

## گواهی ارائه مقاله

ضمن تشکر و قدردانی از ارائه مقاله با عنوان:

بررسی تاثیر بیسموت بر ریزساختار و رفتار خزش فروروندگی آلیاژ منیزیم AZ31

در دهمین کنفرانس بین‌المللی مهندسی مواد و متالورژی

و

پانزدهمین همایش ملی مشترک انجمن مهندسی متالورژی و مواد ایران و انجمن علمی ریخته‌گری ایران

در تاریخ ۲۵ و ۲۶ آبان ماه سال ۱۴۰۰ - ایران، تهران

این گواهی به نویسندگان مقاله:

پهنوش طالب پور، سید عبدالکریم سجادی، غلامرضا ابراهیمی، حمید مشاور

اعطای کرد. موفقیت روزافزون شما را در پیشرفت علم و فناوری، از خداوند متعال خواستاریم.



محمود نیلی احمدآبادی  
رئیس انجمن متالورژی و مواد ایران



یحیی پالیزدار  
دبیر کنفرانس



شهرام رایگان  
دبیر علمی



عبدالحمید قنیمی  
رئیس انجمن علمی ریخته‌گری ایران



## بررسی تاثیر بیسموت بر ریزساختار و رفتار خزش فروروندگی آلیاژ منیزیم AZ31

بهنوش طالب پور<sup>۱</sup>، سید عبدالکریم سجادی<sup>۲</sup>، غلامرضا ابراهیمی<sup>۳</sup>، حمید مشاور<sup>۴</sup>

[Behnoush.talebpour@yahoo.com](mailto:Behnoush.talebpour@yahoo.com)

### چکیده

در تحقیق حاضر، تاثیر افزودن ۰/۵، ۱ و ۲ درصد وزنی از عنصر بیسموت بر ریزساختار و رفتار خزش فروروندگی آلیاژ ریخته‌گی منیزیم AZ31(Mg-3%Al-1%Zn-0/2%Mn) در محدوده دمایی ۱۵۰°C تا ۲۰۰°C و تحت تنش‌های مختلف ۲۵۰MPa تا ۴۵۰ MPa مورد بررسی قرار گرفته‌است. بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که فاز بین‌فلزی  $Mg_3Bi_2$  در تمام نمونه‌های دارای بیسموت تشکیل شده و این فاز سبب ریزدانگی و پراکندگی یکنواخت‌تر فاز یوتکتیک  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> در مرزخانه‌ها شده‌است. نتایج آزمون خزش آلیاژهای حاوی بیسموت نشان از بهبود مقاومت خزشی این آلیاژها نسبت به آلیاژ پایه داشت. بهبود مقاومت خزشی در آلیاژهای حاوی بیسموت به ذرات  $Mg_3Bi_2$  که از پایداری حرارتی قابل ملاحظه‌ای برخوردارند، نسبت داده‌شد. این ذرات سدی پایدار در برابر حرکت نابجایی‌ها در حین تغییرشکل ناشی از خزش ایجاد می‌کنند.

کلمات کلیدی: آلیاژ AZ31، خزش فرورونده، ریزساختار، بیسموت.

### مقدمه

در سال‌های اخیر میزان صرفه‌جویی در منابع انرژی و مواد خام از اهمیت بیشتری برخوردار شده‌است. اهمیت استفاده از مواد کم‌وزن و قابل بازیافت نیز روز به روز در حال افزایش است، بنابراین منیزیم و آلیاژهای آن به عنوان سبک‌ترین مواد سازه‌ای فلزی با استحکام بالا، سختی خوب، قابلیت ریخته‌گری خوب، ظرفیت میرایی بالا و ماشینکاری عالی از اهمیت بالایی برخوردار هستند و با این ویژگی‌ها، در زمینه‌های مختلف از جمله صنعت خودرو و هوافضا، صنایع مخابرات و میکروالکترونیک‌های قابل حمل، کاربرد و اهمیت آنها را بالا می‌رود. [1و2].

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، رشته مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه فردوسی مشهد

۲- استاد رشته مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه فردوسی مشهد

۳- استاد رشته مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه فردوسی مشهد

۴- کارشناسی ارشد، رشته مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه فردوسی مشهد

بررسی ریز ساختاری و تغییر شکل منیزیم و آلیاژهای آن موضوع تحقیقات بسیاری از محققین در دنیا شده‌است. نسبت استحکام به وزن بالای آلیاژهای منیزیم دلیل اصلی استفاده از آنها و انجام تحقیقات پیرامون آن است. با این حال، منیزیم و آلیاژهای آن به دلیل انعطاف‌پذیری پایین و شکل‌پذیری نامطلوب آن باعث شده‌است که کاربرد صنعتی این آلیاژها در فرایندهای تغییرشکل فلزی بسیار محدود شود [1].

در این میان آلیاژهای منیزیم گروه AZ بدلیل قابلیت ریخته‌گری بالا و خواص استحکامی مناسب دردمای محیط یکی از پرکاربردترین آلیاژهای منیزیم در صنعت می‌باشند. در ریزساختار این آلیاژها ترکیب بین فلزی فاز بتا  $Mg_{17}Al_{12}$  در مرزدانه‌های زمینه مشاهده شده است. این فاز موجب افزایش استحکام در دمای محیط و باعث کاهش استحکام در دمای بالا شده است و با افزایش دما بیش از  $120^{\circ}C$  خواص مکانیکی خصوصاً خواص خزشی این آلیاژ محدود می‌شود [۶]. دوبرزانسکی<sup>۱</sup> و میروسلاو<sup>۲</sup> [7]، با بررسی خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ AZ91 در دماهای بالا به نتایجی رسیدند که ریزساختار اولیه آلیاژ، حاوی محلول جامد و همچنین فاز بتا  $Mg_{17}Al_{12}$  به صورت حجیم و پخش بوده است. آنها ریزساختار را به صورت دندریتی<sup>۳</sup> مشاهده کردند که فاز  $Mg_{17}Al_{12}$  به صورت پیوسته در بین دندریتها قرار دارد. این مناطق محلی مناسب برای ایجاد ترک در ساختار به هنگام بارگذاری هستند. گزارش شده است در دماهای بالا تجزیه جزئی فاز بتا اتفاق افتاده است. همچنین همگن بودن ساختار به واسطه توزیع غیریکنواخت فاز بتا به صورت بی‌دانه‌ای و درون‌دانه‌ای از بین رفته که از نظر خواص مکانیکی به خصوص در دماهای بالا نقطه ضعف محسوب می‌شود [7].

آلیاژ AZ31 از جمله آلیاژهای کارپذیر منیزیم با استحکام متوسط و شکل‌پذیری بالا است که امروزه کاربرد زیادی در صنایع مختلف پیدا کرده‌است [۵]. با افزودن عنصر بیسموت به آلیاژ AZ31 سبب تشکیل فازهای  $Mg_3Bi_2$  در آلیاژ می‌شود. نقطه ذوب بالای فاز  $Mg_3Bi_2$  ( $832^{\circ}C$  درجه سانتی‌گراد) سبب پایداری این رسوبات در دمای بالا می‌شود. توزیع پراکنده این رسوبات می‌تواند مانعی در برابر حرکت نابجایی‌ها و لغزش مرزدانه‌ای در دمای بالا باشد و در نتیجه مقاومت خزشی این آلیاژها افزایش می‌یابد [۱]. به این منظور تحقیقات بسیاری به منظور بررسی رفتار خزشی آلیاژهای منیزیم انجام شده است. آشنایی با مکانیزم‌های خزشی در محدوده دمایی و تنش‌ی مختلف این امکان را فراهم می‌سازد که روشی مناسب برای بهبود مقاومت خزشی مورد استفاده قرارگیرد.

<sup>1</sup> Dobrzanski

<sup>۲</sup> Miroslav

<sup>۳</sup> dendrite

تست خزش فشاری روشی سریع و مطمئن برای تعیین رفتار خزش در مواد مختلف است. در این روش عمق فرورونده استوانه‌ای با انتهای صاف در یک ماده در طول زمان تعیین شده، ثبت می‌شود. برخلاف آزمایشات معمول که به نمونه‌های کششی یا فشاری نیاز دارند، در این روش می‌توان تمام داده‌های خزش را با یک قطعه کوچک ماده بدست آورد. [۱]

تاکنون مطالعات زیادی در مورد اثرات افزودن جزئی عناصر آلیاژی مانند کلسیم، سیلیسیم، ایتیم و زیرکونیوم و عناصر دیگر بر روی آلیاژهای منیزیم گروه AZ انجام شده است [۹-۶]، ولی به ندرت گزارشی در رابطه با افزودن عناصر آلیاژی به آلیاژ منیزیم AZ31 و همچنین بررسی خواص خزشی آن‌ها گزارش شده است. بنابراین در این تحقیق به اثر افزوده شدن عنصر بیسموت و همچنین بررسی مقاومت و خواص خزشی این آلیاژ پرداخته شده است.

### مواد و روش تحقیق

در این پژوهش، تأثیر عنصر بیسموت در مقادیر ۰/۵، ۱ و ۲ درصد وزنی بر ریزساختار آلیاژ منیزیم AZ31 بررسی شده است. برای تهیه این آلیاژها از منیزیم، آلومینیوم، روی، منگنز و بیسموت با درصد خلوص بالا استفاده شد و سپس فرایند آلیاژسازی و ذوب در کوره الکتریکی انجام گرفت. در جداول ۱ ترکیب شیمیایی مواد اولیه مورد مطالعه نشان داده شده است که با استفاده از آنالیز پتاسیل جفت شده القایی (ICP) با دستگاه SPECTRO ARCOS مدل ۷۶۰۰۴۵۵۵ تعیین شدند. ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ31 با ترکیب شیمیایی استاندارد این آلیاژ مطابقت دارد [۱۰].

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژهای ریخته‌گری شده (درصد وزنی wt %).

نمونه	Al	Zn	Mn	Bi	Mg
Standard AZ31	2.5 _ 3.5	0.6 _ 1.4	0.20 min	_	remain
AZ31	2.5	2.5	0.1	_	remain
AZ31 + ۰.۵٪Bi	2.507	1.057	0.264	0.47	remain
AZ31 + ۱٪Bi	3.04	0.83	0.25	1.3	remain
AZ31 + 2٪Bi	3.279	1.192	0.40	2.225	remain

عملیات حرارتی تمامی نمونه‌های آلیاژی جهت همگن‌سازی و کاهش فاز نرم بتا  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> انجام گرفت. ابتدا نمونه‌ها تا دمای  $375^{\circ}\text{C}$  حرارت دیده و در این دما به مدت ۲ ساعت نگه داشته شدند. در مرحله بعد، دما را تا  $420^{\circ}\text{C}$  بالا برده و نمونه‌ها به مدت ۱۴ ساعت در این دما نگه داشته شدند و سپس با آب سرد شدند. آلیاژهای تهیه شده پس از یک مرحله روتراشی، جهت بررسی‌های ریزساختاری آماده‌سازی شدند. بعد از سنباده زدن نمونه‌ها، پولیش نمونه‌ها همراه با متانول  $99^{\circ}$  و محلول آلومینا  $0.05$  میکرون انجام گرفت و با هوای گرم خشک شدند. نمونه‌ها پس از پولیش برای آشکار شدن ساختار فازی تحت عملیات اچ قرار گرفتند. از محلول اچ پیکرال استیک ( $10$  میلی‌لیتر استیک اسید  $+4/2$  گرم اسید پیکریک  $+10$  میلی‌لیتر آب مقطر  $+70$  میلی‌لیتر اتانول  $99^{\circ}$ ) استفاده شد. نمونه‌ها پس از اچ کردن توسط متانول شستشو داده و با هوای گرم خشک شدند. مشاهده ریزساختار و تصویربرداری از نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری الیمپوس مدل BX60 مجهز به دوربین دیجیتال انجام پذیرفت. همچنین جهت بررسی‌های بیشتر ریزساختاری، از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل LEO VP 1450 مجهز به طیف‌سنج تفکیک انرژی (EDS) بر روی نمونه‌ها استفاده شد.

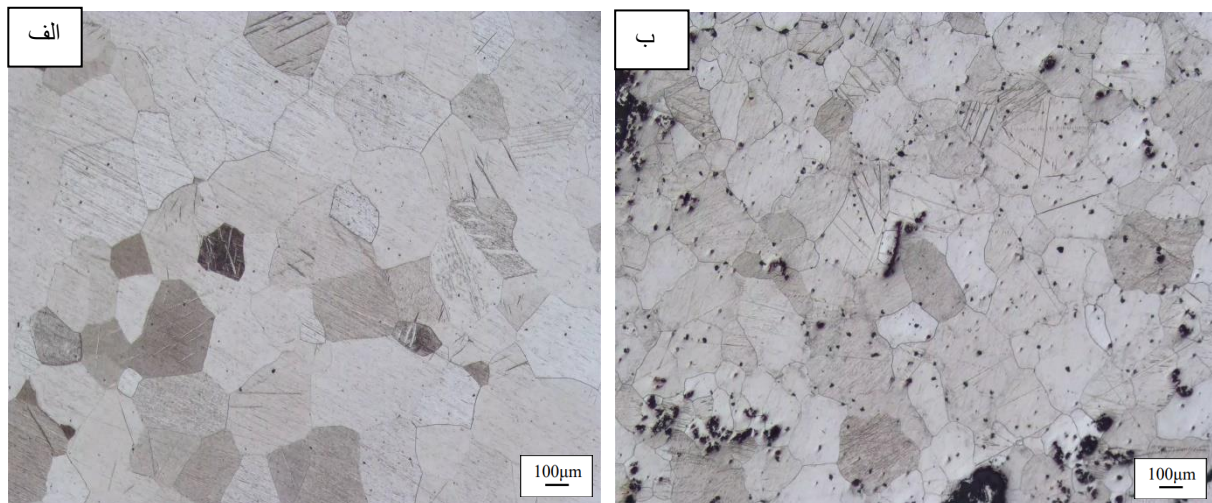
از آلیاژهای همگن شده، نمونه‌های استوانه‌ای شکل به قطر  $10$  میلی‌متر به ضخامت  $5$  میلی‌متر برش داده شد. آزمون‌های خزش در دماهای  $150^{\circ}\text{C}$ ،  $175^{\circ}\text{C}$  و  $200^{\circ}\text{C}$  و تحت تنش‌های ثابت در بازه  $250\text{MPa}$  تا  $450\text{MPa}$  به عمل آمد. بدین منظور آزمون‌های خزش فرورونده با دستگاه کشش-فشار سنتام (STM 150) مجهز به کوره سه منطقه‌ای و یک ترموکوپل در مجاورت نمونه، با فرورونده استوانه‌ای از جنس کاربیدتنگستن به قطر  $2$  میلی‌متر انجام پذیرفت. زمان آزمون برای تحقق مرحله خزش ناحیه دوم خزش، با توجه به آزمون‌های آزمایشی  $60$  دقیقه تعیین شد. قبل از شروع آزمون‌ها جهت یکنواختی دما در تمامی نواحی محل آزمون،  $20$  دقیقه نمونه در کوره قرار گرفت. پس از اعمال بار، عمق فرورفتگی به صورت خودکار به عنوان تابعی از زمان توسط دستگاه اندازه‌گیری شد.

## نتایج و بحث

### ۱- ریزساختار

شکل ۱ ریزساختار آلیاژ AZ31 و AZ31+1%Bi را به عنوان نماینده‌ای از آلیاژهای مورد مطالعه نشان می‌دهد. همانطور که در شکل ۱ الف نشان داده‌است، ریزساختار آلیاژ AZ31 شامل فاز زمینه  $\alpha$ -Mg، فاز

یوتکتیک  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  امتداد مرزخانه‌ها است. با افزودن بیسموت (شکل ۱ ب) ، و فازهای جدید میله و دانه‌ای شکل  $\text{Mg}_3\text{Bi}_2$  ایجاد می‌شود. رسوبات  $\text{Mg}_3\text{Bi}_2$  به‌عنوان محل جوانه‌زنی دانه‌ها عمل می‌کنند و سبب اصلاح ریز ساختار و ریزدانه‌گی می‌شود [۱]. بطوریکه اندازه دانه از  $130/54 (\mu\text{m})$  به  $91/8 (\mu\text{m})$  به ترتیب برای آلیاژهای AZ31 و AZ31+1%Bi کاهش می‌یابد. هم‌چنین بیشترین سختی برای آلیاژ AZ31+1%Bi گزارش شده‌است (جدول ۲). در شکل ۱ ب، ناخالصی‌ها و هم‌چنین حفرات ریز ناشی از حضور فاز بتا  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  دیده می‌شود. حضور حفرات به علت غیرکوهرنیت بودن فاز بتا با فاز منیزیم زمینه و رسوب‌گذاری ناپیوسته فاز بتا در ریزساختار بوده که منجر به ایجاد ترک در هنگام فرآیندهای شکل‌دهی می‌شود.

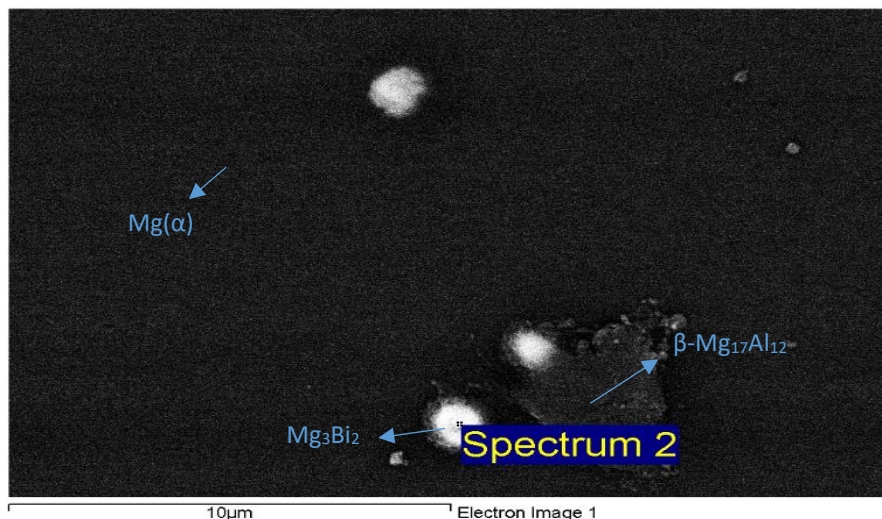


شکل (۱) الف) ریزساختار آلیاژ AZ31، ب) ریزساختار آلیاژ AZ31+1%Bi.

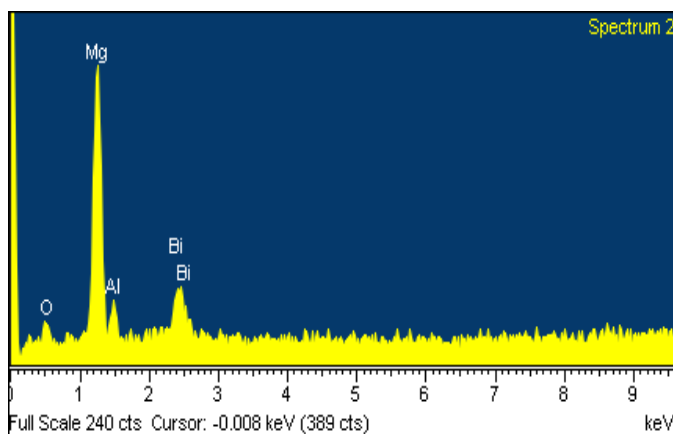
در شکل ۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار ریختگی آلیاژ AZ31+1%Bi نمایش داده شده است. به منظور تعیین هر یک از فازهای موجود در ریزساختار از آنالیز نقطه ای به کمک روش EDS استفاده شده است. در این شکل نقاط آنالیز شده مشخص گردیده است. شکل ۳ نتایج بدست آمده از آنالیز EDS مربوط به نقطه مشخص شده در شکل ۳ را نشان می‌دهد. با توجه به شکل ۲ مشاهده می‌شود که با افزودن مقادیر جزئی بیسموت، این عنصر در فاز  $\beta$  نفوذ می‌کند و به صورت پراکنده در ساختار مشاهده می‌شود و بدلیل چگالی بالای این فاز ( $5/83 \text{ gr/cm}^3$ ) [۱۱]، در شکل روشن‌تر دیده می‌شوند.

جدول ۲- سختی نمونه‌های آلیاژی (برحسب ویکرز).

آلیاژ	AZ31	AZ31 + 0.5%Bi	AZ31 + 1%Bi	AZ31 + 2%Bi
سختی ویکرز	۴۲،۵۴	۵۰،۹۴	۵۲،۶	۵۱،۸



شکل ۲) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریزساختار ریختگی آلیاژ AZ31+1%Bismuth.



شکل ۳) نتایج آنالیز EDS مربوط به نقاط علامت گذاری شده در شکل ۲.

جدول ۳- ترکیب شیمیایی نقطه مشخص شده.

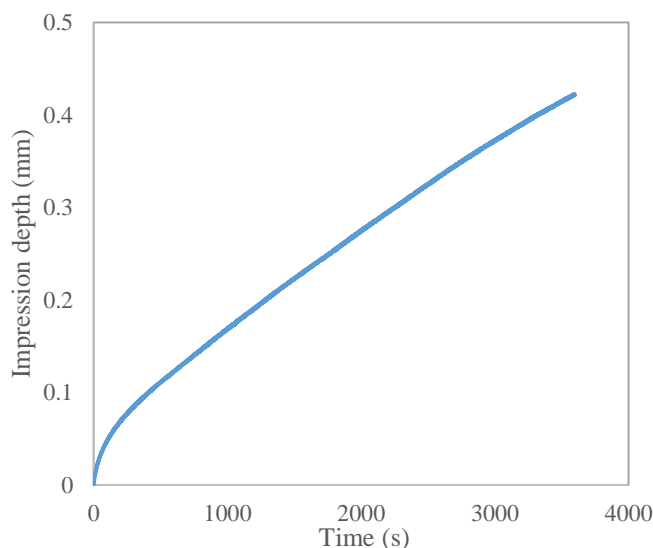
Element	Atomic%	Weight%
O	29.17	15.52
Mg	56.47	45.65
Al	10.07	9.03
Bi	4.29	29.80
Totals	100	100

## ۲- رفتار خزشی

### ۲-۱- آزمایش خزش

آزمایش های خزش فرورونده در دماهای  $150^{\circ}\text{C}$ ،  $175^{\circ}\text{C}$  و  $200^{\circ}\text{C}$  تحت تنش ثابت 200-450MPa انجام شده است. میزان عمق فرورونده و هم‌چنین سرعت خزش به عنوان معیاری از مقاومت خزشی نمونه‌ها در نظر گرفته شد. شکل ۴ منحنی عمق فروروندگی-زمان نمونه AZ31+1%Bismuth را در دمای ثابت  $175^{\circ}\text{C}$  و تنش ۴۰۰ MPa به عنوان نماینده‌ای از آزمایش‌های خزش انجام شده نشان می‌دهد. در این منحنی خزشی، زمان

مرحله ابتدایی خزش بسیار کوتاه بوده و سپس مرحله خزش پایا طولانی‌تر مشاهده می‌گردد. به علت تعادل بین مکانیزم‌های کارنرمی و کارسختی سرعت مرحله خزش پایا افزایش یافته است. به علت ماهیت فشاری آزمون خزش فرورونده مرحله‌ی سوم خزش در منحنی‌های عمق-زمان مشاهده نشده است. سرعت فروروندگی در این ناحیه برابر با شیب خط مماس بر منحنی در این ناحیه است.



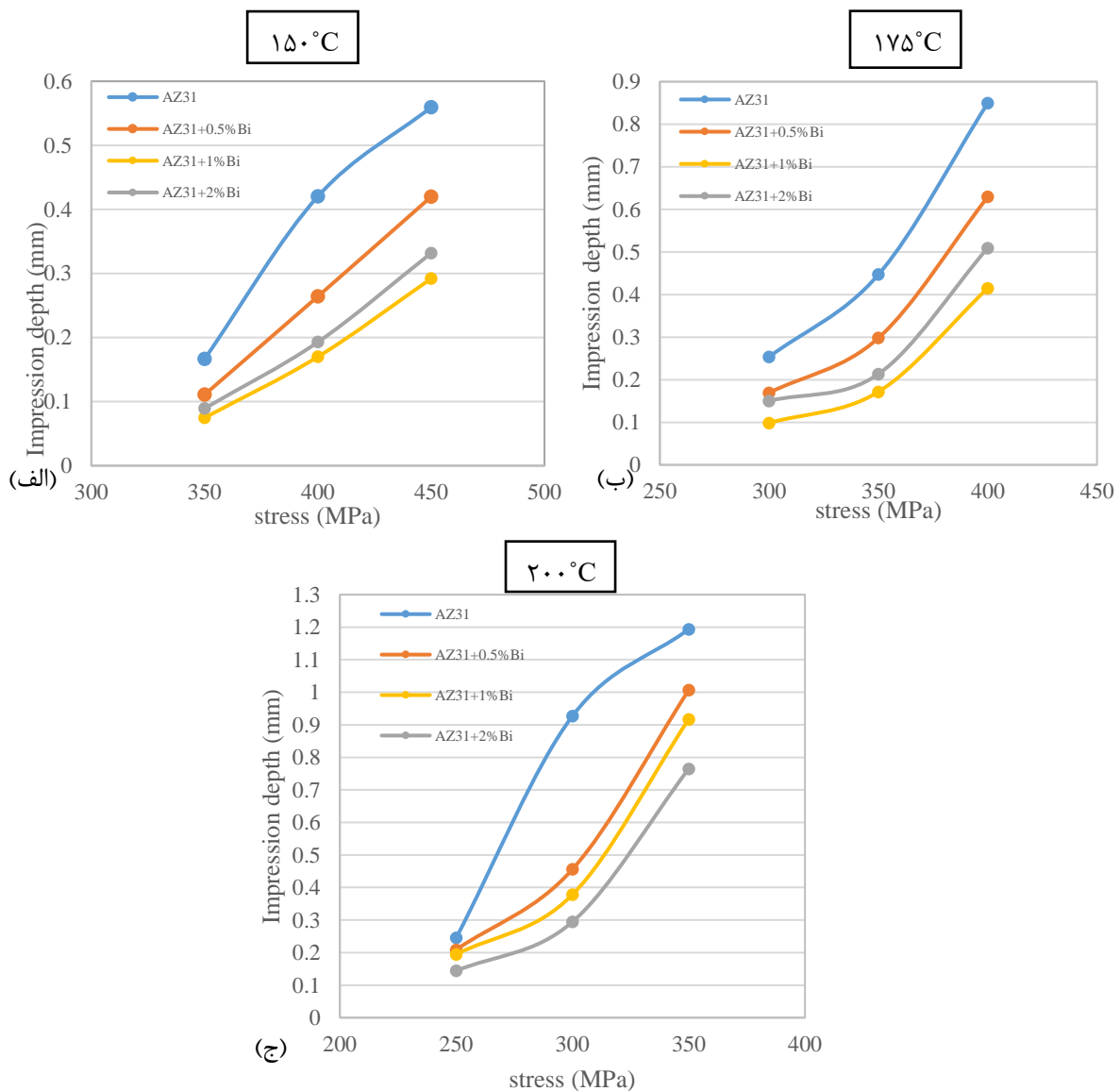
شکل ۴) منحنی خزش فرورونده نمونه AZ31+1%Bi در دمای  $175^{\circ}\text{C}$  و تنش  $400\text{ MPa}$ .

شکل ۶ منحنی‌های عمق فرورونده-تنش در دماهای  $150^{\circ}\text{C}$ ،  $175^{\circ}\text{C}$  و  $200^{\circ}\text{C}$  را برای چهار آلیاژ نشان می‌دهد. با افزایش تنش در دمای ثابت، به دلیل فعال شدن مکانیزم‌های تغییرشکل مثل صعود و لغزش و کارنرمی در ساختار در اثر اعمال تنش‌های فشاری، میزان عمق فرورونده افزایش یافته است. افزایش دما میزان تنش لازم برای فعال شدن سیستم‌های غیرفعال آلیاژ زمینه کاهش می‌یابد و تحرک نابجایی‌ها زیاد شده است، بنابراین تغییرشکل راحت‌تر صورت می‌گیرد.

همانگونه که در شکل ۶ مشاهده می‌شود، میزان عمق فرورونده نسبت به زمان، در هر سه دما مربوط به آلیاژهای حاوی بیسموت، کمتر از میزان عمق فرورونده در آلیاژ AZ31 بوده است. این میزان از جابجایی، بهبود مقاومت به خزش را در آلیاژ حاوی بیسموت نسبت به آلیاژ AZ31 بدون بیسموت نتیجه می‌دهد. این رفتار به علت پدیده استحکام‌بخشی در ریزساختار و تشکیل فاز پایدار  $\text{Mg}_3\text{Bi}_2$  و کاهش فاز بتا  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  اتفاق افتاده است. بنابراین به نظر می‌رسد افزودن بیسموت و تشکیل فاز بین‌فلزی  $\text{Mg}_3\text{Bi}_2$  نقش مهمی در بهبود مقاومت خزش آلیاژ AZ31 داشته است.



همانطور که مشهود است کمترین عمق فرورونده در دمای  $150^{\circ}\text{C}$  و  $175^{\circ}\text{C}$  در تمامی تنش‌ها در حین آزمون خزش، در بین چهار آلیاژ، متعلق به آلیاژ AZ31+1%Bi بوده‌است. با این حال در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  بهترین مقاومت در برابر خزش متعلق به آلیاژ AZ31+2%Bi بوده‌است که در آن کسر حجمی بالاتری از رسوبات بین‌فلزی  $\text{Mg}_3\text{Bi}_2$  در ریزساختار و مرزخانه‌ها تشکیل می‌شود که این ذرات می‌توانند سدی پایدار در برابر لغزش نابجایی‌ها و فعال شدن مکانیزم‌های خزشی ایجاد کنند که با افزایش بیشتر دما ( $200^{\circ}\text{C}$ ) نیاز به وجود این سدها بیشتر بوده و مانعی در برابر فعال شدن مکانیزم‌های خزشی خواهند بود. همچنین گفتیم که افزودن بیسموت باعث ریزدانه‌گی ریزساختار می‌شود با افزایش مرزخانه، موانع در برابر مکانیزم‌های خزشی که با افزایش دما بیشتر فعال شده‌اند، بیشتر شده که می‌تواند مقاومت خزشی بهتری را نتیجه دهد.



شکل 6) منحنی‌های عمق فرورونده-تنش در دماهای: الف)  $150^{\circ}\text{C}$ ، ب)  $175^{\circ}\text{C}$  و ج)  $200^{\circ}\text{C}$ .

## ۲-۲- توان خزشی

نتایج تحقیقات قبلی نشان می‌دهد که جهت بهبود خواص خزشی بایستی مکانیزم خزش با محاسبه توان تنش  $(n)$  و یا انرژی فعال سازی خزشی  $(Q_c)$  توسط معادله قانون توانی تشخیص داده شود. نرخ خزش توانی و تنش اعمالی برای ماده‌ای که از قانون توانی پیروی می‌کند با رابطه ۲ به یکدیگر مربوط می‌شوند [۲۲].

$$\dot{\epsilon} = A \left(\frac{b}{d}\right)^p \frac{D_0 G b}{K T} \left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (1)$$

در این رابطه  $A$  انرژی نقص درچیده شدن،  $b$  طول بردار برگرز که برای منیزیم برابر است با  $10^{-10} \text{ m}$ ،  $d$  اندازه دانه،  $P$  توان اندازه دانه،  $n$  توان تنش،  $D_0$  فاکتور فرکانسی،  $G$  مدول برشی،  $Q_c$  انرژی فعال سازی خزش،  $K$  ثابت بولتزمن،  $T$  درجه حرارت آزمایش و  $R$  ثابت گازها است.

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

$$\sigma = \frac{\sigma_{imp}}{c_1} \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = \frac{dh/dt}{\varphi c_2} = \frac{V_{imp}}{\varphi c_2} \quad (3)$$

در این روابط  $F$  بار اعمالی،  $\varphi$  قطر فرورونده،  $h$  عمق نفوذ است و مقادیر ثابت  $c_1$  و  $c_2$  به ترتیب در بازه ۲ و ۰/۵-۱/۵ قرار دارند [۱۳].

با قرار دادن معادلات ۲، ۳ در معادله ۱ و منظم کردن آن، رابطه قانون توانی بین سرعت فرورونده  $(V_{imp})$  و تنش فرورونده  $(\sigma_{imp})$  رابطه زیر را نتیجه می‌دهد.

$$\left(\frac{V_{imp} T}{G}\right) = A \left(\frac{\varphi c_2}{c_1^n}\right) \left(\frac{b}{d}\right)^p \left(\frac{b D_0}{k}\right) \left(\frac{\sigma_{imp}}{G}\right)^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (4)$$

از آنجا که مقادیر  $b$  و  $k$  ثابت هستند، این امکان وجود دارد که توان تنش را از رسم نمودار  $\text{Ln}(V_{imp} T/G)$  بر حسب  $\text{Ln}(\sigma_{imp}/G)$  در دمای ثابت محاسبه کرد [۱۳].

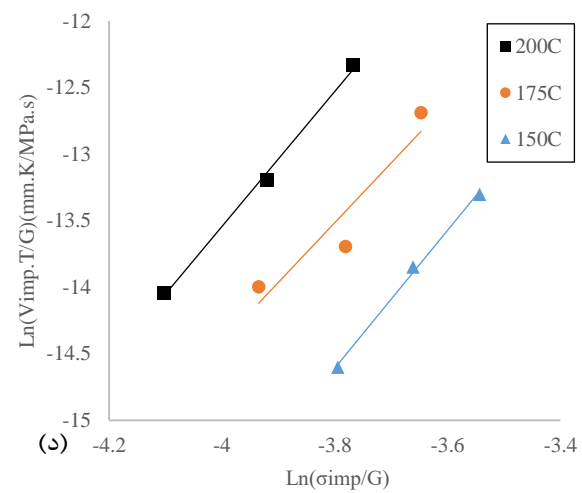
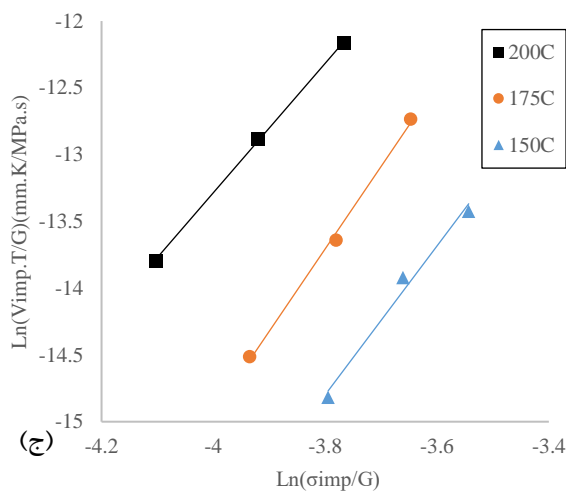
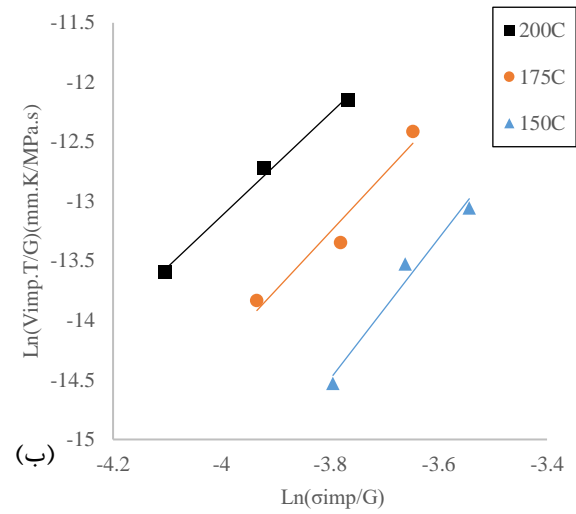
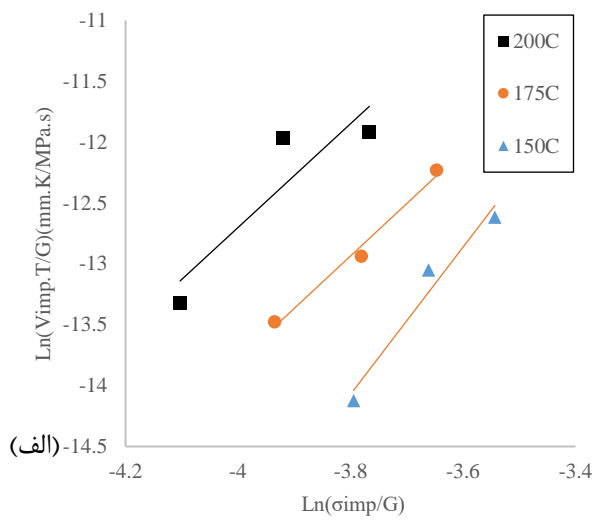
در این میان، افت مدول برشی با دما به صورت عمومی پذیرفته شده است و وارد کردن این تغییرات در محاسبات خزشی باعث تغییر در میزان انرژی فعال سازی محاسبه شده می گردد و با حذف نوسان های مدول برشی مقدارهای واقعی تری را به دست می دهند.

لازم به ذکر است که مدول برشی به طور معمول تابعی از دمای آزمایش است، بنابراین از رابطه زیر برای منییزیم خالص استفاده می شود [۱۴]:

$$G \text{ (MPa)} = 19200 - 8/6T \text{ (K)} \quad (۴)$$

شکل ۶ نمودارهای توان تنش مربوط به آلیاژ AZ31 و هم چنین آلیاژ AZ31 حاوی مقادیر ۰/۵ ، ۱ و ۲ درصد وزنی از عنصر بیسموت در سه دمای ۱۵۰ °C ، ۱۷۵ °C و ۲۰۰ °C را نشان می دهد، که تغییرات  $\ln(V_{imp}T/G)$  برحسب  $\ln(\sigma_{imp}/G)$  در دماهای ثابت به همراه شیب خطوط نشان داده شده است. مشاهده می شود که تغییرات در محورهای لگاریتمی به صورت خطی بوده و شیب آن بین ۶/۲ - ۴/۲ می باشد که بیانگر خزش نابجایی کنترل شونده توسط صعود است [۱۵].

در جدول ۳ مقادیر بدست آمده توان تنش مربوط به نمونه های مورد مطالعه آورده شده است. در دماهای ۱۵۰ °C و ۱۷۵ °C، بیشترین مقادیر توان تنش بدست آمده مربوط به آلیاژ AZ31 حاوی ۱ درصد وزنی بیسموت بوده است. علت افزایش توان تنش، مکانیزمهای استحکام بخشی به واسطه فازهای جدید میله و دانه های شکل  $Mg_3Bi_2$  که با قرارگیری در مرزدانه ها مانع از لغزش مرزدانه ای در این آلیاژ شده بود، مربوط می شود. اما، در دمای ۲۰۰ °C توان خزشی آلیاژ AZ31 حاوی ۲ درصد وزنی بیسموت بیشترین مقدار را دارا بوده، کاهش توان تنش در دمای بالا به ناپایداری ریزساختاری در اثر افزایش دما مربوط بوده است. درشت شدن رسوبات ریز و کاهش کارسختی محلول جامد منجر به بازیابی نابجایی ها در دمای بالا در حین خزش می شود.



شکل 6) نمودارهای توان تنش: الف) آلیاژ AZ31، ب) آلیاژ AZ31+0.5%Bi، ج) AZ31+1%Bi و د) AZ31+2%Bi

جدول ۳- مقادیر محاسبه شده توان تنش.

نمونه	150 °C	175 °C	200 °C
AZ31	5,۲	۴,۳	۴,۲
AZ31 + ۰,۵%Bi	۵,۶	۴,۹	۴,۳
AZ31 + ۱%Bi	۶	۶,۲	۴,۸
AZ31 + 2%Bi	۵,۹	۴,۵	۵,۱

## ۳-۲- مکانیزم خزشی

توان تنش بین ۳ تا ۷ بیانگر خزش نابجایی کنترل‌شونده توسط صعود می‌باشد. لذا مطابق شکل ۷ و با توجه به توان‌های خزشی بدست آمده در دماهای  $150^{\circ}\text{C}$ ،  $175^{\circ}\text{C}$  و  $200^{\circ}\text{C}$  مکانیزم خزش غالب در این تحقیق، خزش نابجایی کنترل‌شونده توسط صعود برای هر چهار آلیاژ می‌باشد. در خزش نابجایی‌ها، فرآیند لغزش و صعود نابجایی‌ها بصورت همزمان بوده و کندترین فرآیند کنترل‌کننده سرعت خزش است. در این نوع خزش، وابسته به درصد عنصر افزودنی، تنش بحرانی وجود خواهد داشت که در تنش‌های پایینتر از آن، سرعت خزش بوسیله لغزش ویسکوز نابجایی‌ها کنترل می‌شود و در مقایسه با صعود نابجایی‌ها، سرعت لغزش نابجایی کمتر است. در تنش‌های بالاتر، اتم‌های محلول ممانعتی در برابر حرکت نابجایی از خود نشان نداده و نابجایی‌ها با کنده‌شدن از اتمسفر اطراف خود به راحتی می‌توانند حرکت نمایند. لذا در صورت وجود مانعی در برابر حرکت نابجایی‌ها، سرعت صعود نابجایی، کنترل‌کننده سرعت خزش خواهد بود که با توجه به مقدار توان تنشی نوع مکانیزم مشخص می‌شود. توان تنشی برابر با ۳، مکانیزم لغزش ویسکوز نابجایی غالب می‌باشد و توان تنشی بین ۴-۷، خزش با مکانیزم صعود نابجایی‌ها کنترل می‌شود [۱۶ و ۱۷].

## نتیجه گیری

۱- به دلیل پایداری حرارتی کم فاز یوتکتیک  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ ، با افزایش دما، مقاومت به خزش آلیاژ AZ31 کاهش می‌یابد. افزودن بیسموت در محدوده ۰/۵ تا ۲ درصد وزنی، بطور کلی مقاومت در برابر خزش آلیاژها را بهبود می‌بخشد، که به دلیل تشکیل فاز بین‌فلزی  $\text{Mg}_3\text{Bi}_2$  است. هم‌چنین، افزودن بیسموت سبب افزایش سختی آلیاژ شد و بیشترین سختی مربوط به آلیاژ AZ31+1%Bi بود.

۲- ذرات بین‌فلزی  $\text{Mg}_3\text{Bi}_2$  موانع حرارتی پایداری هستند که با فرآیند بازیابی مخالفت می‌کنند و حداقل خزشی مواد را کاهش می‌دهند. در دمای  $150^{\circ}\text{C}$  و  $175^{\circ}\text{C}$  مقاومت به خزش آلیاژ AZ31+1%Bi بیشتر بود که مربوط به تشکیل فاز  $\text{Mg}_3\text{Bi}_2$  و سختی بیشتر این آلیاژ است، و در دمای  $200^{\circ}\text{C}$  مقاومت به خزش آلیاژ AZ31+2%Bi بهتری داشت که می‌توان گفت به دلیل بیشتر بودن فاز بین‌فلزی  $\text{Mg}_3\text{Bi}_2$  و ریزدانه‌گی بیشتر و در نتیجه مرزدانه بیشتر خواهد بود و که سبب می‌شود، نابجایی‌ها جهت عبور از موانع به تنش بالایی نیاز داشته باشند.

۳- مقادیر توان تنشی آلیاژها بسته به درجه حرارت آزمایش در محدوده‌ی ۶/۲ - ۴/۲ بدست آمد. که نشانگر این است که، وقوع خزش با مکانیزم صعود نابجایی‌ها کنترل می‌شود.

## مراجع

- [1] ELEN Levent, 2015, "EFFECTS OF BISMUTH (BI) ADDITIONS ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AZ91 ALLOY", Materials Science and Engineering ,vol. 6 ,308 (2001) 38–44.
- [2] WANG Ya-xiao, 2011, "Effect of Bi addition on microstructures and mechanical properties of AZ80 magnesium alloy", Science direct chaina, vol 62, 21(2011) 711-716.
- [3] B. C. Pai, U. T.S. Pillai, P. Manikandan, and A. Srinivasan, "Modification of AZ91 Mg Alloys for High Temperature Applications," Trans Indian Inst Met, vol. 65, pp. 601–606, 2012.
- [4] G. Miroslav, L. A. Dobrzanski, and R. Kocich, "Mechanical properties of magnesium alloy AZ91 at elevated temperatures" ,Achievement in Materials and Manufacturing Engineering, vol. 18, August, 2006.
- [5] Sh. Ansary, R. Mahmudi, M.J. Esfandyarpour. 2012. Creep of AZ31 Mg alloy: A comparison of impression and tensile behavior. Materials Science & Engineering A. Vol. 556. PP. 9–14.
- [6] B. NAMI, 2019, Effect of Ca addition on microstructure and impression creep behavior of cast AZ61 magnesium alloy, Nonferrous Met. Soc. China 29(2019) 2056–2065.
- [7] E. Mohammadi Mazraeshahi, B. Nami\* , S.M. Miresmaeili, S. M. Tabatabaei, 2015, Effect of Si on the creep properties of AZ61 cast magnesium alloy, JMAD 7137, Materials and Design, Pages 64-70.
- [8] N. Kashefi, R. Mahmudi, The microstructure and impression creep behavior of cast AZ80 magnesium alloy with yttrium additions, 2012, Materials and Design, 39, 200-210.
- [9] F. KABIRIAN and R. MAHMUDI, 2010, Effects of Zr Additions on the Microstructure and Impression Creep Behavior of AZ91 Magnesium Alloy, Metallurgical and Materials Transactions A volume 41, pages3488–3498.
- [10] Horst E.Friedrich , Barry L.Mordike. 2006. Magnesium Technology Metallurgy, Design Data, Applications. 696.

- [11] P. Villars and K. Cenzual, Eds., “Mg<sub>3</sub>Bi<sub>2</sub> Crystal Structure: Datasheet from “PAULING FILE Multinaries Edition -- 2012” in SpringerMaterials ([https://materials.springer.com/isp/crystallographic/docs/sd\\_0458259](https://materials.springer.com/isp/crystallographic/docs/sd_0458259).)” Springer-Verlag Berlin Heidelberg & Material Phases Data System (MPDS), Switzerland & National Institute for Materials Science (NIMS), Japan.
- [12] J.C.M. Li, “Impression Creep – New Creep Test,” Sci. Eng. R, vol. 74, pp. 233– 253 , 2013.
- [13] F. Kabirian, G. Electric, and R. Mahmudi, “Impression Creep Behavior of a Cast AZ91 Magnesium Alloy,” Metallur. Mater. Trans A, vol. 40A, 2009.
- [14] L.J. Slutsky, C.M. Garland, Phys. Rev. 107 (1957) 972–976.
- [15] Takeuchi, S. and A. Argon, Steady-state creep of single-phase crystalline matter at high temperature. Journal of materials science, 1976. 11(8): p. 1542-1566.
- [16] Nami.B, S.G. Shabestari, H. Razavi, S.H. Mirdamadi, and S.M. Miresmaeili. 0266. Effect of Ca, RE elements and Semi– solid processing on The microstructure and creep properties of AZ96 alloy, Materials Science and Engineering A, Vol. 008 , PP. 6016 – 6017.
- [17] Nami.B, H. Razavi, S.M. Miresmaeili, S.H. Mirdamadi, and S.G. Shabestari. Impression creep properties of a solid-semi processed magnesium- aluminum alloy containing calcium and rare earth elements, Scripta Materialia, Vol.10, PP.006-003.