\xi < 0$) بوده و اعداد روی منحنی‌ها میزان مصرف بازده (η) را نشان می‌دهد. همچنین جهت درک بهتر، تصاویر ریزساختاری مربوط به شرایط مختلف کارگرم که با نقاط A, B, C و D نمایش داده شده است به همراه نقشه فرآیندی آورده شد (شکل ۹).

شکل ۹- الف ریزساختار نمونه تغییرفرم داده شده در شرایط نقطه A ($475^{\circ}C-0.1s-1$) که مقدار پارامتر η در آن برابر با ۵۱٪ است را نشان می‌دهد. در این تصویر، دانه‌های DRX شده با اندازه نسبتاً درشت مشاهده می‌شود که قسمت زیادی از ریزساختار اولیه را پوشانده است. به علاوه کسر حجمی بسیار محدودی از رسوبات فاز LPSO در ریزساختار مربوطه مشاهده می‌شود. در منطقه B که معادل با شرایط $450^{\circ}C-0.1s-1$ بوده، مقدار پارامتر η حدوداً برابر با ۴۰٪

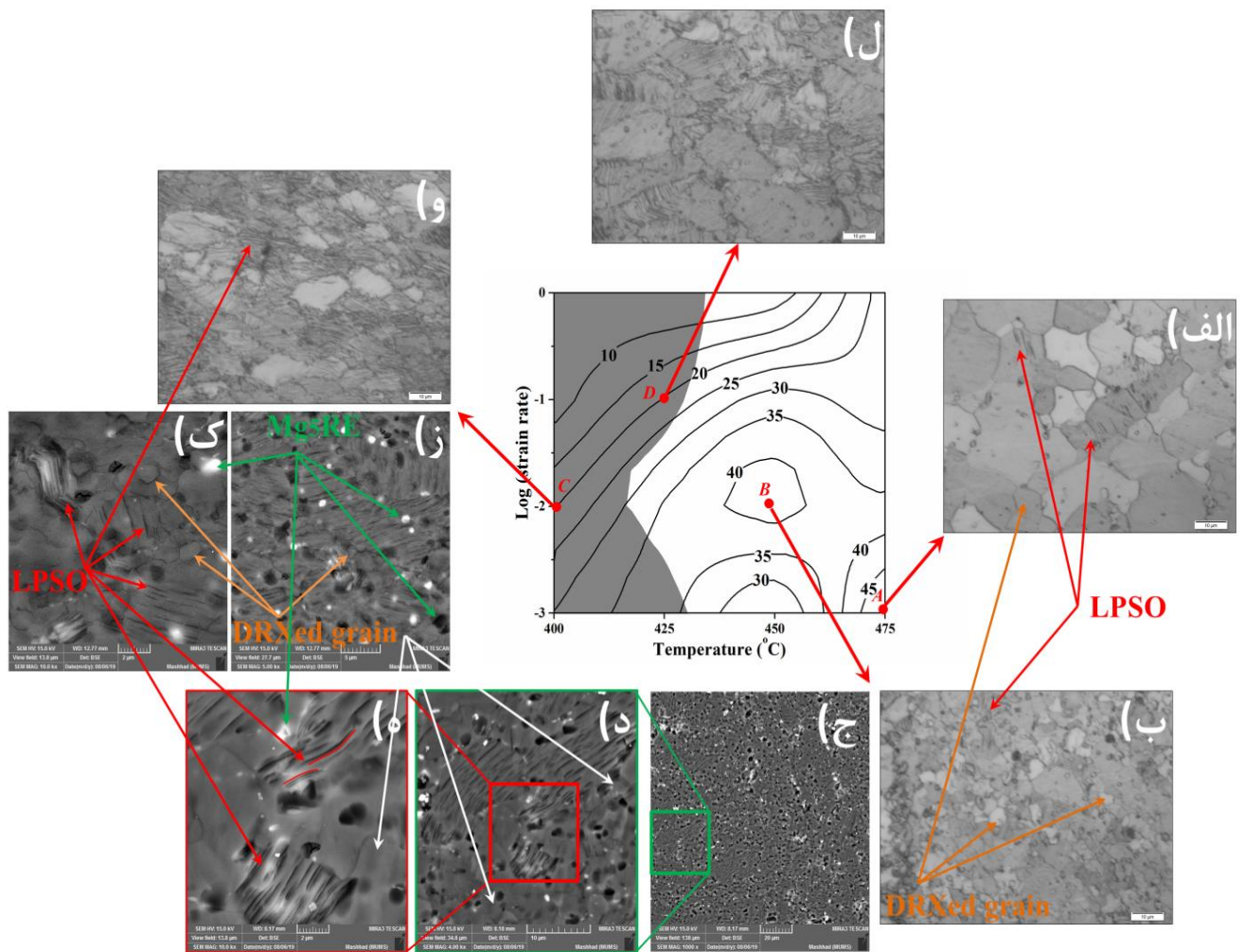


ب



الف

شکل ۸- الف) نقشه بازده مصرف انرژی و ب) نقشه ناپایداری برای آلیاژ مورد تحقیق در کرنش ۰/۶



شکل ۹- نقشه فرآیندی آلیاژ به همراه ریزساختارهای تغییر شکل یافته شده در شرایط مختلف: (الف) $475^{\circ}\text{C}-0.001\text{s}^{-1}$ (نقطه A)، (ب، ج، د، ه) $450^{\circ}\text{C}-0.01\text{s}^{-1}$ (نقطه B)، و، ز، ک) $400^{\circ}\text{C}-0.01\text{s}^{-1}$ (نقطه C)، ل) $425^{\circ}\text{C}-0.01\text{s}^{-1}$ (نقطه D)

نتیجه گیری

۳- تنش سیلان با استفاده از رابطه سینوس هایپربولیک پیش‌بینی شد و با نتایج تجربی مقایسه گردید. نتایج نشان داد که معادله بنیادی تا حد مناسبی توانایی مدل‌سازی رفتار کارگرم را دارد.

۴- نقشه فرآیندی آلیاژ رسم شد و به کمک بررسی ریزساختاری، مناطق امن برای کارگرم آلیاژ در ۲ بازه شامل مناطق زیر پیشنهاد شد که در آن‌ها تبلور مجدد دینامیکی کنترل کننده ریزساختار است: (۱) دماهای $425^{\circ}\text{C}-460^{\circ}\text{C}$ و نرخ کرنش‌های 0.05s^{-1} الی $1-0.05\text{s}^{-1}$ و (۲) دمای 475°C و نرخ کرنش 0.01s^{-1} .

۱- آلیاژ منیزیم $\text{Mg-7.1Gd-2.8Y-1.4Nd-0.4Zn(wt\%)}$ ریخته‌گری شد و پس از عملیات همگن‌سازی تحت اکستروژن گرم قرار گرفت. رسوبات ثانویه غالب در آلیاژ بدست آمده از نوع بتا و LPSO بوده است.

۲- رفتار کارگرم آلیاژ به طور قابل قبولی از رابطه سینوس هایپربولیک تبعیت می‌کند و ثوابت توان تنش (n) و انرژی محرکه (Q) آلیاژ به ترتیب برابر با $4/92$ و 4kJ.mol^{-1} است.

References:

- 1- L. L. Rokhlin, "Magnesium alloys containing rare earth metals: structure and properties", Crc Press, 2003 .
- 2- M. Easton, A. Beer, M. Barnett, C. Davies, G. Dunlop, Y. Durandet, S. Blacket, T. Hilditch and P. Beggs, "Magnesium alloy applications in automotive structures", Jom, 60, 57-62, 2008.
- 3- M. R. Barnett, "A taylor model based description of the proof stress of magnesium AZ31 during hot working", Metallurgical and Materials Transactions A, 34, 1799-1806, 2003.
- 4- A. G. Beer and M. R. Barnett, "Microstructural Development during Hot Working of Mg-3Al-1Zn", Metallurgical and Materials Transactions A, 38, 1856-1867, 2007.
- 5- H. J. McQueen and N. Ryan, "Constitutive analysis in hot working", Materials Science and Engineering: A, 322, 43-63, 2002.
- 6- Y. Prasad, K. Rao and S. Sasidhar, "Hot working guide: a compendium of processing maps", ASM international, 2015 .
- 7- R. Doherty, D. Hughes, F. Humphreys, J. Jonas, D. J. Jensen, M. Kassner, W. King, T. McNelley, H. McQueen and A. Rollett, "Current issues in recrystallization: A review", Materials Today, 1, 14-15, 1998.
- 8- F. J. Humphreys and M. Hatherly, "Recrystallization and related annealing phenomena", Elsevier, 2012 .
- 9- Y. Lin and X.-M. Chen, "A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working", Materials & Design, 32, 1733-1759, 2011.
- 10- H. Mirzadeh, J. M. Cabrera and A. Najafizadeh, "Modeling and prediction of hot deformation flow curves", Metallurgical and Materials Transactions A, 43, 108-123, 2012.
- 11- N. Stanford and M. R. Barnett, "The origin of "rare earth" texture development in extruded Mg-based alloys and its effect on tensile ductility", Materials Science and Engineering: A, 496, 399-408, 2008.
- 12- Q. Peng, Y. Wu, D. Fang, J. Meng and L. Wang, "Microstructures and properties of Mg-7Gd alloy containing Y", Journal of Alloys and Compounds, 430, 252-256, 2007.
- 13- Q. Peng, J. Wang, Y. Wu and L. Wang, "Microstructures and tensile properties of Mg-8Gd-0.6 Zr-xNd-yY (x+ y= 3, mass%) alloys", Materials Science and Engineering: A, 433, 133-138, 2006.
- 14- J. Nie, X. Gao and S. Zhu, "Enhanced age hardening response and creep resistance of Mg-Gd alloys containing Zn", Scripta Materialia, 53, 1049-1053, 2005.
- 15- S. Begum, D. Chen, S. Xu and A. A. Luo, "Low cycle fatigue properties of an extruded AZ31 magnesium alloy", International Journal of Fatigue, 31, 726-735, 2009.
- 16- T. Homma, N. Kunito and S. Kamado, "Fabrication of extraordinary high-strength magnesium alloy by hot extrusion", Scripta Materialia, 61, 644-647, 2009.
- 17- M. Hoseini-Athar and R. Mahmudi, "Effect of Zn content on hot deformation behavior of extruded Mg-Gd-Zn alloys", Materials Science and Engineering: A, 2019.
- 18- K. Li, Z. Chen, T. Chen, J. Shao, R. Wang and C. Liu, "Hot deformation and dynamic recrystallization behaviors of Mg-Gd-Zn alloy with LPSO phases", Journal of Alloys and Compounds, 792, 894-906, 2019.
- 19- X.-j. Zhou, C.-m. Liu, Y.-h. Gao, S.-n. Jiang, X.-z. Han and Z.-y. Chen, "Evolution of LPSO phases and their effect on dynamic recrystallization in a Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy",

- Metallurgical and Materials Transactions A, 48, 3060-3072, 2017.
- 20- Z. Yu, C. Xu, J. Meng, X. Zhang and S. Kamado, "Microstructure evolution and mechanical properties of as-extruded Mg-Gd-Y-Zr alloy with Zn and Nd additions", *Materials Science and Engineering: A*, 713, 234-243, 2018.
- 21- J. Robson, A. Twier, G. Lorimer and P. Rogers, "Effect of extrusion conditions on microstructure, texture, and yield asymmetry in Mg-6Y-7Gd-0.5 wt% Zr alloy", *Materials Science and Engineering: A*, 528, 7247-7256, 2011.
- 22- Q. Qin, Y. Tan, Z. Zhang, Q. Wang and Y. Yang, "Effects of Homogenization on Hot Deformation Behavior of As-Cast Mg-8Gd-3Y-1Nd-0.5 Zr Magnesium Alloy", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 25, 304-311, 2016.
- 23- Z. Yu, C. Xu, J. Meng, X. Zhang and S. Kamado, "Effects of pre-annealing on microstructure and mechanical properties of as-extruded Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, 729, 627-637, 2017.
- 24- C. Xu, M. Zheng, K. Wu, E. Wang, G. Fan, S. Xu, S. Kamado, X. Liu, G. Wang and X. Lv, "Effect of cooling rate on the microstructure evolution and mechanical properties of homogenized Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy", *Materials Science and Engineering: A*, 559, 364-370, 2013.
- 25- C. Xu, M. Zheng, K. Wu, E. Wang, G. Fan, S. Xu, S. Kamado, X. Liu, G. Wang and X. Lv, "Effect of ageing treatment on the precipitation behaviour of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, 550, 50-56, 2013.
- 26- L. Liu and H. Ding, "Study of the plastic flow behaviors of AZ91 magnesium alloy during thermomechanical processes", *Journal of Alloys and Compounds*, 484, 949-956, 2009.
- 27- X. Xia, Q. Chen, J. Li, D. Shu, C. Hu, S. Huang and Z. Zhao, "Characterization of hot deformation behavior of as-extruded Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy", *Journal of Alloys and Compounds*, 610, 203-211, 2014.
- 28- Z. Zhang, Z. Yan, Y. Du, G. Zhang, J. Zhu, L. Ren and Y. Wang, "Hot deformation behavior of homogenized Mg-13.5 Gd-3.2 Y-2.3 Zn-0.5 Zr alloy via hot compression tests", *Materials*, 11, 2282, 2018.
- 29- L. Li and X. Zhang, "Hot compression deformation behavior and processing parameters of a cast Mg-Gd-Y-Zr alloy", *Materials Science and Engineering: A*, 528, 1396-1401, 2011.
- 30- S. A. Sani, A. Khorram, A. Jaffari and G. Ebrahimi, "Development of processing map for InX-750 superalloy using hyperbolic sinus equation and ANN model", *Rare Metals*, 1-10, 2018.
- 31- S. Fatemi-Varzaneh, A. Zarei-Hanzaki and M. Haghshenas, "A study on the effect of thermo-mechanical parameters on the deformation behavior of Mg-3Al-1Zn", *Materials Science and Engineering: A*, 497, 438-444, 2008.
- 32- B.-J. Lv, J. Peng, L.-L. Zhu, Y.-J. Wang and A.-T. Tang, "The effect of 14H LPSO phase on dynamic recrystallization behavior and hot workability of Mg-2.0 Zn-0.3 Zr-5.8 Y alloy", *Materials Science and Engineering: A*, 599, 150-159, 2014.
- 33- X. Zhou, C. Liu, Y. Gao, S. Jiang, W. Liu and L. Lu, "Hot compression behavior of the Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy filled with intragranular long-period stacking ordered phases", *Journal of Alloys and Compounds*, 724, 528-536, 2017.

- 34- S. A. Sani, G. Ebrahimi and A. K. Rashid, "Hot deformation behavior and dynamic recrystallization kinetics of AZ61 and AZ61+ Sr magnesium alloys", *Journal of Magnesium and Alloys*, 4, 104-114, 2016.
- 35- Y. V. R. K. Prasad, K. P. Rao, N. Hort and K. U. Kainer, "Hot working parameters and mechanisms in as-cast Mg-3Sn-1Ca alloy", *Materials Letters*, 62, 4207-4209, 2008.
- 36- P. Changizian, A. Zarei-Hanzaki and A. A. Roostaei, "The high temperature flow behavior modeling of AZ81 magnesium alloy considering strain effects", *Materials & Design*, 39, 384-389, 2012.
- 37- Y.-J. Qin, Q.-L. Pan, Y.-B. He, W.-B. Li, X.-Y. Liu and X. Fan, "Modeling of flow stress for magnesium alloy during hot deformation", *Materials Science and Engineering: A*, 527, 2790-2797, 2010.
- 38- O. Sivakesavam and Y. Prasad, "Hot deformation behaviour of as-cast Mg-2Zn-1Mn alloy in compression: a study with processing map", *Materials Science and Engineering: A*, 362, 118-124, 2003.
- 39- R. Ebrahimi and A. Najafizadeh, "Optimization of hot workability in ti-if steel by using the processing map", *International journal of iron and steel society*, 1, 1-7, 2004.
- 40- Y. Prasad, H. Gegel, S. Doraivelu, J. Malas, J. Morgan, K. Lark and D. Barker, "Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: forging of Ti-6242", *Metallurgical Transactions A*, 15, 1883-1892, 1984.
- 41- Y. Prasad and T. Seshacharyulu, "Processing maps for hot working of titanium alloys", *Materials Science and Engineering: A*, 243, 82-88, 1998.
- 42- N. Srinivasan, Y. Prasad and P. R. Rao, "Hot deformation behaviour of Mg-3Al alloy—a study using processing map", *Materials Science and Engineering: A*, 476, 146-156, 2008.