

## معادله بنیادی تغییر شکل گرم ورق منیزیمی Mg-4Sn-1Ca

سیدغلام حیدر حسنی<sup>۱\*</sup>، رضا محمودی<sup>۲</sup>

### چکیده

در این پژوهش، آزمون‌های کشش تک محوری در دماهای مختلف در محدوده  $25-350^{\circ}\text{C}$  و نرخ کرنش‌های متفاوت در محدوده  $10^{-2}-10^{-4}\text{ s}^{-1}$  برای ارزیابی رفتار سیلان ورق نوردشده آلیاژ Mg-4Sn-1Ca (TX41) انجام گردیده است. در محدوده تغییر شکل یکنواخت از معادله بنیادی Fields-Backofen برای بیان رفتار تغییرشکلی استفاده شده و در محدوده پسایکنواخت<sup>۳</sup>، از پارامتر نرم شوندگی ماده برای محاسبه تنش سیلان و مقایسه آن با نتایج عملی آزمون‌های تنش-کرنش استفاده شده است. نتایج مبین آن است که رهیافت ارائه شده، می‌تواند به خوبی مرحله نرم شدن ماده در دماهای بالا را پیش بینی نماید.

واژه‌های کلیدی: شکل پذیری ورق، تغییر شکل گرم، آلیاژ منیزیم کارپذیر TX41

<sup>۱</sup> - دانش‌آموخته دکتری، دانشکده فنی دانشگاه تهران، امیرآبادشمالی، پردیس دانشکده‌های فنی دانشگاه تهران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

<sup>۲</sup> - استاد، دانشکده فنی دانشگاه تهران، امیرآبادشمالی، پردیس دانشکده‌های فنی دانشگاه تهران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی

\* - نویسنده مسوول مقاله: ghasani@ut.ac.ir

<sup>۳</sup> - Post-uniform

## پیشگفتار

در میان مواد مهندسی موجود، منیزیم و آلیاژهای آن به علت سبکی و نسبت استحکام به وزن بالا، قابلیت ریخته‌گری، جوشکاری و ماشینکاری خوب، و جذب ارتعاش؛ در صنایع هوافضا، اتومبیل سازی و الکترونیک و کامپیوتر از اهمیت ویژه‌ای برخوردار گردیده و به عنوان ماده سازه‌ای سبز قرن ۲۱ معرفی شده است. از سوی دیگر وجود پاره‌ای محدودیت‌ها مانند مقاومت کم آلیاژهای منیزیم در برابر خوردگی، مدول الاستیک پایین، کارپذیری سرد محدود و چقرمگی کم، استحکام و مقاومت خزشی کم در دمای بالا و میزان انقباض بالا هنگام انجماد، مانع افزایش سریع نرخ تولید قطعات منیزیمی و گسترش کاربرد آن‌ها شده است [۱-۲].

امروزه آلیاژهای منیزیم برای کاربردهای خودرویی عمدتاً از طریق ریخته‌گری تولید می‌شوند. در ریخته‌گری امکان تولید قطعات با اشکال هندسی پیچیده وجود دارد اما خواص مکانیکی (استحکام و انعطاف پذیری) این قطعات، نیاز صنعت را برآورده نمی‌سازد. در نتیجه گرایش به سمت استفاده از آلیاژهای حاصل از فرآیندهای شکل-دهی گسترش یافته است؛ زیرا قطعات حاصل، خواص مکانیکی و ساختار دانه‌ریز مناسب عاری از حفرات را دارا می‌باشند [۳-۴].

برای گسترش استفاده از ورق آلیاژهای منیزیم، مناسب است که ریزساختار و خواص مکانیکی آن‌ها مورد مطالعه قرار گیرد. اخیراً برای توسعه آلیاژهای کارپذیر در دمای بالا، سیستم‌های Mg-Sn-Ca (با نام تجاری TX) مورد توجه قرار گرفته است که در آنها از یک سو قلع با منیزیم تشکیل محلول جامد داده و افزودن آن، استحکام و قابلیت انعطاف و مقاومت به خوردگی منیزیم را بهبود می‌بخشد و از سوی دیگر کلسیم علاوه بر اثر ریزدانگی، مقاومت خزشی را با تشکیل ذرات بین فلزی پایدار در زمینه ارتقاء می‌بخشد. در مقایسه با آلیاژهای Mg-Al-Zn (AZ)، آلیاژهای گروه TX استعداد بیش‌تری به فرآیندهای

ترمومکانیکی داشته و مستعد به ناپایداری‌های سیلان نیستند [۵-۷]. از سوی دیگر افزایش دما با کاهش تنش برشی بحرانی سیستم‌های لغزش غیرقاعده‌ای و افزایش تعداد صفحات لغزش باعث بهبود شکل پذیری این آلیاژها می‌شود [۸]. گزارش شده است که اغلب آلیاژهای کارپذیر منیزیم در دمای بالاتر از  $150^{\circ}\text{C}$  شکل‌پذیری قابل قبولی دارند [۹]. بنابراین شایسته است معادله بنیادین سیلان این آلیاژها برای تحلیل عددی رفتار دمای بالای آن‌ها و امکان سنجی افزایش کاربردشان بدست آید. با این حال غالب معادلات بنیادین آلیاژهای کارپذیر منیزیم بر تغییر شکل فشاری استوار است. از آن‌جا که رفتار تغییر شکلی آلیاژهای منیزیم به خصوص در دمای پایین و نرخ کرنش بالا متأثر از حالت تنش و ریزساختار آلیاژ می‌باشد [۱۰]، لازم است شکل‌پذیری آن‌ها نیز با استفاده از تغییر شکل‌های کششی تحلیل شده و روابط بنیادین تغییر شکل با کشش تک محوری نیز ارائه گردد.

در این مطالعه تنش سیلان ورق آلیاژ TX41 در دمای بالا مورد تحقیق قرار گرفته و رابطه بین تنش و کرنش تحلیل شده است. رابطه تنش سیلان حاوی پارامتر نرم شوندگی، برای تحلیل منحنی‌های تنش سیلان ارائه شده است.

## مواد و روش‌ها

آلیاژ مورد استفاده در این پژوهش و ترکیب شیمیایی اسمی آن در جدول ۱ آورده شده است. منیزیم و قلع مورد استفاده برای آلیاژسازی از شمش‌هایی با خلوص ۹۹/۸٪ و ۹۹/۹٪ وزنی تهیه گردیدند. عنصر کلسیم نیز به صورت خالص (۹۸/۵٪ وزنی) به مذاب اضافه شد تا ترکیب مورد نظر به دست آید. برای تصفیه‌ی مواد اولیه و ذوب آن‌ها از یک کوره مقاومتی و بوتله گرافیتی به حجم ۶۰۰ CC استفاده شد. پیش از قرار دادن منیزیم در کوره، کف بوتله با فلاکس محافظ پوشش داده شد تا از سوختن مذاب منیزیم ممانعت شود. عملیات ذوب در دمای  $800^{\circ}\text{C}$  انجام شد.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد مطالعه در پژوهش حاضر

Element	Sn	Ca	Mg
Alloy Designation	(wt.%)	(wt.%)	(wt.%)
TX 41	۴	۱	Bal.

کشش تک محوری در دماهای متفاوت و با نرخش کرنش-های گوناگون انجام شده است. همان گونه که دیده می شود با افزایش کرنش، تنش سیلان به خصوص در دمای پایین سریعا تا مقدار بیشینه افزایش می یابد. مقدار این کرنش در محدوده ۲ تا ۲۰ درصد می باشد. این در حالی است که رفتار تغییرشکل حالت مانا حتی در دماهای بالا نیز مشاهده نمی شود. تنش پیک با کاهش دمای تغییرشکل و افزایش نرخ کرنش افزایش می یابد. از سوی دیگر، انعطاف-پذیری آلیاژ مورد مطالعه با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش افزایش می یابد. در دماهای پایین (۲۵ و ۱۰۰°C) کارسختی قابل ملاحظه ای در آلیاژ رخ می دهد. در دماهای بالا پدیده نرم شدن نیز به خصوص در نرخ کرنش های کمتر در نمودارها دیده می شود. این رفتار در اکثر مواد فلزی حین تغییرشکل در دمای بالا رایج است. در تحلیل منحنی های سیلان مشاهده شده، از رابطه Fields-Backofen رایج در غالب مواد فلزی به صورت زیر استفاده می شود [۱۱]:

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^n \cdot \epsilon^m \quad (1)$$

که در آن  $K$  ضریب استحکام،  $n$  توان کارسختی، و  $m$  ضریب حساسیت به نرخ کرنش می باشد. با بدست آوردن پارامترهای فوق، می توان شکل پذیری آلیاژ مورد مطالعه را توصیف نمود. همان گونه که در شکل ۱ دیده می شود منحنی های تنش-کرنش متاثر از دما و نرخ کرنش می باشد، به عبارت دیگر تغییرات  $K$ ،  $n$  و  $m$  را می توان با دما و نرخ کرنش بدست آورد. مقدار  $n$  از شیب نمودار لگاریتمی تنش-کرنش حقیقی در قسمت تغییرشکل یکنواخت حاصل می شود (شکل ۲). در شکل ۳ رابطه ی بین مقدار  $n$  و عکس دما و نرخ کرنش در مقیاس نیمه لگاریتمی آورده شده است. همان گونه که دیده می شود رابطه ی تقریبا خطی در دماهای گوناگون و نرخ کرنش های متفاوت حاکم است یعنی می توان گفت

$$n = A + B \log \dot{\epsilon} + \frac{C}{T} \quad (2)$$

ثوابت  $A$ ،  $B$  و  $C$  در رابطه فوق را می توان از منحنی های تنش کرنش حقیقی تقریب زد. این مقادیر برای آلیاژ مورد مطالعه و با استفاده از تعریف ضرایب در نرم افزار MATLAB به صورت زیر تخمین زده شده است.

قالب ریخته گری از جنس فولاد کم کربن بوده و بوسیله المنت های حرارتی با توان تقریبی ۶۰۰ وات که به صورت فشنگی پیرامون قالب تعبیه شده بودند، پیش گرم شد. دمای پیش گرم قالب برای ریخته گری ۴۰۰°C در نظر گرفته شد. حین ریخته گری، پرشدن قالب توسط راهگاه متصل به قالب از قسمت تحتانی آن انجام می شود تا اغتشاش مذاب به هنگام عمل ریختن به کمترین مقدار خود برسد و هوای محبوس شده در مذاب، فرصت بیش تری برای خروج داشته باشد. در واقع با استفاده از این سیستم، مذاب به آرامی وارد قالب می شود. فیلترهایی سرامیکی با منافذ ۶۰ میکرونی نیز در جداره قالب تعبیه شده بودند تا از ورود آخال اجتناب شود. قطعه ریخته گری حاصله، تختالی به ابعاد ۲۰×۱۲۰×۲۰۰ mm بوده که پس از خروج از قالب و برش قسمت های اضافی، در دمای ۴۵۰°C به مدت ۵ ساعت تحت عملیات همگن سازی واقع شده و در کوره سرد شد. پس از ماشین کاری تختال همگن سازی شده، عملیات نورد توسط یک دستگاه نورد دو غلطکی انجام شد. تختال به مدت نیم ساعت در داخل کوره ۴۴۰°C قرار داده شده و سپس طی ۳۴ پاس نورد شد. ورق ها بعد از هر مرحله نورد به مدت ۱۰ دقیقه در داخل کوره ۴۴۰°C قرار می گرفتند و در نهایت با ۹۳٪ کاهش سطح مقطع به ضخامت تقریبی ۱/۳ mm رسیدند. نمونه های کشش تهیه شده مطابق استاندارد ASTM E8-98 قبل از آزمون های مکانیکی به مدت یک ساعت در داخل کوره الکتریکی قرار گرفته و در دمای ۴۲۰°C آویل شدند. آزمون کشش تک محوری توسط یک دستگاه کشش یونیورسال (SANTA) ۲ تن مجهز به اکستنسومتر دمای محیط انجام شد. دقت نیروسنج تا ۰/۲± N بود. آزمون کشش تک محوری با نرخ کرنش های اولیه  $10^{-4}$ ،  $10^{-3}$ ،  $5 \times 10^{-4}$ ،  $10^{-2}$  و  $10^{-1}$  انجام شد. فک کشش گرم دارای سیستم آب گرد و یک اتصال یونیورسال بود.

## نتایج و بحث

در شکل ۱ منحنی های نوعی تنش-کرنش آلیاژ TX41 نورد داغ شده در دمای ۴۴۰°C و سپس آویل شده در دمای ۴۲۰°C آورده شده است. آزمون های

بسیاری از فلزات رایج است و در قالب رخداد فزاینده‌ی مکانیزم‌های فعال‌شونده‌ی حرارتی از قبیل تبلور مجدد دینامیکی یا تسهیل وقوع مکانیزم‌های تغییر شکل سخت تبیین می‌شود. حین تغییر شکل دمای بالا باید در نظر داشت که لغزش قاعده‌ای غیرحرارتی است و لغزش متقاطع فعال‌شونده‌ی حرارتی است. در واقع بین افزایش انعطاف پذیری منیزیم و آلیاژهای آن و افزایش فعالیت لغزش غیرقاعده‌ای  $\langle a \rangle$  که در دمای بالا مشاهده شده است همیشه ارتباط لحاظ شده است.

مقدار  $K$  نیز در رابطه‌ی (۱) به دما و نرخ کرنش وابسته است. شکل ۶ رابطه‌ی بین مقدار  $K$  و دما و هم-چنین نرخ کرنش را در آلیاژ TX41 نشان می‌دهد. با توجه به شکل ۶ دیده می‌شود که رابطه‌ی پارامتر  $K$  با دما و نرخ کرنش مشابه پارامتر  $n$  به صورت زیر محاسبه و بیان می‌شود:

$$K = D + E \log \dot{\varepsilon} + \frac{F}{T} \quad (۶)$$

از شکل ۶ و حل ماتریس آن در MATLAB مقدار ثابت رابطه ۷-۴ به صورت زیر بدست می‌آید:

$$K = 154 + 8.9 \log \dot{\varepsilon} + \frac{230870}{T} \quad (۷)$$

بدین ترتیب پارامترهای معادله‌ی (۱) بدست آمده و رفتار ماده در دماها و نرخ کرنش‌های گوناگون قبل از تنش بیشینه قابل محاسبه می‌باشد. با این حال این رابطه، رفتار نرم شدن ماده و خواص پسایکنواخت آن را لحاظ نمی‌کند. در این راستا Zhang [۱۵] مدل ریاضی پیشنهاد کرده است که نرم شدن ماده را نیز در نظر می‌گیرد:

$$\sigma = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \exp(bT + s\varepsilon) \quad (۸)$$

در رابطه فوق  $s$  نرم شدن ماده می‌باشد. با گرفتن لگاریتم از رابطه‌ی (۸)، رابطه‌ی زیر حاصل می‌شود:

$$\ln \sigma = \ln K + n \ln \varepsilon + m \ln \dot{\varepsilon} + bT + s\varepsilon \quad (۹)$$

با فرض آن که در یک دما و کرنش مشخص، حاصل عبارت  $\ln K + n \ln \varepsilon + bT + s\varepsilon$  برابر ثابت  $K_1$  باشد رابطه‌ی (۹) به صورت زیر تقلیل می‌یابد:

$$\ln \sigma = m \ln \dot{\varepsilon} + K_1 \quad (۱۰)$$

بنابراین  $m = d \ln \sigma / d \ln \dot{\varepsilon}$  و از این‌جا مقدار  $m$  برای آلیاژ TX41 در دماهای گوناگون بدست می‌آید (برای مثال در

$$n = -0.318 - 0.186 \log \dot{\varepsilon} + \frac{0.0333}{T} \quad (۳)$$

مقدار  $m$  ضریب حساسیت به نرخ کرنش در این پژوهش از تغییرات پله‌ای در نرخ کرنش حین آزمون کشش و با استفاده از رابطه‌ی (۴) محاسبه شده و به صورت نوعی برای دماهای ۱۰۰ و ۲۰۰ °C در شکل ۴ آورده شده است. از این شکل دیده می‌شود که مقدار  $m$  در هر دو دما، مثبت می‌باشد.

$$m = \frac{\ln(\sigma_2 / \sigma_1)}{\ln(\dot{\varepsilon}_2 / \dot{\varepsilon}_1)} \quad (۴)$$

تغییرات مقدار  $m$  در محدوده دماهای مورد مطالعه در شکل ۵ آورده شده است. همان‌طور که دیده می‌شود ضریب حساسیت به نرخ کرنش روند صعودی داشته و از حدود ۰/۰۷ در دمای اتاق به حدود ۰/۱۴ در دمای ۳۵۰ °C افزایش می‌یابد. پایین بودن مقدار  $m$  در دمای اتاق منتج از فعالیت سیستم لغزش قاعده‌ای به عنوان مکانیزم غالب تغییر شکل دانسته شده و ارتقاء آن در دماهای بالا به فعال شدن سیستم‌های لغزش غیرقاعده‌ای و سرش مرزدانه‌ای<sup>۱</sup> منتسب شده است [۱۲-۱۳].

در شکل ۵ دیده می‌شود که یک رابطه‌ی خطی بین مقدار  $m$  و عکس دما برحسب کلوین موجود است. بنابراین مقدار  $m$  را می‌توان به صورت زیر تقریب زد:

$$m = -\frac{71.56}{T} + 0.2463 \quad (۵)$$

از آن‌جا که با افزایش دما تا ۳۵۰ °C توان کارسختی، کاهش اندکی با دما دارد (از حدود ۰/۲۴ در دمای اتاق تا ۰/۱۳ در دمای ۳۵۰ °C)؛ رفتار بهبود یافته در شکل پذیری این آلیاژها را نمی‌توان به توان کارسختی مرتبط نمود. با این حال ضریب حساسیت به نرخ کرنش از کمتر از ۰/۰۱ در دمای اتاق به ۰/۱۵ در دمای ۳۵۰ °C افزایش می‌یابد. پیشنهاد می‌شود که افزایش ۱۵ برابری ضریب حساسیت به نرخ کرنش مسئول بهبود چشمگیر انعطاف پذیری آلیاژهای منیزیم-قلع-کلسیم در دماهای بالا می‌باشد که قبلاً در شکل ۱ دیده شد. گرچه  $m \sim 1/15$  مقدار کمی می‌باشد ولی همین مقدار کم می‌تواند به مقاومت ماده به ناپایداری پلاستیک کمک نماید [۱۴]. افزایش مشاهده شده در حساسیت به نرخ کرنش در

<sup>۱</sup> Grain Boundary Sliding

برای سادگی محاسبات در صورتی که  $\varepsilon = e^{-2}$  باشد (e، عدد نپر) عبارت زیر حاصل می شود:

$$\ln \sigma_{e^{-2}} = -2n + se^{-2} + K_3 \quad (13)$$

و اگر  $\varepsilon = e^{-3}$  قرار داده شود عبارت زیر بدست می آید:

$$\ln \sigma_{e^{-3}} = -3n + se^{-3} + K_3 \quad (14)$$

بنابراین با حل دستگاه دو معادله ای فوق برحسب S، رابطه ی زیر برای S بدست می آید:

$$S = \frac{\ln(\sigma_{e^{-2}} / \sigma_{e^{-3}}) - n}{0.086} \quad (15)$$

با قرار دادن مقدار n برابر ۰/۱۷ در رابطه ی فوق مقدار ۱/۸۰۵- برای S به دست می آید.

با جایگزینی مقادیر بدست آمده برای پارامترهای فوق در رابطه ی ۸ مقدار K برابر ۱۸۰۱۵ بدست آمده و رابطه-ی زیر برای بیان تنش سیلان آلیاژ TX41 پیشنهاد می-شود:

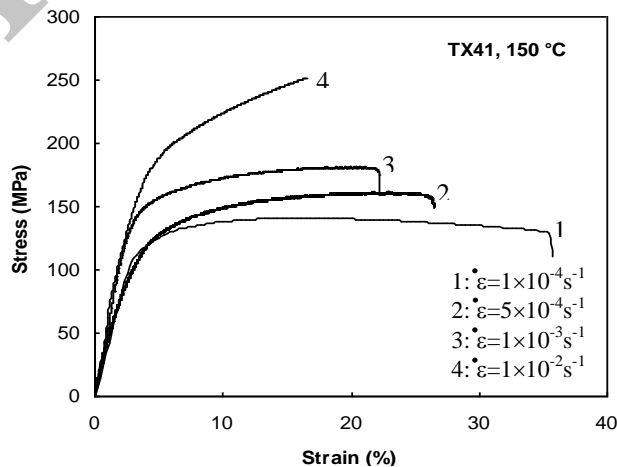
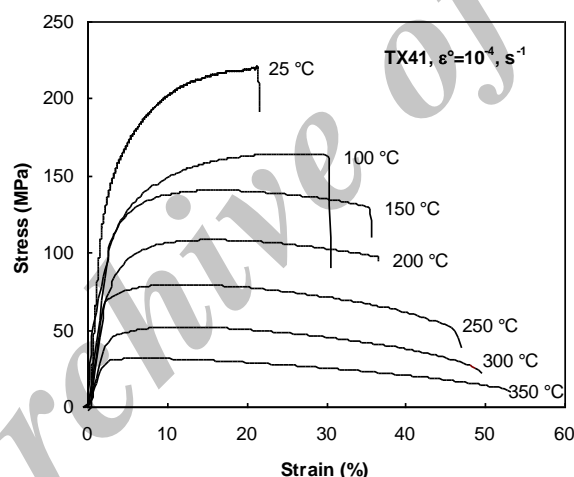
$$\sigma = 18015 \varepsilon^{0.17} \dot{\varepsilon}^{0.05} \exp(-0.053T - 1.805\varepsilon) \quad (16)$$

دمای  $150^\circ\text{C}$ ، مقدار پارامتر حساسیت به نرخ کرنش برابر ۰/۰۵ می باشد). مقدار n نیز در این آلیاژ در محدوده دماهای استفاده شده ( $25-350^\circ\text{C}$ ) بین ۰/۱۳ تا ۰/۲۴ متغیر است. حال با فرض آن که مقدار  $\ln K + n \ln \dot{\varepsilon} + m \ln \varepsilon + s\varepsilon$  در کرنش و نرخ کرنش معین برابر ثابت  $K_2$  باشد رابطه ی (۹) به صورت زیر بازنویسی می-شود:

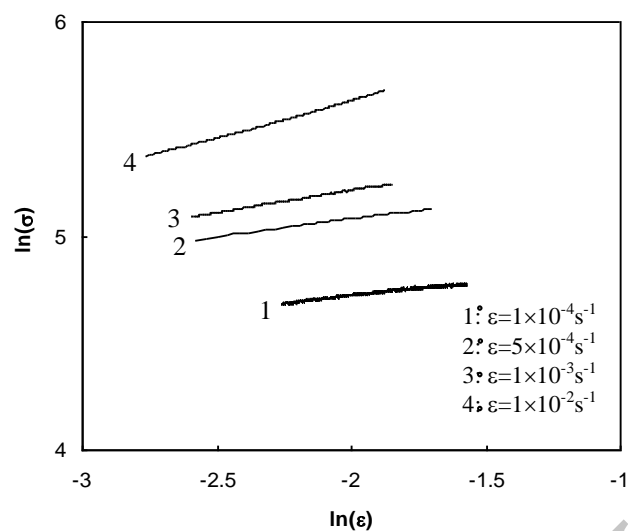
$$\ln \sigma = bT + K_2 \quad (11)$$

از رابطه ی فوق مقدار b در محدوده دماهای مورد آزمایش ۰/۰۸- تا ۰/۰۹۸- بدست می آید. برای تسهیل محاسبات بعدی مقدار متوسط پارامتر b برابر ۰/۰۵۳- در نظر گرفته می شود. حال برای محاسبه مقدار S این بار فرض می شود که مقدار  $\ln K + m \ln \dot{\varepsilon} + bT$  در دما و نرخ کرنش مشخص برابر ثابت  $K_3$  می باشد. در این صورت:

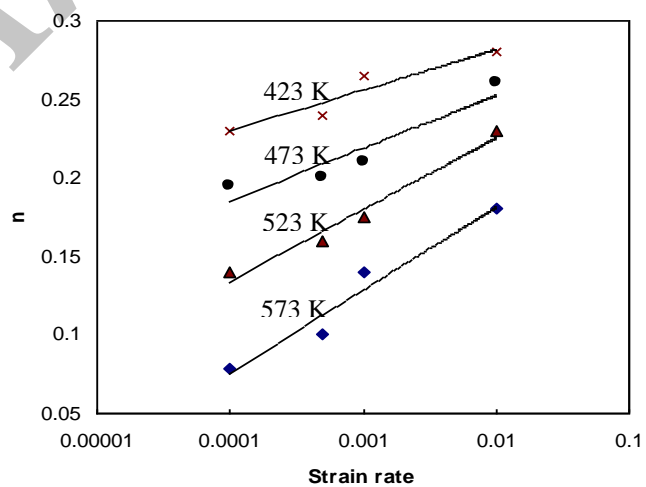
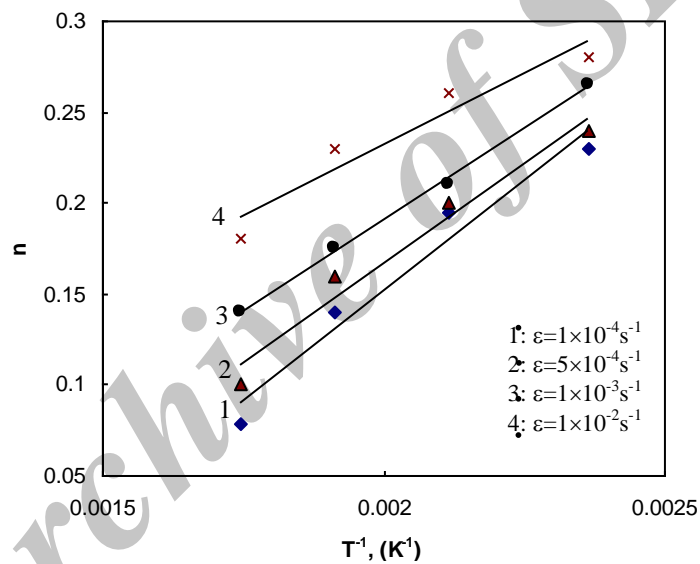
$$\ln \sigma = n \ln \varepsilon + s\varepsilon + K_3 \quad (12)$$



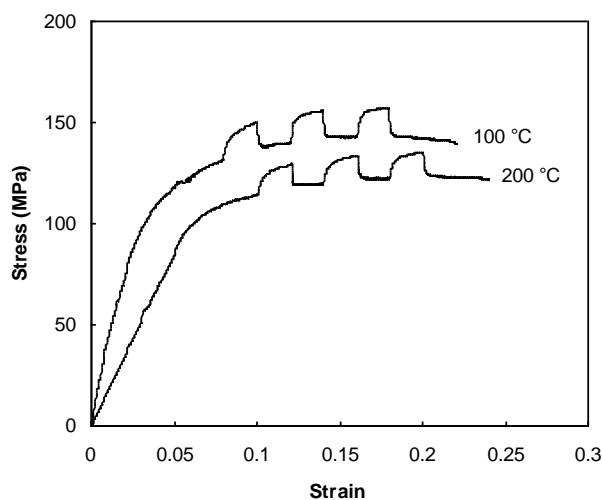
شکل ۱- اثر دما و نرخ کرنش بر رفتار تغییرشکلی آلیاژ مورد مطالعه.



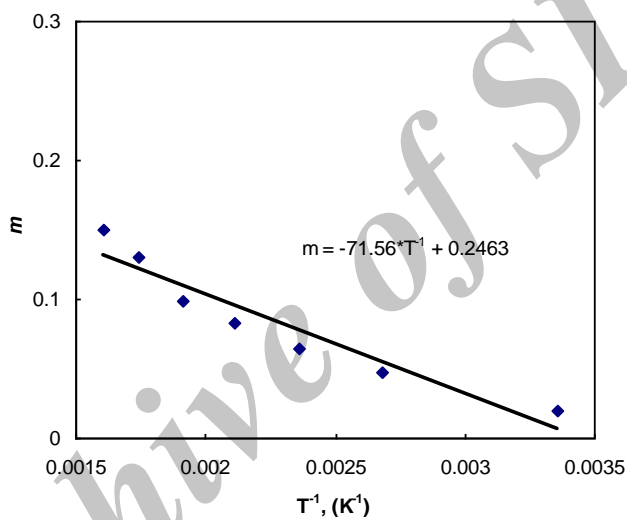
شکل ۲- شیوه بدست آوردن پارامتر  $n$  از منحنی های تنش کرنش حقیقی در نرخ کرنش های متفاوت.



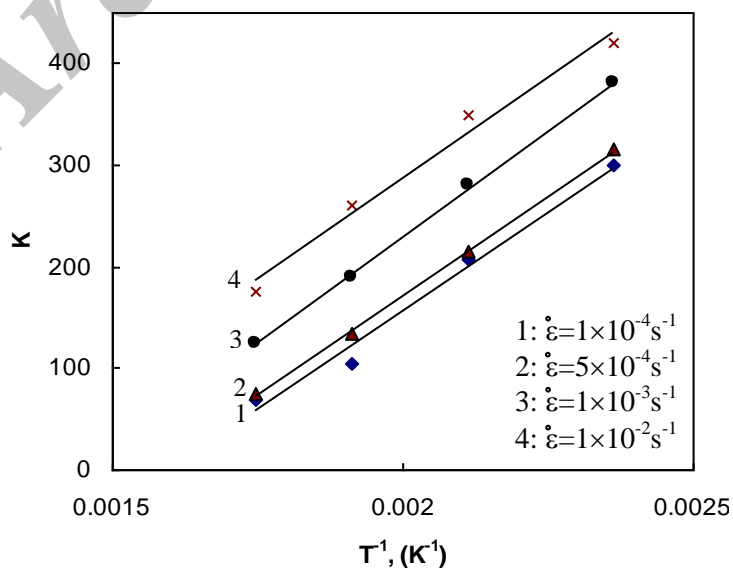
شکل ۳- رابطه بین توان کارسختی با عکس دما و نرخ کرنش.

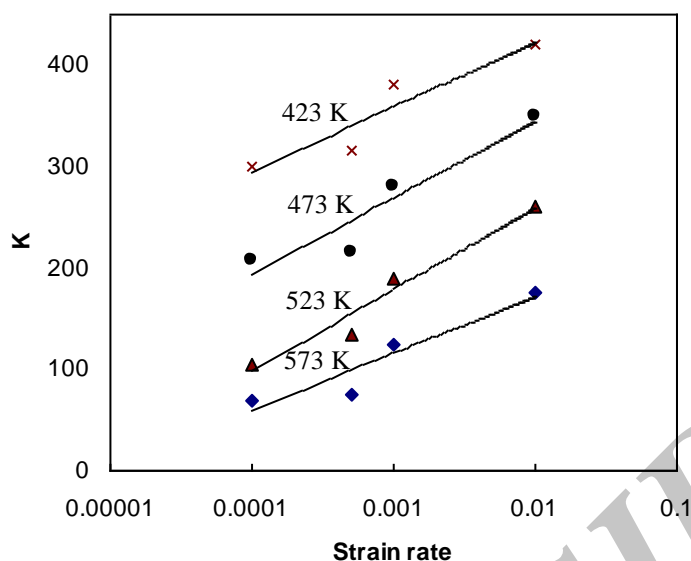


شکل ۴- شیوه بدست آوردن پارامتر  $m$  در دماهای 100 و 200 °C.



شکل ۵- تغییرات ضریب حساسیت به نرخ کرنش برحسب عکس دما.





شکل ۶- رابطه بین ضریب استحکام با عکس دما و نرخ کرنش.

نهایی کششی باشد، معادله زیر در محدوده دماها و نرخ کرنش‌های مورد استفاده در این پژوهش بدست آمد:

$$\sigma = 18015 \varepsilon^{0.17} \dot{\varepsilon}^{0.05} \exp(-0.053T - 1.805\varepsilon)$$

مشاهده شد معادله بنیادی فوق، مطابقت قابل قبولی بر نتایج آزمون‌های تجربی دارد.

برای سنجش اعتبار رابطه فوق، لازم است که نتایج آزمون‌های عملی با مقادیر پیش‌بینی شده توسط این رابطه مقایسه گردد. این مطلب در شکل ۷ ارائه شده و همان‌گونه که مشاهده می‌شود معادله بنیادی بدست آمده در این پژوهش مطابقت قابل قبولی بر نتایج تجربی دارد.

### Reference

1. V. Sklenicka, M. Pahutova, K. Kucharova, M. Svoboda and T.G. Langdon, "Creep processes in magnesium alloys and their composites", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, pp. 883-889, 2002.
2. I.J. Polmear, Light Alloys, Metallurgy of Light Metals, 3<sup>rd</sup> Ed., Arnold, London, 1995.
3. B.L. Mordike and T. Ebert, "Magnesium: Properties-applications-potential", Materials Science and Engineering A, Vol. 302, pp. 37-45, 2001.
4. H. Takuda, T. Yoshii and N. Hatta, "Finite-element analysis of the formability of a magnesium-based alloy AZ31 sheet", Journal of

### نتیجه‌گیری

استحکام آلیاژ TX41 نورد داغ شده و آنیل شده از حدود ۲۲۰ MPa در دمای اتاق به حدود ۳۰ MPa در دمای ۳۵۰ °C کاهش می‌یابد. انعطاف پذیری این آلیاژ از حدود ۲۱٪ در دمای اتاق به بیش از ۵۵٪ در دمای ۳۵۰ °C می‌رسد. معادلات تنش سیلان آلیاژ منیزیم TX41 حین کشش گرم از طریق رابطه Fields-Backofen

( $\sigma = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m$ ) به صورت‌های زیر بدست آمد:

$$n = -0.318 - 0.186 \log \dot{\varepsilon} + \frac{0.0333}{T}$$

$$m = -\frac{71.56}{T} + 0.2463$$

$$K = 154 + 8.9 \log \dot{\varepsilon} + \frac{230870}{T}$$

با این حال معادله Fields-Backofen تنها تنش‌های قبل از تنش نهایی کششی را ارائه می‌دهد. برای ارائه معادله‌ای که مشتمل بر نرم شدن ماده در دماهای بالا و بعد از تنش



- Technology, Vol. 142, pp.609–613, 2003.
9. G.H. Hasani, R. Mahmudi, "Tensile properties of hot rolled Mg–3Sn–1Ca alloy sheets at elevated temperatures", *Materials and Design*, Vol. 32, pp.3736–3741, 2011.
  10. Z. Gronostajski, "The constitutive equations for FEM analysis", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 106, pp.40–44, 2000.
  11. S.R. Agnew and O. Duygulu, "A mechanistic understanding of the formability of magnesium: examining the role of temperature on the deformation mechanisms", *Materials Science Forum*, Vol. 419, pp. 177-188, 2003.
  12. C. Tan, S. Xu, L. Wang, Z. Chen, F. Wang and H. Cai, "Effect of temperature on mechanical behavior of AZ31 magnesium alloy", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 17, pp. 41-45, 2007.
  13. W.F. Hosford and R.M. Caddell, *Metal Forming-mechanics and Metallurgy*, 2<sup>nd</sup> ed., Prentice Hall, Englewood Cliffs, NJ, USA, 1993.
  14. X.H. Zhang, "Experimental and numerical study of magnesium alloy during hot-working process", Doctoral dissertation, Shanghai Jiaotong University, 2003.
  - Materials Processing Technology, Vols. 89–90, pp.135–140, 1999.
  5. M. Zhang, W.Z. Zhang and G.Z. Zhu, "The morphology and crystallography of polygonal Mg<sub>2</sub>Sn precipitates in a Mg–Sn–Mn–Si alloy", *Scripta Materialia*, Vol. 59, pp. 866-869, 2008.
  6. H. Liu, Y. Chena, Y. Tang, S. Wei and G. Niu, "The microstructure, tensile properties, and creep behavior of as-cast Mg–(1–10)%Sn alloys", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 440, pp. 122-126, 2007.
  7. C.L. Mendis, C.J. Bettles, M.A. Gibson and C.R. Hutchinson, "An enhanced age hardening response in Mg-Sn based alloys containing Zn", *Materials Science and Engineering A*, Vols. 435-436, pp.163-171, 2006.
  - A. Staroselsky, L. Anand, "A constitutive model for hcp materials deforming by slip and twinning - application to magnesium alloy AZ31B". *International Journal of Plasticity*, Vol. 19, pp.1843–1864, 2003.
  8. Y. Shoichiro, N. Hisashi, Y. Hirokuni, K. Manabe, "Formability enhancement in magnesium alloy stamping using a local heating and cooling technique: circular cup deep drawing process", *Journal of Materials Processing*