

Research Paper

The Study of Hot Deformation Behavior of an Mg-10Li-1Zn Alloy by Arrhenius Constitutive Equations

Mostafa Shalbafi¹, *Reza Roumina², Reza Mahmudi³

1. MSc., School of Metallurgy and Materials Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.
2. Assistant Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.
3. Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Citation: Shalbafi M, Roumina R, Mahmudi R. The Study of Hot Deformation Behavior of an Mg-10Li-1Zn Alloy by Arrhenius Constitutive Equations. *Metallurgical Engineering*. 2016; 19(1):4-12. <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.27135.1030>

doi: <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.27135.1030>

ABSTRACT

Hot deformation of an extruded Mg-10Li-1Zn alloy was studied by compression testing in the temperatures range of 250-450°C and strain rates of 0.001-0.1s⁻¹. During hot compressive deformation of the Mg-10Li-1Zn alloy, flow stress curves reach a maximum value and then reach a steady state which is indicative of the occurrence of dynamic recrystallization. Because of the activation of softening mechanisms at higher temperatures and lower strain rates, this phenomenon is more pronounced at lower temperatures and higher strain rate. The flow stress of the Mg-10Li-1Zn alloy at elevated temperatures was modeled via an Arrhenius-type constitutive equation. The values for the activation energy of about 103 kJ mol⁻¹ and the power-law stress exponents in the range of 5.2-6.0 obtained from the Arrhenius-type model indicate that the dominant mechanism during hot deformation of the Mg-10Li-1Zn alloy is dislocation climb which is controlled by the lattice self-diffusion of Li atoms.

Key words: Mg-Li alloys, Hot deformation, Constitutive equations

■ ■

*** Corresponding Author:**

Reza Roumina, PhD

Address: School of Metallurgy and Materials Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

Tel: +98 (21) 82084097

E-mail: roumina@ut.ac.ir

بررسی رفتار کار گرم آلیاژ Mg-10Li-1Zn توسط معادلات ساختاری آرنیوسی

مصطفی شالبافی^۱، رضا رومینا^۲، رضا محمودی^۳

۱- کارشناس ارشد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

۲- استادیار، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

۳- استاده، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه تهران، تهران، ایران.

چکیده

در این پژوهش رفتار تغییر شکل فشاری گرم آلیاژ اکسترود شده Mg-10Li-1Zn با استفاده از آزمون فشار در محدوده دمایی ۴۵۰-۲۵۰ درجه سانتی‌گراد و محدوده نرخ کرنش ۰/۱-۱۰/۰ بر ثانیه مورد مطالعه قرار گرفت. در حین تغییر شکل فشاری گرم آلیاژ Mg-10Li-1Zn نمودار تنش سیلان به یک حد بیشینه رسیده و پس از آن به حالت پایدار می‌رسد که نشان‌دهنده وقوع تبلور مجدد دینامیکی است. این حالت در دماهای پایین‌تر و نرخ کرنش‌های بالاتر مشهودتر است. زیرا در دماهای بالاتر و نرخ کرنش‌های پایین‌تر مکانیزم‌های نرم‌شوندگی بیشتر فعال می‌شوند. رفتار سیلان آلیاژ Mg-10 Li-1 Zn در دماهای بالا توسط معادلات ساختاری آرنیوسی مدل‌سازی شد. مقادیر انرژی فعال‌سازی ۱۰۳ کیلوژول بر مول و نمای تنش قانون توانی ۶/۰-۵/۲ حاصل از معادلات آرنیوسی نشان‌دهنده این موضوع است که مکانیزم غالب تغییر شکل گرم آلیاژ، صعود نابجایی‌ها کنترل‌شده با نفوذ در خود شبکه‌های لیتیم می‌باشد.

واژه‌های کلیدی: آلیاژهای منیزیم- لیتیم، تغییر شکل گرم، معادلات ساختاری آرنیوسی

۱. مقدمه

عناصر آلیاژی مختلف، عنصر Li توانایی کاهش دانسیته و افزایش قابل توجه انعطاف‌پذیری را در آلیاژهای منیزیم دارد. در میان آلیاژهای پایه منیزیم، آلیاژهای پایه Mg-Li دارای کمترین چگالی می‌باشند. از این رو این آلیاژها را مواد فوق‌سبک^۲ می‌نامند. علاوه بر چگالی بسیار پایین، آلیاژهای پایه Mg-Li دارای مزیت‌های زیادی از قبیل استحکام مخصوص بالا، ماشین‌کاری و شکل‌پذیری خوب و قابلیت میراسازی ارتعاشات عالی می‌باشند [۹، ۸].

بنابراین آلیاژهای Mg-Li از پتانسیل بالا برای استفاده در صنایع مختلف هوافضا، الکترونیک، خودرو و نظامی برخوردار می‌باشند [۱۰]. با این رویکرد در دهه شصت میلادی سازمان فضایی NASA گروهی از آلیاژهای Mg-Li-Al را با نام اختصاری LA141A در استاندارد ASTM برای کاربردهای فضایی معرفی کرد [۱۱]. آلیاژهای Mg-Li، با درصد Li بین ۵/۷ تا ۱۱ درصد، ریزساختاری دو فازی را تشکیل می‌دهند که شامل فاز α-Mg، با ساختار هگزاگونال متراکم، و فاز مکعبی مرکزدار β-Li است. انتظار می‌رود که ترکیبی از این دو فاز سبب تغییر مکانیزم‌های تغییر شکل و افزایش شکل‌پذیری ماده شود. درصد Li کمتر از ۵/۷٪ سبب تشکیل ساختاری تکفاز از فاز α می‌شود و بیش از

امروزه آلیاژهای پایه منیزیم به دلیل دانسیته پایین، استحکام ویژه بالا، قابلیت ماشین‌کاری و جوشکاری بالا کاربردهای فراوانی در مواد سازهای سبک وزن، صنعت حمل و نقل و صنایع هوا فضا پیدا کرده‌اند [۳-۱]. از عمده معایب آلیاژهای پایه منیزیم می‌توان به محدودیت در کارسرد و چقرمگی و نرمی محدود به دلیل وجود ساختار هگزاگونال منیزیم اشاره کرد. آلیاژهای کارشده منیزیم در مقایسه با آلیاژهای فولاد و آلومینیم، کمتر در صنعت مورد استفاده قرار می‌گیرند که دو دلیل اصلی برای این موضوع مطرح شده است: (۱) منیزیم و آلیاژهای آن انعطاف‌پذیری کمی در دمای محیط دارند. (۲) جهت‌های بلوری مرجح (بافت) حین فرآیندهای شکل‌دهی تشکیل می‌شوند و موجب کاهش شکل‌پذیری این آلیاژها می‌شود [۴، ۵].

ریزدانه‌سازی ریزساختار توسط تغییر شکل پلاستیک شدید، تغییر شکل در دمای بالا به دلیل فعالیت سیستم‌های لغزش بیشتر [۴] و افزودن عناصر آلیاژی [۷] روش‌های کاربردی برای بهبود شکل‌پذیری آلیاژهای منیزیم محسوب می‌شوند. در میان

2. Superlight

1. Texture

* نویسنده مسئول:

دکتر رضا رومینا

نشانی: تهران، دانشگاه تهران، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد.

تلفن: ۰۲۱ ۸۲۰۸۴۰۹۷ (۲۱) +۹۸

پست الکترونیکی: roumina@ut.ac.ir

جدول ۱. ترکیب شیمیایی اسمی آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق.

Alloy	Element	Li (wt.%)	Zn (wt.%)	Mg (wt.%)
LZ۱۰۱		۱۰	۱	bal.

به منظور ذوب مواد اولیه از کوره مقاومتی و بوتله گرافیتی به حجم ۳۵۰ cc استفاده شد. پیش از قرار دادن منیزیم در کوره کف بوتله با فلاکس محافظ با نام تجاری Magrex ۳۶ پوشانده شد. مقدار منیزیم لازم جهت ریخته‌گری در بوتله قرار داده شد و روی آن توسط فلاکس پوشش داده شد. سپس یک درپوش گرافیتی روی دهانه بوتله قرار داده شد. این درپوش به همراه فلاکس محافظ با جلوگیری از رسیدن اکسیژن به مذاب، از اکسید شدن آن جلوگیری می‌کند. پس از ذوب شدن منیزیم، روی به مذاب اضافه شد و عملیات اختلاط به‌وسیله هم‌زدن مکانیکی با استفاده از یک میله فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶ انجام گردید. با اطمینان از حل شدن روی در مذاب پس از گذشت ۲۰ دقیقه، آمیزان به صورت قطعات کلوخه‌ای هر ۵ دقیقه یک‌بار به مذاب اضافه شد.

پس از اتمام مرحله آلیاژسازی، مذاب به مدت ۲۰ دقیقه در دمای کوره نگهداری شد تا عناصر آلیاژی به صورت کامل حل شوند. در نهایت، مذاب یک‌بار دیگر هم زده شد و مجدداً به مدت ۵ دقیقه در دمای کوره نگهداری شد تا ذرات ناخالصی احتمالی ته‌نشین شوند. همچنین، پیش از ریختن مذاب در قالب، سرباره‌گیری از سطح مذاب جهت حذف اکسیدها و آلودگی‌های ناشی از ذوب و فلاکس صورت پذیرفت. دمای پیش‌گرم قالب ۱۵۰°C می‌باشد. با توجه به ابعاد قالب اکستروژن نمونه‌های ریختگی تا قطر حدود ۴۲ mm ماشین‌کاری شده و در دمای ۳۰۰°C و با سرعت ۳ mm/sec اکستروژن شدند. سطح مقطع نمونه‌های اکستروژن شده مربعی با طول ضلع ۱۱ mm بوده است که نسبت اکستروژن معادل ۱۱/۵ به ۱ را به دست می‌دهد.

همچنین از دستگاه پرس با ظرفیت اسمی ۲۵۰ تن، برای اعمال فشار استفاده گردید. به منظور کاهش اصطکاک و جلوگیری از ایجاد ترک‌های سطحی حین فرآیند، نمونه‌ها با استفاده از اسپری MOS₂ روان‌کاری و وارد قالب شده و به دنبال آن سنبه نیز بر روی نمونه قرار داده شد تا اختلاف دمایی به وجود نیاید. جهت گرم کردن قالب نیز از ۴ المنت فشنگی و یک المنت محیطی استفاده شد. نمونه‌های مورد استفاده برای آزمایش فشار گرم از آلیاژ اکستروژن‌شده در جهت اکستروژن با قطر ۵ میلی‌متر و ارتفاع ۸ میلی‌متر ماشین‌کاری شدند. آزمون‌های فشار گرم در محدوده دمایی ۲۵۰-۴۵۰ درجه سانتی‌گراد و تحت نرخ کرنش-های ۰/۰۰۱، ۰/۰۱ و ۰/۱ بر ثانیه انجام گرفت.

۱۱٪، آلیاژ تک‌فاز از فاز β تشکیل می‌شود [۱۲]. به همین سبب، بررسی رفتار کار گرم از لحاظ تعیین نیروی مورد نیاز برای تغییر شکل و خواص نهایی دارای اهمیت ویژه‌ای است.

از آنجاکه پارامترهای فرآیندهای ترمومکانیکی اثرات قابل توجهی بر روی تحولات ریزساختاری و خواص مکانیکی آلیاژهای منیزیم دارند، بررسی‌های دقیق جهت تعیین این پارامترها لازم و ضروری است [۱۴، ۱۳]. بنابراین معادلات ساختاری با در نظر گرفتن پارامترهای فرآیندی نظیر کرنش، نرخ کرنش و دما، ابزاری مناسب برای توصیف رفتار کار گرم مواد به‌شمار می‌آیند. اثرات برخی از این پارامترها بر روی رفتار نرم‌شوندگی و سخت‌شوندگی مواد، منجر به پیچیدگی بیشتر مدل‌سازی فرآیند تغییر شکل گرم می‌شود.

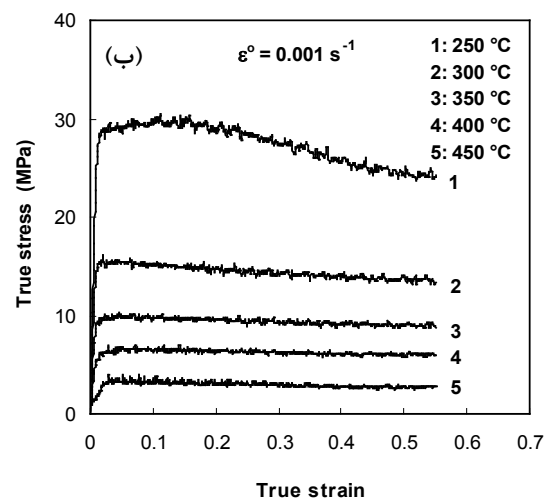
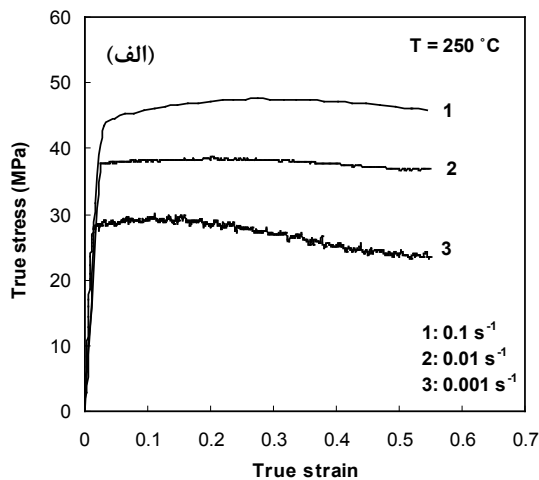
تاکنون، روش‌های ارائه شده در معادلات ساختاری، شامل مدل‌های تجربی، نیمه تجربی، مدل‌های ساختاری فیزیکی هستند [۱۵]. سلارز و مک‌تگارت^۳ رویکردی را فرض کردند که در آن تنش سیلان توسط قوانین هذلولی^۴ آرنیوسی بدون در نظر گرفتن اثر کرنش ارائه می‌شود [۱۶]. اسلوف و همکاران^۵ پارامتر وابسته به کرنش را در معادلات ساختاری هذلولی سینوسی به منظور پیش-بینی تنش سیلان آلیاژهای کار شده منیزیم در نظر گرفتند [۱۷]. معیارهای انتخاب بهترین معادلات ساختاری عبارتند از: ۱. پیش‌بینی تنش سیلان مواد با دقت بالا. ۲. وارد کردن تعدادی از ثوابت محاسبه شده ماده، با استفاده از تعداد اندکی از داده‌های تجربی.

با این وجود، مطالعات اندکی بر روی رفتار تغییر شکل گرم آلیاژهای منیزیم-لیتیم انجام شده است [۲۰-۱۸]. در بررسی حاضر، با استفاده از معادلات ساختاری آرنیوسی به مدل‌سازی و پیش‌بینی رفتار تغییر شکل گرم آلیاژ اکستروژن Mg-10Li-1Zn، پرداخته می‌شود.

۲. مواد و روش تحقیق

ترکیب شیمیایی اسمی آلیاژ مورد استفاده در این پژوهش در جدول شماره ۱ آورده شده است. جهت آلیاژسازی از شمش منیزیم با خلوص ۹۹/۸٪ و روی از شمش با خلوص ۹۹/۹٪ استفاده شد. عنصر لیتیم نیز در سه درصد وزنی ۱۰ به صورت آمیزان^۶ به مذاب افزوده شد.

- Sellars & McTegart
- Hyperbolic laws
- Sloof
- Master alloy



تصویر ۱. منحنی تنش- کرنش آزمون فشار گرم در (الف) نرخ کرنش‌های مختلف؛ (ب) دماهای مختلف.

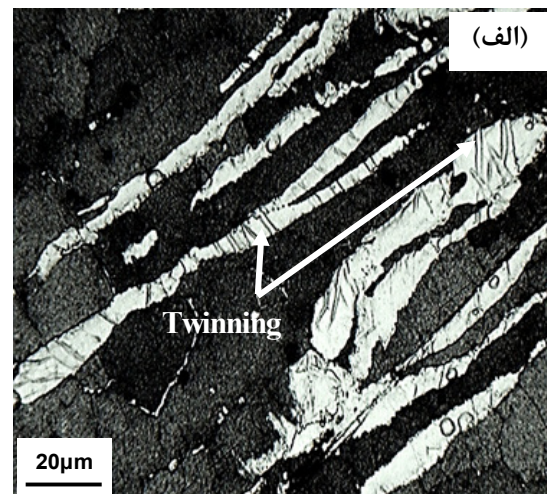
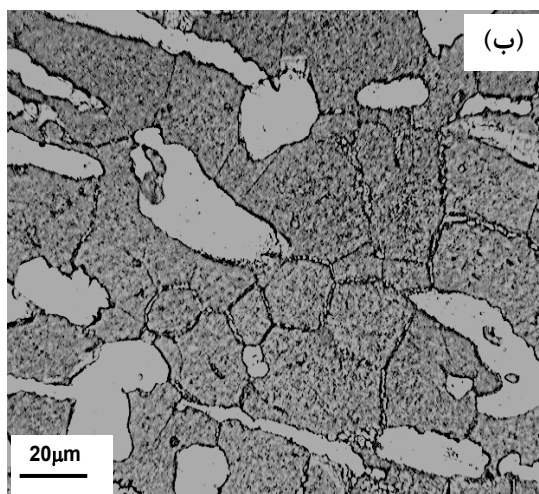
۳. نتایج و بحث

رفتار سیلان

می‌باشد. رفتار سیلان مشاهده شده پیشنهادکننده وقوع تبلور مجدد دینامیکی در ریزساختار آلیاژ است.

همان‌گونه که انتظار می‌رود، با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش، منحنی‌ها به سطوح پایین‌تر تنش منتقل شده‌اند. همچنین با افزایش دما بیشینه تنش در کرنش‌های کمتری آغاز شده و تنش بیشینه در کرنش‌های پایین‌تری مشاهده می‌شود [۲۱]. مشاهدات اخیر به وقوع فرآیندهای فعال‌شونده با دما نسبت داده می‌شود، که با افزایش دما شدیدتر می‌شوند. افزایش تنش بیشینه و کرنش متناظر با آن با افزایش نرخ کرنش نیز با توجه به سرعت بیشتر تولید و افزایش ناهمگایی‌ها در نرخ کرنش‌های بالاتر قابل توجیه است. به طور کلی منحنی‌های سیلان به دست آمده از آزمایش فشار گرم (تصویر شماره ۱) حاکی از آن است که پارامترهای ترمومکانیکی می‌تواند

جهت بررسی مکانیزم‌های حاکم بر تغییر شکل و همچنین تأثیر پارامترهای دما و نرخ کرنش، آزمایش‌های فشار گرم در محدوده دمایی ۲۵۰-۴۵۰ درجه سانتی‌گراد و در نرخ کرنش‌های اولیه ۰/۰۰۱، ۰/۰۱ و ۰/۱ بر ثانیه صورت پذیرفت. منحنی‌های تنش حقیقی-کرنش حقیقی به دست آمده در تصویر شماره ۱ نشان داده شده است. در همه منحنی‌ها وجود پیک تنش قابل تشخیص است که پس از آن تنش افت کرده و در نهایت به مقدار ثابتی می‌رسد. این رفتار سیلان در دماهای پایین و نرخ کرنش‌های بالا با وضوح بیشتری نسبت به رفتار کار نرمی در دماهای بالا و نرخ کرنش‌های پایین‌تر، قابل مشاهده



تصویر ۲. (الف) دوقلوبی‌های مکانیکی در ریزساختار آلیاژ در دمای ۲۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱ بر ثانیه، (ب) ساختار تبلور مجدد یافته در دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۰۱ بر ثانیه.

ترتیب شیب‌های متوسط خطوط $\ln(\dot{\epsilon})$ بر حسب $\ln(\sigma)$ و $\ln(\dot{\epsilon})$ بر حسب σ در دمای ثابت هستند. بنابراین، مقدار تقریبی α در (رابطه ۳) را می‌توان به صورت $\alpha = \beta/n \approx \beta/n_1$ محاسبه کرد. رابطه توانی (رابطه ۱) و رابطه نمایی (رابطه ۲) به ترتیب برای سطوح تنشی کم ($\alpha\sigma < 0.8$) و سطوح تنشی زیاد ($\alpha\sigma > 1.2$) مناسب می‌باشند. در حالی که رابطه سینوس هاپرپربولیک (رابطه ۳)، شکل کلی و مناسب برای محدوده وسیعی از تنش‌ها می‌باشد.

با استفاده از معادله آرنیوسی مشهور (رابطه ۴) می‌توان اثرات هم‌زمان دما و نرخ کرنش را بر روی رفتار سیلان در محدوده وسیعی از دما و نرخ کرنش مورد مطالعه قرار داد.

معادله ۴.

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

که در آن Q انرژی اکتیواسیون تغییر شکل، R ثابت جهانی گازها، T دمای آزمون، α ، A ، n و β ثابت ماده و Z پارامتر زینر-هولومان است.

با لگاریتم گرفتن از معادله فوق، رابطه زیر حاصل می‌شود:

معادله ۵.

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

برای تعیین پارامترهای رابطه فوق با ترسیم نمودار $\ln(\dot{\epsilon})$ بر حسب $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ و نمودار $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ بر حسب $\ln(1000/T)$ و تعیین شیب این نمودارها می‌توان به ترتیب به مقادیر n و s را تعیین کرد، و در نتیجه مقدار Q با استفاده از معادله زیر حاصل می‌شود:

معادله ۶.

$$Q = R \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right]_T \left[\frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1000/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} = Rns$$

با بازنویسی رابطه ۴ می‌توان تنش سیلان را به شکل زیر به دست آورد:

معادله ۷.

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} [\sinh^{-1}(\frac{Z}{A})]^{1/n}$$

معادلات ارائه شده در یک کرنش ثابت لحاظ شده‌اند. با در نظر گرفتن محدوده کرنش $0.3 - 0.51$ (با فواصل 0.3) و تکرار تمامی مراحل ارائه شده در کرنش ثابت برای تمامی کرنش‌ها، ثابت‌های این معادلات برای هر کرنش محاسبه شد و در نهایت میانگین این مقادیر به عنوان مقدار نهایی عدد ثابت در نظر گرفته شد.

روند ارائه شده در بالا در میزان کرنش ثابت لحاظ شده‌اند. با در نظر گرفتن محدوده کرنش در محدوده $0.3 - 0.51$ (با فواصل 0.3) تمامی روند ارائه شده در بالا برای این مقادیر کرنش تکرار

تأثیر قابل توجهی بر رفتار تغییر شکلی آلیاژ داشته باشد. وقوع سخت‌شوندگی بعد از منطقه تغییر شکل الاستیک و افزایش سطح تنش تا نقطه بیشینه به دوقلویی شدن مکانیکی (در دماهای پایین‌تر و نرخ کرنش‌های بالاتر) و لغزش (در دماهای بالاتر و نرخ کرنش‌های پایین‌تر) نسبت داده می‌شود.

نتیجه اخیر با در نظر گرفتن فعال شدن سیستم‌های لغزش اضافی در دماهای بالا منطقی به نظر می‌رسد. همان‌گونه که اشاره شد وقوع نرم‌شوندگی در منحنی‌های سیلان پس از نقطه ماکزیمم به وقوع فرآیندهای ترمیم به‌خصوص تبلور مجدد دینامیکی نسبت داده می‌شود. به‌طوری‌که انتظار می‌رود در دماهای بالاتر تغییر شکل و تحت نرخ کرنش‌های پایین‌تر به علت ترغیب فرآیندهای ترمیمی، کسر حجمی تبلور مجدد بالاتر است. نتایج به دست آمده در تطابق با تحقیقات گزارش شده درخصوص تغییر شکل گرم آلیاژهای منیزیم است [۲۲].

همان‌طور که در تصویر شماره ۲-الف مشاهده می‌شود در دمای 250°C درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش 0.1 بر ثانیه، دوقلویی شدن مکانیکی می‌تواند سهم عمده‌ای در تغییر شکل آلیاژ داشته باشد. به‌طور کلی دوقلویی‌های مکانیکی می‌توانند نقش اساسی در رفتار سیلان آلیاژهای منیزیم ایفا کنند. در حین تغییر شکل گرم، مرزهای دوقلویی موجود در ریزساختار، می‌توانند به‌عنوان موافقی مستحکم در برابر ناهنجاری‌ها عمل کرده و منجر به کارسختی بیشتر در مراحل اولیه تغییر شکل شوند. علاوه بر این، دوقلویی‌ها می‌توانند با فراهم کردن مکان‌های جوانه‌زنی مرجع برای تبلور مجدد (مرزهای دوقلویی، تقاطع‌های مرز دانه-دوقلویی و محل‌های تلاقی دوقلویی-دوقلویی) تبلور مجدد دینامیکی را تسهیل کنند. همچنین در تصویر شماره ۲-ب ریز ساختار کاملاً تبلور مجدد یافته را به دلیل تغییر شکل در دمای 450°C درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش 0.01 بر ثانیه نشان می‌دهد.

بررسی روابط ساختاری

رابطه بین تنش سیلان، نرخ کرنش و دمای تغییر شکل به شکل معادلات ۱، ۲ و ۳ توصیف می‌شود [۲۳، ۲۴]:

معادله ۱.

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

معادله ۲.

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

معادله ۳.

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

که در این روابط A_1 ، A_2 ، A ، n ، α ، β و n_1 ثابت ماده و در یک کرنش خاص غیروابسته به دما هستند، که در آن n_1 و β به

جدول ۲. ضرایب ثابت معادله چندجمله‌ای درجه ۵.

α	Q	$\ln A$
$\alpha_0=0.1765$	$Q_0=93.5$	$\ln A_0=8.0468$
$\alpha_1=0.1872$	$Q_1=281.9$	$\ln A_1=5143$
$\alpha_2=2.1617$	$Q_2=-2313.6$	$\ln A_2=-433.98$
$\alpha_3=-19.464$	$Q_3=8639.5$	$\ln A_3=1707.4$
$\alpha_4=46.965$	$Q_4=-15027.0$	$\ln A_4=-3022.3$
$\alpha_5=-36.062$	$Q_5=9779.7$	$\ln A_5=1952.5$

$$Q=Q_0+Q_1\varepsilon+Q_2\varepsilon^2+Q_3\varepsilon^3+Q_4\varepsilon^4+Q_5\varepsilon^5$$

$$\ln A=\ln A_0+\ln A_1\varepsilon+\ln A_2\varepsilon^2+\ln A_3\varepsilon^3+\ln A_4\varepsilon^4+\ln A_5\varepsilon^5$$

با قرار دادن مقادیر تنش تجربی و مقادیر پیش‌بینی شده در تصویر شماره ۵ مشاهده می‌شود که تطابق بسیار خوبی در محدوده دمایی و نرخ کرنشی آزمایش شده بین این دو مقدار برقرار است. به علاوه، فاکتور تصحیح، R، بین مقادیر تنش تجربی و مقادیر پیش‌بینی شده معادل ۰/۹۹۱ است، که در تصویر شماره ۴-د به نمایش گذاشته شده است.

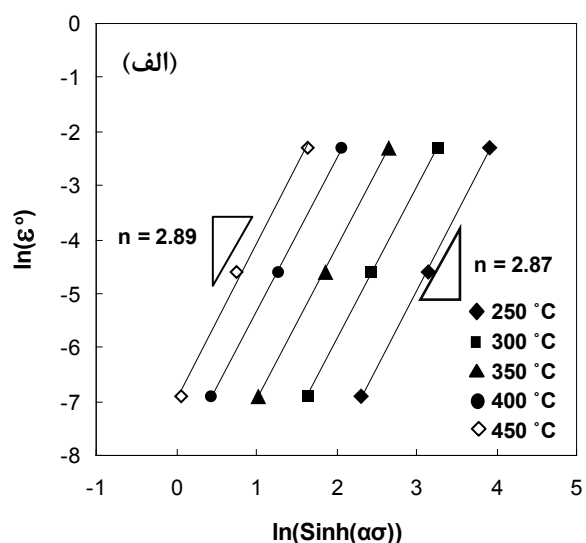
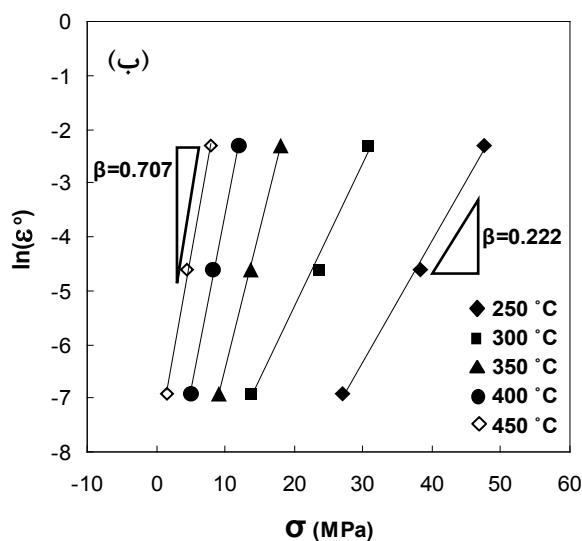
باتوجه به تصویر شماره ۴-الف مشاهده می‌شود که مقدار پارامتر Q در محدوده 100-107 kJ mol⁻¹ تغییر می‌کند. این مقدار انرژی اکتیواسیون نزدیک به انرژی اکتیواسیون نفوذ شبکه‌ای Li بوده (103 kJ mol⁻¹) که کمتر از مقدار انرژی اکتیواسیون نفوذ شبکه‌ای Mg (135 kJ mol⁻¹) است [۲۵]. با مقایسه تغییر شکل گرم با رفتار خزشی مواد، نزدیکی و مشابهت‌هایی بین این دو مشاهده می‌شود. مکانیزم‌های مختلفی از خزش می‌توانند در حین

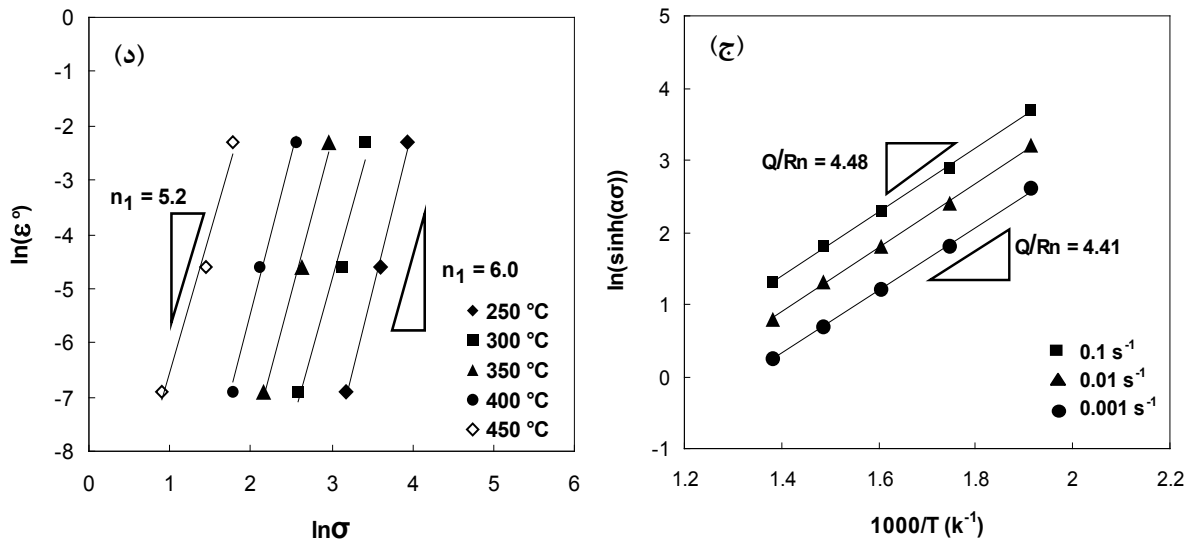
شده و از تمامی مقادیر ثابت حاصله در تمامی کرنش‌ها میانگین گرفته شده و به‌عنوان مقدار نهایی برای آن ثابت در نظر گرفته می‌شود. در واقع با متوسط‌گیری از شیب تمامی خطوط در تمامی کرنش‌ها به‌عنوان مقدار نهایی گزارش می‌شود. به‌عنوان مثال، تمامی این مقادیر در کرنش ۰/۳ به دست می‌آیند. از این رو، در تصویر شماره ۳ تأثیر پارامترهای مهم دما و نرخ کرنش در تغییرات تنش و پارامتر زنر-هولومان نشان داده شده است.

مقادیر n_1 ، β ، n و s به ترتیب شیب‌های به دست آمده در تصویر شماره ۳-الف، β ، n و s را از نمودارها می‌باشند. تصویر شماره ۴ تغییرات مقادیر α ، Q ، $\ln A$ و n را با کرنش بر طبق یک معادله چند جمله‌ای درجه ۵ مطابق با رابطه ۸ نشان می‌دهد. تغییرات n با میزان کرنش غیر قابل توجه است. ضرایب ثابت معادله چند جمله‌ای درجه ۵ در جدول شماره ۲ ارائه شده است.

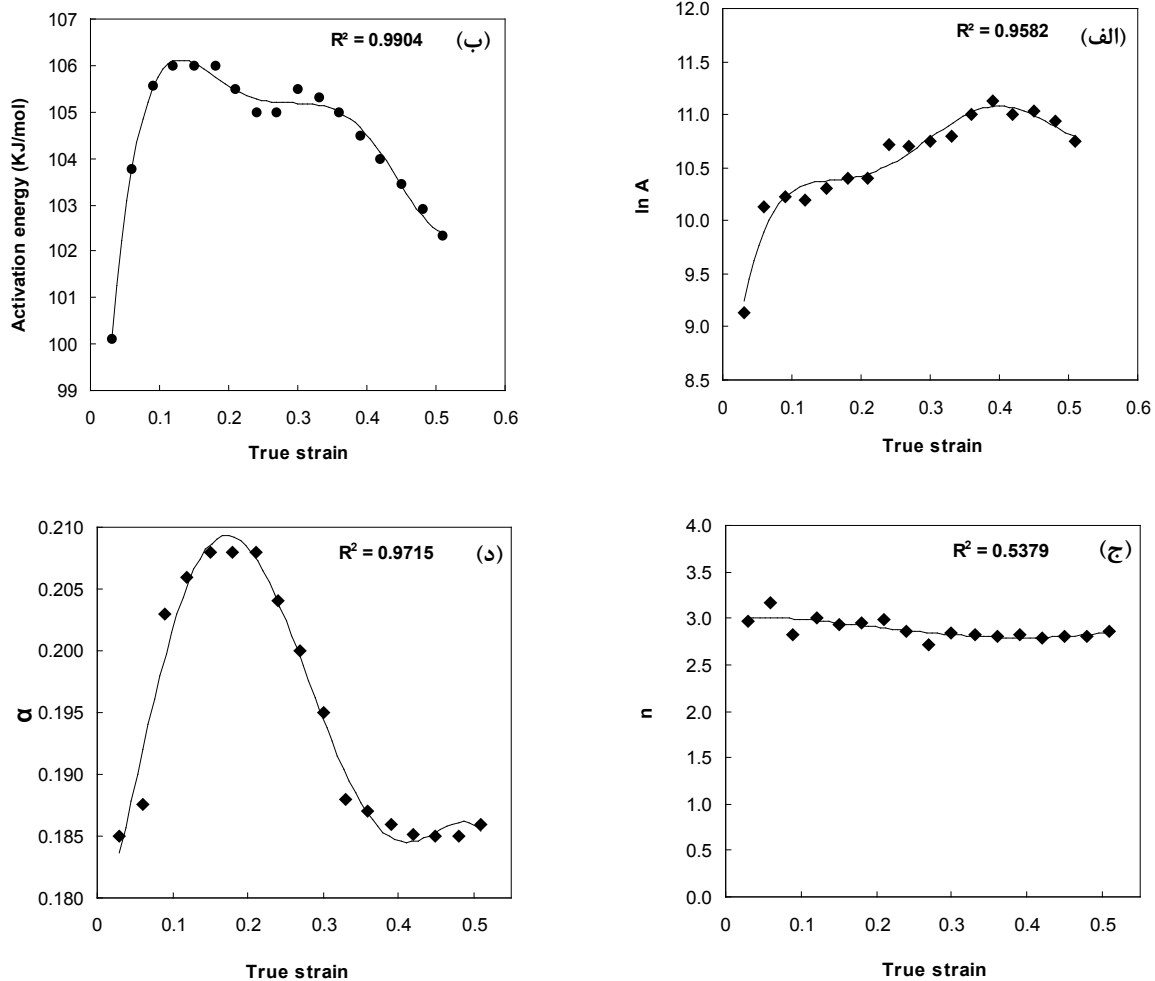
معادله ۸.

$$\alpha=\alpha_0+\alpha_1\varepsilon+\alpha_2\varepsilon^2+\alpha_3\varepsilon^3+\alpha_4\varepsilon^4+\alpha_5\varepsilon^5$$

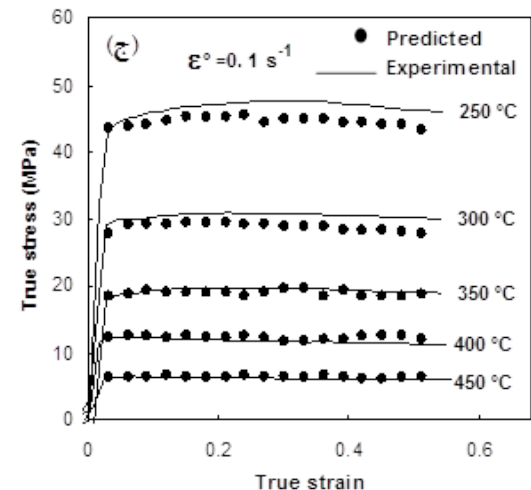
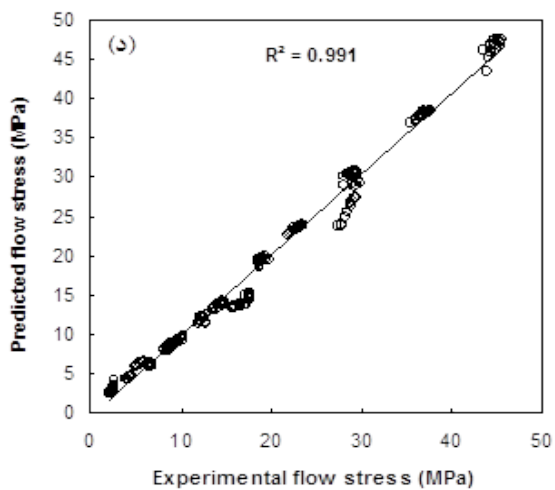
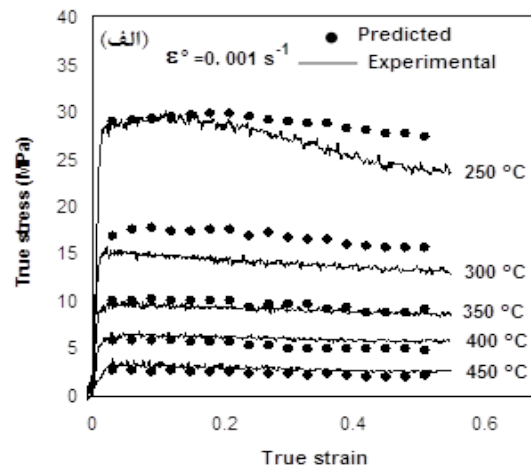
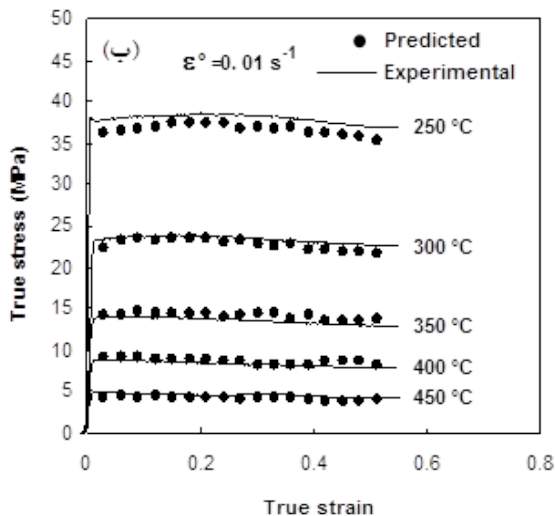




تصویر ۳. مقادیر ثابت الف (n، ب)، β (ج)، S و n₁ (د)، معادل شیب نمودارها در کرنش ۰/۳.



تصویر ۴. الف) تغییرات lnA، ب) انرژی اکتیواسیون، ج) n و د) α با میزان کرنش براساس رابطه چند جمله‌ای درجه پنج است.



تصویر ۵. مقایسه بین تنش سیلان تجربی و پیش‌بینی شده با استفاده از مدل آرنیوسی در نرخ کرنش‌های مختلف و تطابق بین نتایج تنش سیلان تجربی و پیش‌بینی شده است.

کاهش پارامتر زنر هولومان) به علت تحرک بیشتر مرزها در این شرایط، کاهش می‌یابد.

نتایج به دست آمده برای بیان رفتار سیلان آلیاژ Mg-10Li-1Zn توسط معادلات ساختاری آرنیوسی تطابق خوبی با نتایج تجربی حاصل از آزمایش فشار در محدوده دمایی ۲۵۰-۴۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۱-۰/۱ بر ثانیه دارد. انرژی اکتیواسیون (101-107 kJ mol⁻¹) نزدیک به انرژی اکتیواسیون نفوذ شبکه‌ای Li (103 kJ mol⁻¹) و نمای تنش تابع توانی به دست آمده در بازه ۵/۲-۶ از مدل معادله ساختاری آرنیوسی بیان می‌کند که مکانیزم غالب تغییر شکل گرم آلیاژ Mg-10Li-1Zn صعود نابه‌جایی‌هایی است که توسط نفوذ در خود کنترل می‌شوند.

تغییر شکل، برای مقادیر مختلفی از انرژی اکتیواسیون و توان تنش می‌توانند غالب باشند [۲۶، ۲۷]. صعود نابه‌جایی‌ها، در محدوده توان تنش، n_1 ، ۴ تا ۶ و انرژی اکتیواسیون متناظر با نفوذ در خود در فلزات خالص در دماهای بالا، به‌عنوان مکانیزم غالب شناخته می‌شود [۶]. بنابراین، انرژی اکتیواسیون ۱۰۳ kJ mol⁻¹ و توان تنش ۵/۲ تا ۶ (تصویر شماره ۲-۵ مربوط به صعود نابه‌جایی‌ها است که توسط نفوذ شبکه‌ای در تمام محدوده دمایی کنترل می‌شود).

۴. نتیجه‌گیری

تغییر شکل گرم آلیاژ اکسترود شده Mg-10Li-1Zn به منظور بررسی رفتار تنش سیلان و استفاده از معادلات ساختاری برای مدل کردن رفتار سیلان در دمای بین ۲۵۰-۴۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۱-۰/۱ بر ثانیه انجام پذیرفت و نتایج زیر به دست آمد: سطح تنش سیلان با افزایش میزان دما و کاهش نرخ کرنش

References

- [1] Mordike BL, Ebert T. Magnesium: Properties—applications—potential. *Materials Science & Engineering: A*. 2001; 302(1):37-45.
- [2] Polmear IJ. *Light alloys*. London: Edward Arnold; 1989.
- [3] Xia X, Chen Q, Zhang K, Zhao Z, Ma M, Li X, et al. Hot deformation behavior and processing map of coarse-grained Mg-Gd-Y-Nd-Zr alloy. *Materials Science & Engineering: A*. 2013; 587:283-90.
- [4] Yuan W, Mishra RS. Grain size and texture effects on deformation behavior of AZ₃₁ magnesium alloy. *Materials Science & Engineering: A*. 2012; 558:716-24.
- [5] Watanabe H, Mukai T, Ishikawa K. Differential speed rolling of an AZ₃₁ magnesium alloy and the resulting mechanical properties. *Journal of Materials Science*. 2004; 39(4):1477-80.
- [6] Sherby OD, Taleff EM. Influence of grain size, solute atoms and second-phase particles on creep behavior of polycrystalline solids. *Materials Science & Engineering: A*. 2002; 322(1):89-99.
- [7] Takuda H, Matsusaka H, Kikuchi S, Kubota K. Tensile properties of a few Mg-Li-Zn alloy thin sheets. *Journal of Materials Science*. 2002; 37(1):51-7.
- [8] Haferkamp H, Niemeyer M, Boehm R, Holzkamp U, Jaschik C, Kaese V. Development, processing and applications range of magnesium lithium alloys. *Materials Science Forum*. 2000; 350-351:31-42.
- [9] Crawford P, Barrosa R, Mendez J, Foyos J, Es-Said OS. On the transformation characteristics of LA141A (Mg-Li Al) alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. 1996; 56(1):108-18.
- [10] Chiu CH, Wu HY, Wang JY, Lee S. Microstructure and mechanical behavior of LZ91 Mg alloy processed by rolling and heat treatments. *Journal of Alloys & Compounds*. 2008; 460(1):246-52.
- [11] Byrreer TG, White EL, Frost PD. The development of magnesium-lithium alloys for structural applications, NASA contractor report. Columbus: Battelle Memorial Institute; 1963.
- [12] Nayeb-Hashemi AA, Clark JB, Pelton AD. *Phases diagrams of binary magnesium alloys*. Columbus: ASM International, Materials Park; 1998.
- [13] Abbasi SM, Shokuhfar A. Prediction of hot deformation behaviour of 10Cr-10Ni-5Mo-2Cu steel. *Materials Letters*. 2007; 61(11):2523-6.
- [14] Lin YC, Chen MS, Zhong J. Microstructural evolution in 42CrMo steel during compression at elevated temperatures. *Materials Letters*. 2008; 62(14):2132-5.
- [15] Spigarelli S, Evangelista E, Cerri E, Langdon TG. Constitutive equations for hot deformation of an Al-6061/20% Al₂O₃ composite. *Materials Science & Engineering: A*. 2001; 319:721-5.
- [16] Sellars CM, McTegart WJ. On the mechanism of hot deformation. *Acta Metallurgica*. 1966; 14(9):1136-8.
- [17] Slooff FA, Zhou J, Duszczyc J, Katgerman L. Constitutive analysis of wrought magnesium alloy Mg-Al4-Zn1. *Scripta Materialia*. 2007; 57(8):759-62.
- [18] Trojanova Z, Drozd Z, Lukáč P, Chmelik F. Deformation behaviour of Mg-Li alloys at elevated temperatures. *Materials Science & Engineering: A*. 2005; 410:148-51.
- [19] Chen Z, Li Z, Yu C. Hot deformation behavior of an extruded Mg-Li-Zn-RE alloy. *Materials Science & Engineering: A*. 2011; 528(3):961-6.
- [20] Drozd Z, Trojanová Z, Kúdela S. Deformation behaviour of Mg-Li-Al alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2004; 378(1):192-5.
- [21] Li HY, Wei DD, Li YH, Wang XF. Application of artificial neural network and constitutive equations to describe the hot compressive behavior of 28CrMnMoV steel. *Materials & Design*. 2012; 35:557-62.
- [22] Wu HY, Yang JC, Liao JH, Zhu FJ. Dynamic behavior of extruded AZ₆₁ Mg alloy during hot compression. *Materials Science & Engineering: A*. 2012; 535:68-75.
- [23] McQueen HJ, Ryan ND. Constitutive analysis in hot working. *Materials Science and Engineering: A*. 2002; 322(1):43-63.
- [24] Lin YC, Chen XM. A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working. *Materials & Design*. 2011; 32(4):1733-59.
- [25] Metenier P, González-Doncel G, Ruano OA, Wolfenstine J, Sherby OD. Superplastic behavior of a fine-grained two-phase Mg-9wt.% Li alloy. *Materials Science & Engineering: A*. 1990; 125(2):195-202.
- [26] Spigarelli S, El Mehtedi M, Regev M. Enhanced plasticity and creep in an extruded Mg-Zn-Zr alloy. *Scripta Materialia*. 2010; 63(6):617-20.
- [27] Mahmudi R, Geranmayeh AR, Rezaee-Bazzaz A. Impression creep behavior of lead-free Sn-5Sb solder alloy. *Materials Science & Engineering: A*. 2007; 448(1):287-93.