



## بررسی ریزساختار و مشخصه‌های ترمومکانیکی کامپوزیت درجای $\text{Al-15\%Mg}_2\text{Si-0.5\%Er}$ در آزمون فشار داغ

نیلوفر گنجعلی<sup>1</sup>، اسماعیل توحیدلو<sup>2\*</sup>، حامد خسروی<sup>2</sup>، محمد کرد تمینی<sup>3</sup>

1- دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی شهید نیکبخت، دانشگاه سیستان و بلوچستان، زاهدان

2- دانشیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی شهید نیکبخت، دانشگاه سیستان و بلوچستان، زاهدان

3- فارغ‌التحصیل کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، پارک علم و فناوری سیستان و بلوچستان، زاهدان

\* زاهدان، صندوق پستی 98155987، [etohidlou@eng.usb.ac.ir](mailto:etohidlou@eng.usb.ac.ir)

### چکیده

### اطلاعات مقاله:

دریافت: .....

پذیرش: .....

### کلیدواژگان

کامپوزیت درجای  $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$

اربیوم،

تکامل ریزساختاری،

آزمون فشار داغ،

معادلات بنیادی

در این پژوهش تأثیر همزمان اصلاح ذرات تقویت‌کننده  $\text{Mg}_2\text{Si}$  در کامپوزیت درجای  $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$  با استفاده از اربیوم و آزمون فشار داغ در دماهای 300، 350، 400 و 450 °C و نرخ کرنش 0.001، 0.01، 0.1 و  $1 \text{ s}^{-1}$  مورد بررسی قرار گرفت. تحولات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی (SEM) و مشخصه‌های ترمومکانیکی با در نظر گرفتن معادلات بنیادی آرنیوس تحلیل شدند. نتایج نشان داد که افزودن 0.5 درصد وزنی اربیوم، مورفولوژی ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  اولیه را از حالت دندریتی به چندوجهی تغییر داد و اندازه متوسط آن‌ها را از 56 به 15 میکرومتر کاهش داد. مورفولوژی ذرات  $\text{Mg}_2\text{Si}$  بوتکتیکی نیز از حالت لایه‌ای به الیاف کوتاه و نقطه‌ای تبدیل شد که این تغییر ناشی از اصلاح انرژی فصل مشترک میان فازهای  $\alpha\text{-Al}$  و  $\text{Mg}_2\text{Si}$  است. علاوه بر این، فرآیند ترمومکانیکی از طریق مکانیزم‌های خردایش مکانیکی، کروی‌شدن ذرات و تبلور مجدد دینامیکی، اصلاح ریزساختار را تسریع کرد. با تحلیل منحنی‌های تنش-کرنش و انجام برازش خطی مقادیر نرخ کرنش، دما و تنش سیلان پیک، ثوابت معادلات بنیادی محاسبه و تغییرات آن‌ها بر حسب پارامترهای فرآیندی بررسی شد. طبق نتایج، انرژی اکتیواسیون حرارتی برابر  $259.14 \text{ kJ.mol}^{-1}$  بدست آمد و در نهایت دقت معادلات بنیادی با مقایسه مقادیر تنش سیلان اندازه‌گیری شده و پیش‌بینی شده ارزیابی گردید.

## Investigation of microstructure and thermomechanical characteristics of in-situ $\text{Al-15\%Mg}_2\text{Si-0.5\%Er}$ composite in hot compression test

Niloofer Ganjali<sup>1</sup>, Esmail Tohidlou<sup>1\*</sup>, Hamed Khosravi<sup>1</sup>, Mohammad Kord Tamini<sup>2</sup>

1-Department of Materials Engineering, University of Sistan and Baluchestan, Zahedan, Iran

2-Sistan and Baluchestan Science and Technology Park, Zahedan, Iran

\* P.O.B. 98155987, Zahedan, Iran, \* [etohidlou@eng.usb.ac.ir](mailto:etohidlou@eng.usb.ac.ir)

### Keywords

$\text{Al-Mg}_2\text{Si}$  in-situ composite  
 Erbium  
 Microstructural evolution  
 Hot compression test  
 Constitutive equations

### Abstract

In this study, the simultaneous effects of modification  $\text{Mg}_2\text{Si}$  reinforcement particles in  $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$  in-situ composite by erbium addition, along with hot compression testing at temperatures of 300, 350, 400, and 450 °C and strain rates of 0.001, 0.01, 0.1, and  $1 \text{ s}^{-1}$ , were investigated. Microstructural evolutions were examined using optical and scanning electron microscopy, while thermomechanical characteristics were analyzed based on Arrhenius constitutive equations. The results revealed that the addition of 0.5 wt.% erbium transformed the morphology of primary  $\text{Mg}_2\text{Si}$  particles from dendritic to polygonal, reducing their average size from 56  $\mu\text{m}$  to 15  $\mu\text{m}$ . The lamellar morphology of eutectic  $\text{Mg}_2\text{Si}$  particles also changed to short fibrous and particulate forms due to the modification of interfacial energy between the  $\alpha\text{-Al}$  and  $\text{Mg}_2\text{Si}$  phases. Furthermore, thermomechanical processing accelerated microstructural refinement through mechanisms such as mechanical fragmentation, particle spheroidization, and dynamic recrystallization. By analyzing the flow curves and performing linear fitting of strain rate, temperature, and peak flow stress values, the constitutive constants were determined, and their variations with processing parameters were evaluated. The activation energy for hot deformation was calculated to be  $259.14 \text{ kJ.mol}^{-1}$ . Finally, the accuracy of constitutive equations was validated by comparing the experimental (measured) flow stress values with those predicted by the model.

## 1- مقدمه

کامپوزیت‌های ذره‌ای زمینه آلومینیومی تولیدشده به روش‌های مرسوم معمولاً با مشکلات متعددی از جمله فصل مشترک ضعیف بین تقویت‌کننده و زمینه، توزیع ناهمگن ذرات تقویت‌کننده، پیچیدگی فرآیند تولید و افزایش هزینه‌ها مواجه‌اند. علاوه بر این، بسیاری از این کامپوزیت‌ها از نظر ترمودینامیکی ناپایدار بوده و مستعد وقوع واکنش‌های شدید بین زمینه و تقویت‌کننده هستند که می‌تواند به تخریب فاز تقویت‌کننده و تشکیل فازهای نامطلوب بین‌فلزی منجر شود. برای غلبه بر این محدودیت‌ها، روش فرآوری درجا کامپوزیت‌ها به عنوان راهکاری مؤثر پیشنهاد شده‌است [2,1].

در میان کامپوزیت‌های درجا، سیستم شبه‌دوتایی Al-Mg<sub>2</sub>Si نتایج بسیار امیدوارکننده‌ای نشان داده‌است. در این سیستم، ذرات تقویت‌کننده Mg<sub>2</sub>Si اولیه به شکل بلوک‌های چندوجهی و Mg<sub>2</sub>Si یوتکتیک یا شبه‌یوتکتیک به صورت لایه‌ای، طی انجماد زمینه آلومینیومی حاوی Mg و Si تشکیل می‌شوند [3]. Mg<sub>2</sub>Si به عنوان یک ترکیب بین‌فلزی پیچیده، دارای ویژگی‌های مطلوبی از جمله دمای ذوب بالا، سختی زیاد، چگالی پایین، ضریب انبساط حرارتی کم و مدول الاستیک نسبتاً بالایی می‌باشد. با این حال، کامپوزیت‌های Al-Mg<sub>2</sub>Si فرآوری‌شده به روش درجا معمولاً دارای فازهای Mg<sub>2</sub>Si اولیه اصلاح نشده و نامنظم بوده که تمرکز تنش را در فصل مشترک با زمینه α-Al افزایش می‌دهد. همچنین، مورفولوژی لایه‌ای Mg<sub>2</sub>Si یوتکتیک و عیوب ریختگی ذاتی، استحکام مکانیکی و شکل‌پذیری را کاهش داده و کاربرد صنعتی این کامپوزیت‌ها را محدود می‌کند [5,4]. در سال‌های اخیر، روش‌های مختلفی برای اصلاح اندازه، مورفولوژی و توزیع فازهای Mg<sub>2</sub>Si برای بهبود عملکرد کلی کامپوزیت، از جمله اصلاح شیمیایی با افزودن عناصر، تشکیل محلول جامد و پیرسازی، عملیات‌های نیمه جامد و تغییر شکل داغ پیشنهاد و بررسی شده‌است [6]. در میان این روش‌ها، اصلاح شیمیایی و فرآیندهای ترمومکانیکی مؤثرترین رویکردها برای پالایش ریزساختار شناخته شده‌اند که در ادامه به برخی از مطالعات اشاره می‌شود.

شیاوفنگ<sup>1</sup> و همکاران نشان دادند که افزودن نئودیم به کامپوزیت Al-Mg<sub>2</sub>Si، مورفولوژی Mg<sub>2</sub>Si اولیه را از دندریتی به چندوجهی تغییر داده و اندازه متوسط آن را از 47.5 به 13 میکرومتر کاهش می‌دهد. همچنین Mg<sub>2</sub>Si یوتکتیک از لایه‌ای به نقطه‌ای تبدیل شده و در نتیجه استحکام کششی نهایی و ازدیاد طول به ترتیب 32.4% و 200% افزایش می‌یابد [7]. بای<sup>2</sup> و همکاران با بررسی تأثیر لانتانیم بر کامپوزیت Al-Mg<sub>2</sub>Si نشان دادند که افزودن 0.4 درصد وزنی لانتانیم تأثیر قابل توجهی بر پالایش ریزساختار از طریق اصلاح اندازه و افزایش فاکتور کروی بودن ذرات Mg<sub>2</sub>Si در طول انجماد دارد. در نتیجه تنها با افزودن 0.4 درصد وزنی لانتانیم ترکیبی مطلوب از خواص مکانیکی از جمله سختی 132 برینل، استحکام کششی 201 MPa و ازدیاد طول 5.28% بدست می‌آید [8]. وانگ<sup>3</sup> و همکاران نشان دادند که افزودن 0.05 درصد وزنی استرانسیم به طور قابل توجهی اندازه Mg<sub>2</sub>Si اولیه را کاهش داده و مورفولوژی Mg<sub>2</sub>Si یوتکتیک را از لایه‌ای به میله‌ای کوتاه تبدیل می‌کند. مقادیر بالاتر استرانسیم به دلیل تشکیل ترکیبات نامطلوب، اثر ریزتر شدن فاز Mg<sub>2</sub>Si اولیه

و بهبود خواص مکانیکی را کاهش می‌دهد [9]. قندور و همکاران گزارش کردند که افزودن ترکیبی از 1.5 درصد وزنی گادولینیوم و آنتیموان، اندازه متوسط Mg<sub>2</sub>Si اولیه را از 40 به 12 میکرومتر و Mg<sub>2</sub>Si یوتکتیک را از 132 به 51.22 میکرومتر کاهش داده و استحکام کششی و ازدیاد طول را به ترتیب از 204.79 MPa و 2.65% در حالت پایه به 242.73 MPa و 3.9% در کامپوزیت اصلاح‌شده افزایش می‌دهد [10]. عزیز<sup>4</sup> و همکاران با بررسی تأثیر افزودن پراژنودیمیم به کامپوزیت Al-Mg<sub>2</sub>Si دریافتند که با افزودن 1 درصد وزنی پراژنودیمیم بیشترین چگالی سطحی فاز Mg<sub>2</sub>Si با کمترین نرخ سایش 2.3 mm<sup>3</sup>/km<sup>3</sup> و سختی تقریباً مشابه با کامپوزیت پایه بدست می‌آید [11]. شفیع‌زاد و همکاران با بررسی رفتار سیلان فشاری کامپوزیت Al-Mg<sub>2</sub>Si در دماهای 300-500 °C و نرخ کرنش 1-0.001 s<sup>-1</sup> نشان دادند که در دماهای پایین تغییر شکل، خردایش مکانیکی<sup>5</sup> و کمناش میکرو<sup>6</sup> ذرات Mg<sub>2</sub>Si اولیه و یوتکتیکی مکانیزم‌های اصلی اصلاح ریزساختار و تطبیق کرنش می‌باشد. در حالی که با افزایش دما، ذرات از طریق کروی‌شدن<sup>7</sup>، تغییر گوشه‌های تیز و تجزیه حرارتی مورفولوژی لایه‌ای تا حدی اصلاح می‌شوند. همچنین تشکیل ذرات اولیه درشت‌تر و وقوع مکانیزم جوانه‌زنی متأثر از ذرات در زمینه α-Al به عنوان مکانیزم‌های کارنرمی دینامیکی<sup>8</sup> مطرح می‌باشند [12]. زمانی و همکاران با مطالعه اکستروژن و نورد داغ کامپوزیت درجای Al-Mg<sub>2</sub>Si گزارش کردند که فرآیند ترمومکانیکی باعث تغییر مورفولوژی ذرات Mg<sub>2</sub>Si اولیه به اشکال کروی‌تر، تجزیه ساختار یوتکتیک از طریق خردایش مکانیکی، کاهش میزان تخلخل و تبلور مجدد دینامیکی<sup>9</sup> (DRX) شده و در نتیجه استحکام کششی تا 44% و ازدیاد طول تا 335% افزایش می‌یابد [13]. سلطانی و همکاران نیز با بررسی تأثیر اکستروژن داغ بر خواص سایشی کامپوزیت Al-Mg<sub>2</sub>Si نشان دادند که افزایش نسبت اکستروژن اندازه متوسط ذرات Mg<sub>2</sub>Si را کاهش داده، توزیع آن‌ها را همگن‌تر کرده و تخلخل را به طور قابل توجهی کم می‌کند، در نتیجه مقاومت به سایش به طور چشمگیری بهبود می‌یابد [14]. توخیدلو و همکاران در مطالعات خود نشان دادند که افزودن اربوم به کامپوزیت Al-15%Mg<sub>2</sub>Si با تغییر انرژی فصل مشترک بین فازهای α-Al و Mg<sub>2</sub>Si، سبب اصلاح ریزساختار و بهبود خواص مکانیکی می‌شود. تنها با افزودن 0.6 درصد وزنی اربوم، اندازه ذرات Mg<sub>2</sub>Si اولیه از 14 به 8.5 میکرومتر و استحکام فشاری تا 33% افزایش می‌یابد [16,15].

این پژوهش به بررسی اثر افزودن اربوم و اعمال تغییر شکل داغ بر تحولات ریزساختاری و ترمومکانیکی کامپوزیت درجای Al-15%Mg<sub>2</sub>Si-0.5%Er می‌پردازد. بدین منظور در ابتدا تغییرات مورفولوژی ذرات Mg<sub>2</sub>Si به همراه مکانیزم‌های اصلاح ریزساختار بررسی شد. در ادامه با برازش داده‌های سیلان بدست آمده از آزمون فشار داغ در دماها و نرخ کرنش‌های مختلف، معادلات بنیادی تغییر شکل داغ بدست آمد. در نهایت مکانیزم‌های حاکم بر تغییر شکل داغ با محاسبه انرژی اکتیواسیون حرارتی بررسی و با مقایسه نتایج سیلان اندازه گیری شده و پیش‌بینی شده دقت مدل‌های بنیادی ارزیابی گردید. پژوهش حاضر در ادامه پژوهش‌های پیشین بوده و با هدف بررسی اثرات همزمان رویکردهای اصلاح شیمیایی و ترمومکانیکی انجام شد.

<sup>6</sup> Micro buckling<sup>7</sup> Spheroidization<sup>8</sup> Dynamic work softening<sup>9</sup> Dynamic recrystallization<sup>1</sup> Xiaofeng<sup>2</sup> Bai<sup>3</sup> Wang<sup>4</sup> Aziz<sup>5</sup> Mechanical fragmentation

استفاده از سنباده 1000 از ورقه‌های گرافیتی به عنوان روان‌ساز استفاده شد. آزمون فشار داغ توسط پرس 210P-1200 حاوی کوره دو لنگه‌ای با ترموکوپل Type K در بازه دمایی 300-450 °C و نرخ کرنش 1-0.001 s<sup>-1</sup> انجام شد. برای اطمینان از توزیع یکنواخت دما و حذف گرادیان حرارتی، تمامی نمونه‌ها با نرخ گرمایش 5 °C/s تا دمای فشرده‌سازی پیش‌گرم و به مدت 10 دقیقه به صورت ایزوترمال در دمای مدنظر نگهداری شدند. سپس، عملیات فشرده‌سازی تا کرنش حقیقی 0.8 و خنک‌کاری در دمای محیط برای تمامی نمونه‌ها مطابق با شکل 1 انجام شد.

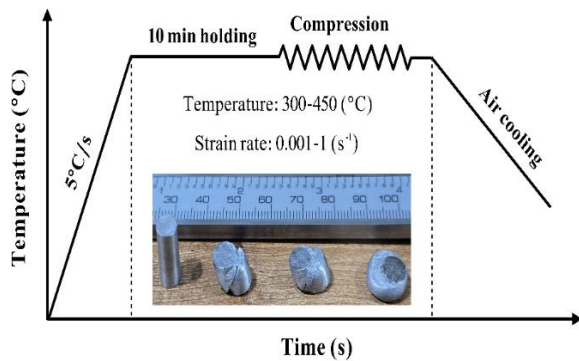


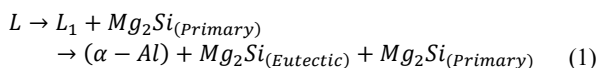
Fig. 1 Schematic diagram of hot compression test at various deformation conditions

شکل 1 طرح‌واره‌ی نمودار آزمون فشار داغ در شرایط مختلف تغییر شکل

### 3- نتایج و بحث

#### 3-1- تحولات ریزساختاری

در شکل 2 ریزساختار کامپوزیت درجای Al-15%Mg<sub>2</sub>Si-0.5%Er نشان داده شده است. ریزساختار نهایی این کامپوزیت شامل ذرات درشت و تیره‌رنگ Mg<sub>2</sub>Si اولیه در زمینه یوتکتیکی متشکل از نواحی تیره و روشن متناوب است که به ترتیب مربوط به فازهای Mg<sub>2</sub>Si ثانویه و α-Al می‌باشند. ذرات Mg<sub>2</sub>Si اولیه که در طی فرایند انجماد و به صورت درجا در مذاب تشکیل شده‌اند، دارای مورفولوژی چندوجهی و اندازه متوسط حدود 15 میکرومتر بوده، در حالی که ذرات Mg<sub>2</sub>Si ثانویه به صورت ترکیبی از مورفولوژی لایه‌ای و نقطه‌ای در ریزساختار مشاهده می‌شود. احاطه ذرات اولیه Mg<sub>2</sub>Si توسط فاز α-Al نتیجه انجماد غیرتعادلی آلیاژ در هنگام سرد شدن است. این پدیده به این دلیل رخ می‌دهد که نرخ نفوذ Mg و Si در مذاب اطراف ذرات Mg<sub>2</sub>Si محدود می‌شود [17]. پس از تشکیل ذرات اولیه Mg<sub>2</sub>Si در مذاب، غلظت Mg و Si در نواحی مجاور کاهش یافته و مذاب اطراف غنی از آلومینیوم می‌شود. این غنی شدن موضعی، تشکیل فاز α-Al را تسهیل می‌کند. روند انجماد تعادلی کامپوزیت درجای Al-15%Mg<sub>2</sub>Si-0.5%Er را می‌توان با استفاده از واکنش فازی زیر نشان داد:



#### 2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش ابتدا نمونه‌های کامپوزیت درجای Al-15%Mg<sub>2</sub>Si، با استفاده از آلومینیوم، منیزیم و سیلیسیم با درصد خلوص بالا ریخته‌گری شد. در گام نخست، شمش آلومینیوم با احتساب 10 درصد اتلاف، در یک بوته گرافیتی در دمای 800 °C درون کوره الکتریکی ذوب شد. پس از ذوب کامل آلومینیوم، 5.5 درصد وزنی سیلیسیم خالص به مذاب اضافه و به مدت 5 دقیقه با استفاده از همزن گرافیتی هم‌زده شد. سپس مذاب به صورت ایزوترمال به مدت 15 دقیقه در دمای 800 °C نگهداری شد تا توزیع یکنواخت سیلیسیم در مذاب تضمین شود. در ادامه، 9.5 درصد وزنی منیزیم با احتساب 17 درصد اتلاف در دمای 750 °C به مذاب اضافه و برای دستیابی به همگنی شیمیایی، مذاب مجدداً هم‌زده شد. پس از حذف کامل سرباره، ریخته‌گری در قالب‌های فلزی پیش‌گرم‌شده تا دمای 200 °C انجام شد. کامپوزیت درجای Al-15%Mg<sub>2</sub>Si تولید شده به قطعات کوچکتر برش داده شد و در دمای 750 °C فرآیند ذوب مجدد انجام شد. در این مرحله، 0.5 درصد وزنی اربیم با استفاده از آمیزان Al-30%Er به مذاب اضافه و به مدت 30 دقیقه به صورت ایزوترمال در دمای 720 °C نگهداری شد تا از انحلال کامل اربیم اطمینان حاصل شود. در نهایت، مذاب در قالب‌های پیش‌گرم‌شده تا دمای 200 °C ریخته شد. جهت بررسی ترکیب شیمیایی نمونه‌های ریختگی، آزمون طیف‌سنجی جرمی پلاسمای جفت شده القایی<sup>1</sup> (ICP-MS) با استفاده از دستگاه PerkinElmer ELAN 9000 و مطابق استاندارد ASTM E3061 انجام شد. کالیبراسیون دستگاه نیز با محلول‌های استاندارد چند عنصری حاوی 2٪ اسید نیتریک صورت گرفت. همچنین شناسایی و تعیین مقدار سیلیسیم موجود با روش گراویمتری و طبق استاندارد ASTM E34 انجام شد. نتایج ترکیب شیمیایی کامپوزیت درجای Al-15%Mg<sub>2</sub>Si-0.5%Er در جدول 1 نشان داده شده است. نتایج نشان می‌دهد که غلظت اربیم در شمش ریختگی، تطابق بسیار خوبی با هدف طراحی دارد.

Table 1 Chemical Composition of Al-15%Mg<sub>2</sub>Si-0.5%Er Composite

جدول 1 ترکیب شیمیایی کامپوزیت Al-15%Mg <sub>2</sub> Si-0.5%Er							
عنصر	Ti	V	Fe	Er	Si	Mg	Al
درصد وزنی	0.18	0.3	0.47	0.48	0.75	12.3	85.52

به منظور بررسی‌های ریزساختاری، در ابتدا آماده‌سازی اولیه سطح با استفاده از سنباده‌های 800، 1200، 2000، 2500 و 5000 انجام و در ادامه از محلول سوسپانسیون اتانول و آلومینا 0.05 میکرون جهت سنباده‌زنی نهایی نمونه‌ها استفاده شد. در نهایت با محلول آبی 0.5%HF و با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل اولیمپیوس<sup>2</sup> به ترتیب عملیات حک‌کاری (اچ) و تصویربرداری انجام شد. از میکروسکوپ الکترونی روبشی<sup>3</sup> (SEM) مدل تسکن<sup>4</sup> مجهز به طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس<sup>5</sup> (EDS) نیز جهت تصویر برداری و آنالیز عنصری استفاده شد.

به منظور بررسی رفتار سیلان کامپوزیت با استفاده از آزمون فشار داغ، نمونه‌های استاندارد با ارتفاع 11 mm و قطر 6 mm با دقت بالایی تهیه شدند. برای کاهش اثرات اصطکاک، علاوه بر سنباده‌زنی وجوه بالا و پایین نمونه‌ها با

<sup>4</sup> TESCAN

<sup>5</sup> Energy dispersive X-ray spectroscopy

<sup>1</sup> Inductively coupled plasma mass spectroscopy

<sup>2</sup> OLYMPUS

<sup>3</sup> Scanning electron microscopy

بنابراین در یک کسر حجمی ثابت اندازه متوسط ذرات با افزایش تعداد ذرات Mg<sub>2</sub>Si کاهش می‌یابد. همچنین کاهش نرخ رشد ذرات Mg<sub>2</sub>Si ثانویه و تغییر انرژی فصل مشترک فاز α-Al و ذرات Mg<sub>2</sub>Si یوتکتیک در حضور اربوم موجب تغییر مورفولوژی این ذرات نیز می‌شود [15].

شکل 4 میکروگراف SEM نمونه تغییر شکل یافته در دمای 400 °C و نرخ کرنش 1 s<sup>-1</sup> تا کرنش حقیقی 0.8 را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که ساختار Mg<sub>2</sub>Si یوتکتیکی تحت تنش فشاری شکسته شده و به ذرات ریزتر، پراکنده و اغلب گردتر تبدیل شده است. شکست مکانیکی در اثر تمرکز تنش در فصل مشترک بین ذرات Mg<sub>2</sub>Si یوتکتیکی و زمینه α-Al و کمناش میکرو ذرات تحت بار فشاری رخ می‌دهد. در نتیجه ساختار لایه‌ای پیوسته به ذرات جدا از هم تبدیل شده و اندازه متوسط ذرات کاهش می‌یابد.

علاوه بر خردایش مکانیکی، بالا بودن دما فرآیندهای مبتنی بر نفوذ اتمی از قبیل کروی شدن ذرات، تجزیه حرارتی و تبلور مجدد دینامیکی را تسریع کرده و سبب توزیع یکنواخت‌تر و افزایش نرخ نفوذ اربوم می‌شود. اربوم با تغییر انرژی فصل مشترک فازهای α-Al و Mg<sub>2</sub>Si سرعت کروی شدن ذرات را افزایش می‌دهد. اربوم به دلیل حلالیت پایین در فاز α-Al در طول تغییر شکل داغ با فرارگیری در فصل مشترک α-Al/Mg<sub>2</sub>Si رشد ترجیحی در جهت‌های خاص را مهار کرده و مورفولوژی را به سمت اشکال گردتر سوق می‌دهد. همچنین اربوم با تشکیل ذرات بسیار ریز می‌تواند اثر قفل شونده‌گی موثری بر نایجابی‌ها و مهاجرت مرزهای فرعی اعمال کرده و از رشد ذرات Mg<sub>2</sub>Si نیز جلوگیری نماید [12].

این تغییرات ناشی از اعمال همزمان کرنش و دمای بالا است که مکانیزم‌های خردایش مکانیکی و اصلاح حرارتی را فعال کرده و تمرکز تنش در اطراف ذرات را به‌طور مؤثری کاهش می‌دهد. بنابراین، کاهش تمرکز تنش ناشی از حذف گوشه‌های تیز، همگنی توزیع ذرات و بهبود پیوند فصل مشترک α-Al/Mg<sub>2</sub>Si، منجر به افزایش شکل‌پذیری کامپوزیت می‌شود.

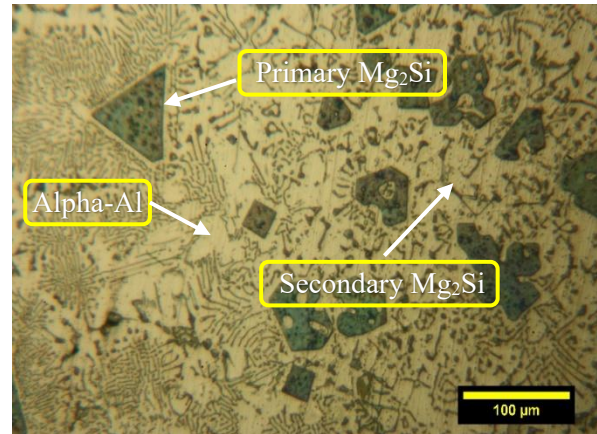


Fig. 2 Microstructure of Al-15%Mg<sub>2</sub>Si Composite

شکل 2 ریزساختار کامپوزیت Al-15%Mg<sub>2</sub>Si

به منظور بررسی اثر اصلاحی اربوم بر ریزساختار کامپوزیت درجای Al-15%Mg<sub>2</sub>Si، تصاویر میکروسکوپی نوری از کامپوزیت پایه و اصلاح شده با اربوم، در شکل 2 نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که با افزودن 0.5 درصد وزنی اربوم مطابق با شکل 3، ذرات لایه‌ای شکل Mg<sub>2</sub>Si یوتکتیکی شکست شده و به صورت الیاف با طول کمتر و ذرات نقطه‌ای تبدیل می‌شوند. همچنین اندازه متوسط ذرات اولیه Mg<sub>2</sub>Si نیز از 56 به 15 میکرومتر کاهش یافته و مورفولوژی آن‌ها از حالت نامنظم با گوشه‌های تیز به چند وجهی‌های منظم‌تر تغییر می‌کند. اصلاح ریزساختار کامپوزیت در اثر حضور اربوم را می‌توان به تغییر انرژی فصل مشترک میان فازهای α-Al و Mg<sub>2</sub>Si در زمینه نسبت داد. در واقع اربوم به دلیل حلالیت بسیار پایین در زمینه آلومینیوم در اثر رشد جبهه انجمادی به صورت پیوسته پس زده شده و در نواحی رشد ذرات Mg<sub>2</sub>Si انباشته می‌شود. در اثر این انباشت یک فوق تبرید ترکیبی در مذاب ایجاد شده که سبب افزایش تعداد ذرات Mg<sub>2</sub>Si در زمینه یوتکتیکی می‌شود.

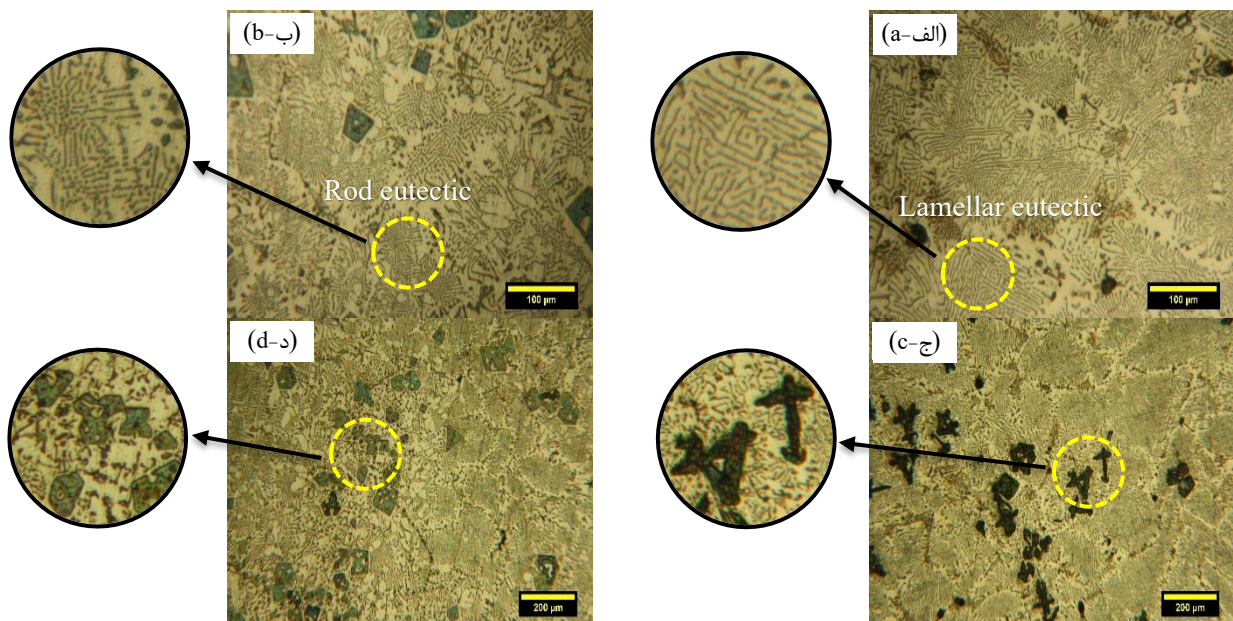


Fig. 3 optical microstructures of Al-15%Mg<sub>2</sub>Si composite with various Er contents a, c) 0 wt.% Er (unmodified) and b, d) 0.5 wt.% Er

شکل 3 ریزساختارهای نوری کامپوزیت Al-15%Mg<sub>2</sub>Si با مقادیر مختلف اربوم: الف، ج) 0 درصد وزنی (اصلاح نشده) و ب، د) 0.5 درصد وزنی

با شروع ناحیه کارنرمی، تعداد زیادی از نابجایی‌ها از طریق مهاجرت مرزهای بزرگ زاویه<sup>1</sup> (HAGBs) حذف شده و تنش به طور قابل ملاحظه‌ای افت می‌کند. این رفتار با تبلور مجدد دینامیکی، رسوب‌گذاری دینامیکی و سایر فرآیندهای ترمیم<sup>2</sup> مرتبط است. در نهایت، در ناحیه پایدار، تنش به علت برقراری تعادل بین مکانیزم‌های کارسختی و کارنرمی به مقدار ثابتی می‌رسد. شایان ذکر است که مقاومت به تغییر شکل، در یک نرخ کرنش ثابت، با کاهش دمای تغییر شکل افزایش یافته و در یک دمای ثابت، با افزایش نرخ کرنش کاهش پیدا می‌کند. همچنین پدیده‌های مرتبط با کارنرمی با کاهش نرخ کرنش (در دمای ثابت) یا افزایش دما (در نرخ کرنش ثابت) تسریع می‌شوند. این رفتار به این دلیل است که در نرخ کرنش‌های پایین و دماهای بالا زمان بیشتری برای انباشت انرژی و تحرک بالاتر مرزها فراهم می‌شود. این امر جوانه‌زنی و رشد دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی و حذف یا آرایش مجدد نابجایی‌ها را تسهیل کرده و در نتیجه مقدار تنش سیلان را کاهش می‌دهد [19,18].

در مطالعات تغییر شکل داغ، اثرات همزمان دمای تغییر شکل و نرخ کرنش بر تنش سیلان توسط پارامتر زنر-هولمان<sup>3</sup> ( $Z$ ) در قالب یک معادله نمایی توصیف می‌شود. طبق معادلات آرنیوسی پیشنهاد شده توسط سلارز و تگارت<sup>4</sup>، پارامتر  $Z$  به همراه معادلات بنیادی تغییر شکل داغ را می‌توان در تمامی مقادیر تنش، مقادیر تنش بالا ( $\alpha > 1.2$ ) و مقادیر تنش پایین ( $\alpha < 0.8$ ) به ترتیب به صورت روابط (2)، (3)، (4) و (5) تعریف کرد [20]:

$$Z = \varepsilon \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (2)$$

$$\varepsilon = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

$$\varepsilon = A_1 \sigma^{n_1} \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

$$\varepsilon = A_2 [\exp(\beta\sigma)] \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (5)$$

در روابط فوق  $A$ ،  $A_1$ ،  $A_2$ ،  $\beta$  و  $\alpha$  ثوابت ماده،  $R$  ثابت جهانی گازها،  $T$  دمای مطلق (K)،  $\dot{\varepsilon}$  نرخ کرنش ( $s^{-1}$ )،  $\sigma$  تنش سیلان (MPa)،  $Q$  انرژی فعال‌سازی تغییر شکل داغ ( $kJ \cdot mol^{-1}$ )،  $n$  و  $n_1$  به ترتیب توان‌های تنش در مقادیر تنش بالا و تمامی سطوح تنش می‌باشند. ثوابت مادی و انرژی فعال‌سازی حرارتی موجود در معادلات فوق را می‌توان با فرض مستقل بودن آن‌ها نسبت به دما و نرخ کرنش از طریق لگاریتم‌گیری روابط (3) تا (5) و محاسبه شیب و عرض از مبدا برازش‌های خطی داده‌های تجربی به صورت زیر بدست آورد:

$$n = \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \quad (6)$$

$$n_1 = \left( \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln \sigma} \right)_T \quad (7)$$

$$\beta = \left( \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \sigma} \right)_T \quad (8)$$

$$\alpha = \frac{\beta}{n_1} = \sum_{i=1}^4 \frac{\alpha_i}{4} \quad (9)$$

$$Q = R \cdot \left| \frac{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right|_{\dot{\varepsilon}} \cdot \left| \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]} \right|_T \quad (10)$$

برازش‌های خطی داده‌های تجربی بدست آمده از آزمون فشار داغ در دماها و نرخ کرنش‌های مختلف در شکل 6 نشان داده شده است

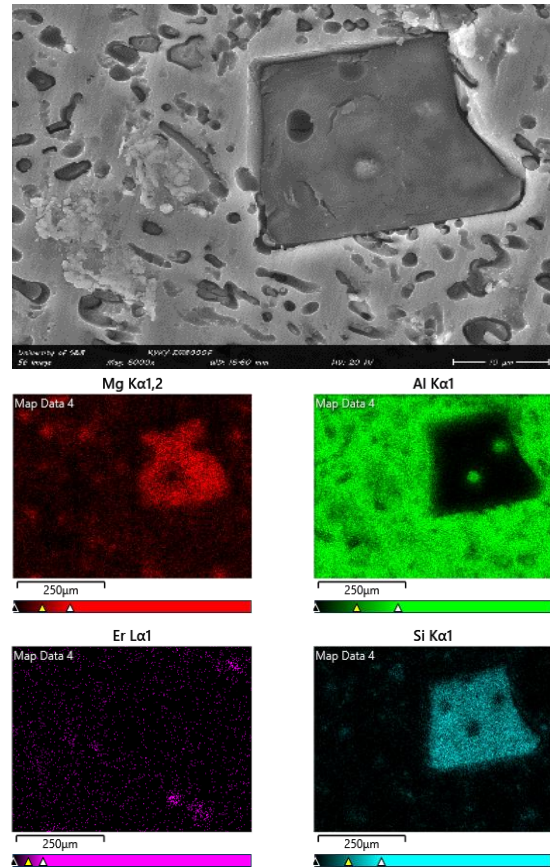


Fig. 4 SEM micrograph accompanied by EDS maps showing the distribution of elements in deformed sample at 400 °C and a strain rate of 1 s<sup>-1</sup>

شکل 4 تصویر میکروسکوپی SEM همراه با نقشه‌های EDS نشان‌دهنده توزیع عناصر نمونه تغییر شکل یافته در دمای 400 °C و نرخ کرنش 1 s<sup>-1</sup>

### 2-3- مشخصه‌های ترمومکانیکی فشار داغ

منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی بدست آمده از آزمون فشار داغ در شرایط مختلف تغییر شکل در شکل 5 نشان داده شده است. براساس نتایج تجربی مشاهده می‌شود که منحنی سیلان از چهار ناحیه تشکیل شده است: (1) ناحیه الاستیک خطی، (2) ناحیه کارسختی، (3) ناحیه کارنرمی و (4) ناحیه تغییر شکل پایدار. این رفتار حاصل اثر ترکیبی کارسختی ناشی از انباشت نابجایی‌ها و کارنرمی فعال شده حرارتی می‌باشد. در مراحل ابتدایی تغییر شکل نرخ کارسختی بیشتر از نرخ کارنرمی بوده و تنش در کرنش‌های بسیار پایین با شیب زیاد افزایش یافته و سپس با نرخ کمتری ادامه می‌یابد. با اعمال بیشتر کرنش، رقابت میان کارسختی و پدیده‌های کارنرمی افزایش یافته و شرایط وقوع بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی تسهیل می‌شود. در ادامه تنش سیلان به صورت تدریجی افزایش یافته اما نرخ افزایش آن به طور پیوسته کاهش پیدا می‌کند. با رسیدن کرنش به مقدار بحرانی، چگالی لازم نابجایی‌ها جهت جوانه‌زنی تبلور مجدد دینامیکی حاصل شده و تنش سیلان از یک رابطه توانی تبعیت می‌کند. در این مرحله کارسختی مکانیزم غالب بوده و نرخ کارسختی در اثر افزایش کرنش تا کرنش پیک کاهش یافته و دقیقاً در نقطه پیک به مقدار صفر می‌رسد.

<sup>4</sup> Sellars and Tegart

<sup>1</sup> High-angle grain boundaries

<sup>2</sup> Restoration processes

<sup>3</sup> Zener-Hollomon parameter

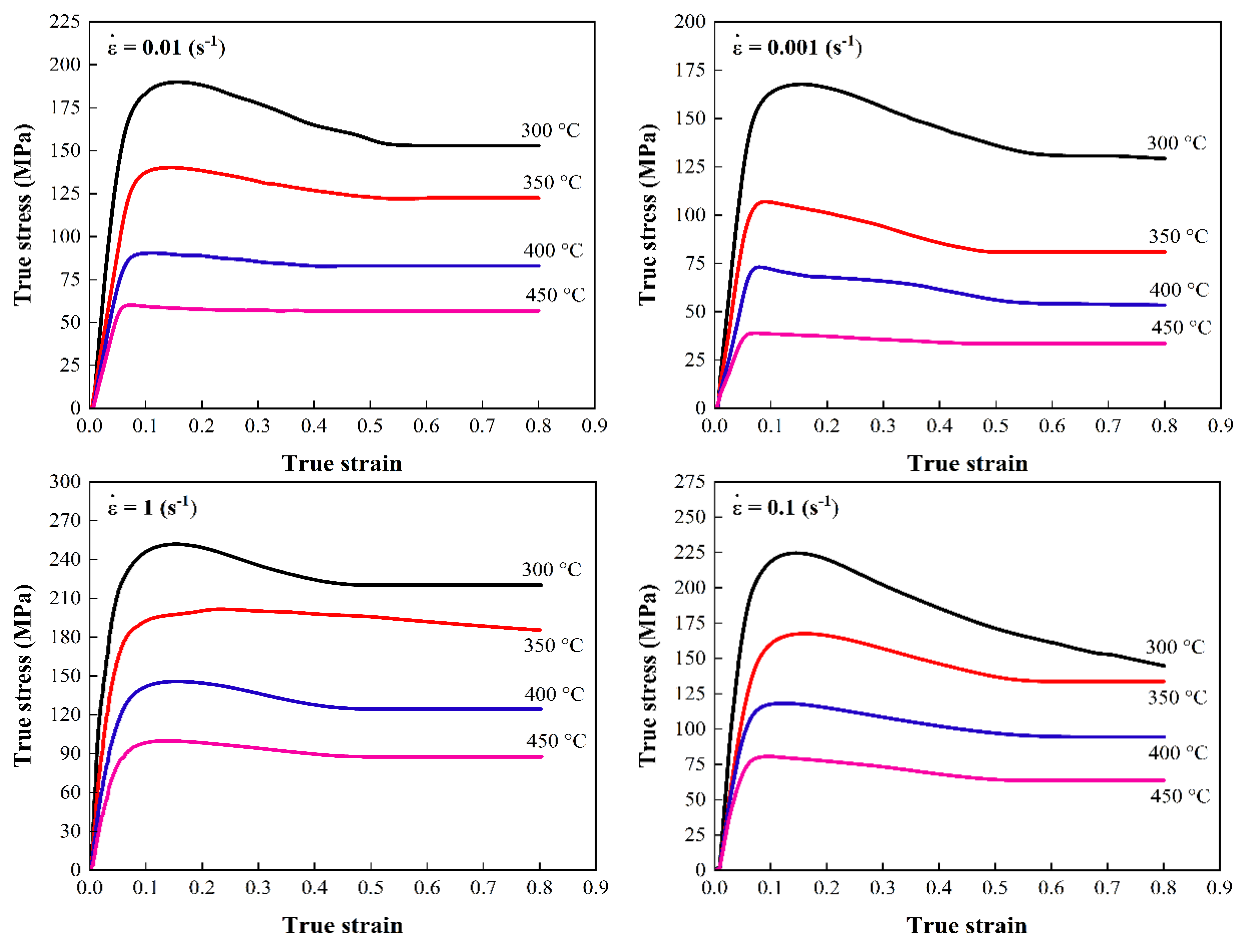


Fig. 5 True stress-strain curves of Al-15%Mg<sub>2</sub>Si-0.5%Er composite at various deformation conditions

شکل 5 منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی کامپوزیت Al-15%Mg<sub>2</sub>Si-0.5%Er در شرایط مختلف تغییرشکل

مادی، نشان‌دهنده ماهیت پیچیده رفتار سیلان در کامپوزیت اصلاح‌شده با اربوم است. مقدار انرژی فعال‌سازی متوسط در این پژوهش  $259.14 \text{ kJ.mol}^{-1}$  بوده که در مقایسه با مقادیر انرژی فعال‌سازی گزارش شده از نفوذ در خود<sup>1</sup> آلومینیوم خالص ( $144 \text{ kJ.mol}^{-1}$ )، آلیاژها و برخی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی بالاتر می‌باشد [20,18]. مقدار بالاتر Q بدست آمده می‌تواند به دلیل دشواری در تغییرشکل پلاستیک ناشی از وجود ذرات Mg<sub>2</sub>Si باشد. گانگولو<sup>2</sup> و همکاران گزارش کردند که وجود 5% وزنی B<sub>4</sub>C در زمینه آلومینیومی انرژی فعال‌سازی تغییرشکل داغ را به شدت افزایش می‌دهد. آن‌ها مقدار بالاتر Q را به انتقال بار از ماتریس به تقویت‌کننده و سرعت نفوذ بین سطحی در امتداد فصل مشترک ماتریس/ذره نسبت دادند [20].

با جایگذاری ثوابت ماده و انرژی فعال‌سازی می‌توان پارامتر زنر-هولمان و معادله بنیادی تغییرشکل داغ را طبق روابط (11) و (12) بدست آورد:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{259140}{RT}\right) = 2.2 \times 10^{18} [\sinh(0.0093\sigma)]^{6.95} \quad (11)$$

$$\dot{\epsilon} = 2.2 \times 10^{18} [\sinh(0.0093\sigma)]^{6.95} \exp\left(-\frac{259140}{RT}\right) \quad (12)$$

معادلات بنیادی فوق، تأثیر پارامترهای فرآیندی بر ثوابت مادی را در نظر نمی‌گیرند. با این حال با پیشرفت تغییرشکل، مکانیزم‌های ترمیم دینامیکی، کروی شدن و خردایش ذرات به‌طور فزاینده‌ای فعال‌شده و باعث تغییر قابل توجه ثوابت می‌شود. بنابراین، به‌منظور افزایش دقت پیش‌بینی، لازم است اثر کرنش و سایر پارامترها نیز در معادلات لحاظ شود. در شکل 7 تغییرات ثوابت بنیادی  $\ln \alpha$  و  $n$  برحسب کرنش نشان داده شده‌است. مشاهده می‌شود که ثوابت  $n$  با افزایش کرنش روند کاهشی شدیدی از خود نشان می‌دهند. این کاهش به دلیل فعال‌سازی تدریجی مکانیزم‌های کارنرمی حرارتی با پیشرفت تغییرشکل است. در کرنش‌های پایین، مکانیزم کارسختی غالب بوده لذا  $n$  و  $\ln \alpha$  مقادیر بالاتری دارند. با افزایش کرنش، وقوع بازبایی گسترده و شروع تبلور مجدد دینامیکی جزئی باعث آرایش و حذف نابجایی‌ها شده و حساسیت به تنش را کاهش می‌دهد، در نتیجه  $n$  و  $\ln \alpha$  کاهش می‌یابند. در حالی که مقدار  $\alpha$  تغییرات کمتری برحسب کرنش به ویژه در دماهای پایین از خود نشان می‌دهد [18].

شکل 8 تغییرات ثوابت بنیادی  $\ln \alpha$  و  $n$  برحسب دمای تغییرشکل را در بازه‌های کرنشی 0.2، 0.4، 0.6 و 0.8 نشان می‌دهد. وابستگی شدید مکانیزم‌های حاکم بر تغییرشکل نسبت به دما باعث می‌شود که مقادیر  $n$  و  $\alpha$  تغییرات زیادی از خود نشان دهند. این وابستگی‌های کرنشی و دمایی ثوابت

<sup>2</sup> Gangolu

<sup>1</sup> Self diffusion

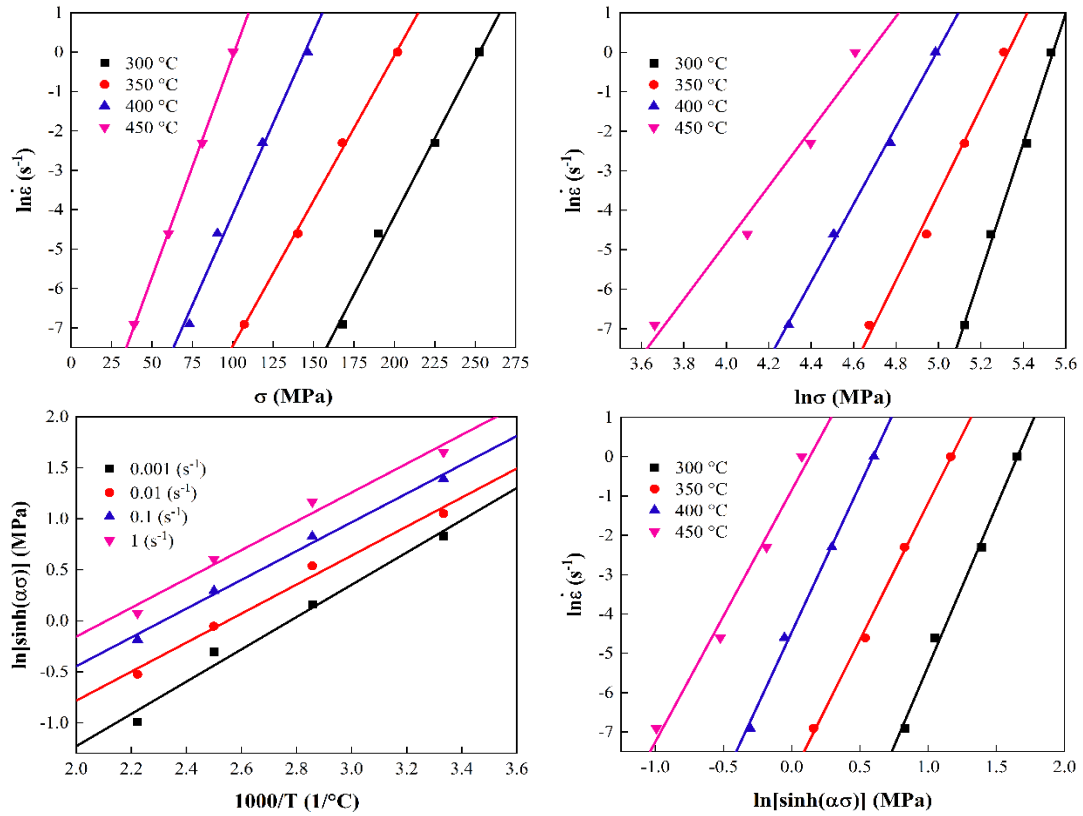


Fig. 6 Linear fitting of strain rate, temperature and peak flow stress values at various deformation conditions

شکل 6 برازش خطی مقادیر نرخ کرنش، دما و تنش سیلان پیک در شرایط مختلف تغییرشکل

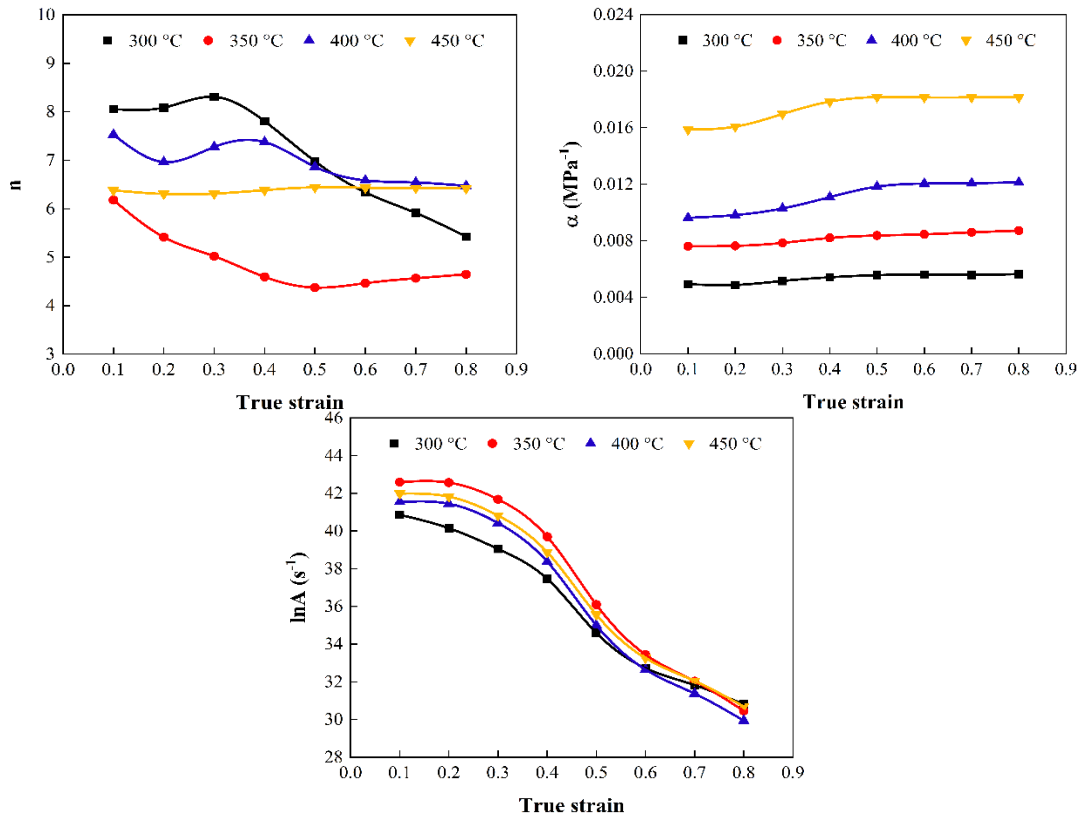


Fig. 7 Variation of hot deformation constitutive parameters with strain at various temperatures

شکل 7 تغییرات ثوابت بنیادی تغییرشکل داغ بر حسب کرنش در دماهای مختلف

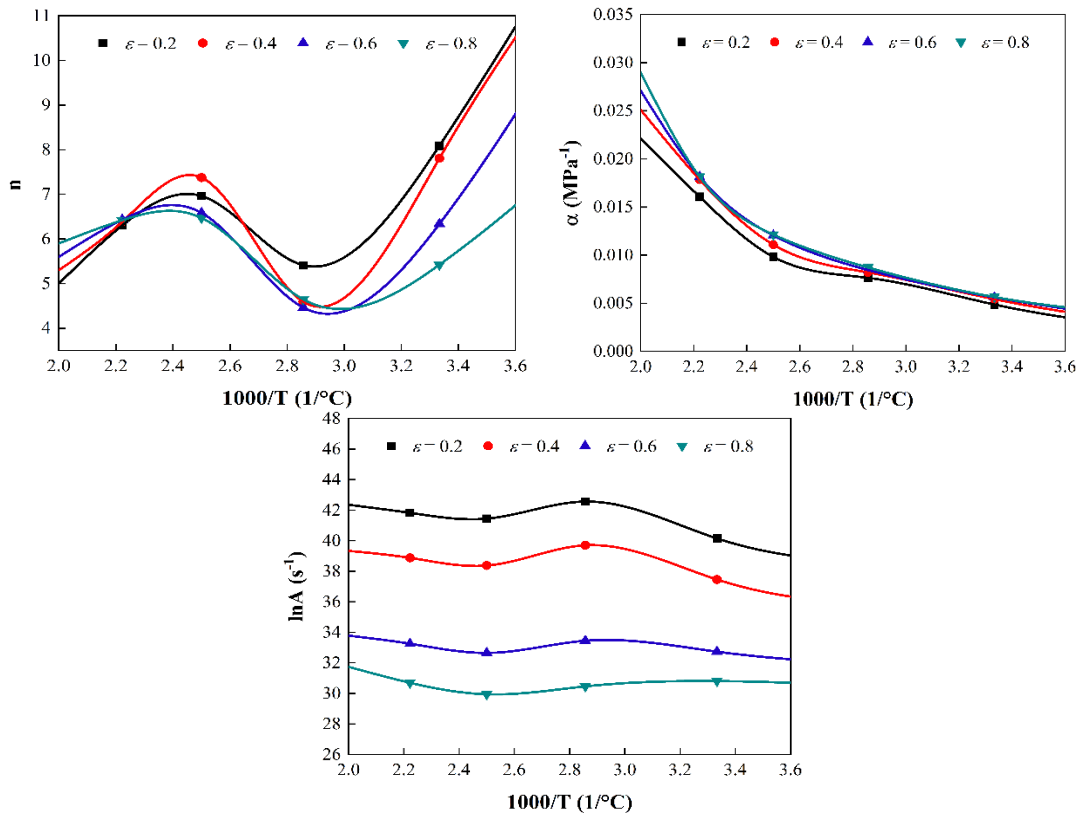


Fig. 8 Variation of hot deformation constitutive parameters with temperature at various strains

شکل 8 تغییرات ثوابت بنیادی تغییر شکل داغ برحسب دما در کرنش‌های مختلف

در اطراف ذرات بوده که مدل آرنیوس این اثرات ناهمگنی را به طور کامل در نظر نمی‌گیرد.

#### 4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، تأثیر همزمان اصلاح شیمیایی با افزودن 0.5 درصد وزنی اربوم و فرآیند ترمومکانیکی بر ریزساختار و رفتار سیلان کامپوزیت درجای Al-15%Mg<sub>2</sub>Si-0.5%Er مورد بررسی قرار گرفت. به منظور ارزیابی مشخصه‌های ترمومکانیکی، آزمون فشار داغ در دماهای 300، 350، 400 و 450 °C و نرخ کرنش‌های 0.001، 0.01، 0.1 و 1 s<sup>-1</sup> انجام گرفت و نتایج بررسی‌های ریزساختاری و تحلیل رفتار تغییر شکل به شرح زیر حاصل شد:

1- افزودن اربوم، مورفولوژی ذرات Mg<sub>2</sub>Si اولیه را از شکل دندریتی با گوشه‌های تیز به چندوجهی تغییر داد و اندازه متوسط آن‌ها را از 56 به 15 میکرومتر کاهش داد.

2- مورفولوژی Mg<sub>2</sub>Si یوتکتیکی از حالت لایه‌ای به الباف کوتاه و ذرات نقطه‌ای تبدیل شد که این تحول عمدتاً ناشی از کاهش انرژی فصل مشترک α-Al/Mg<sub>2</sub>Si و انباشت اربوم در مرزهای فازی می‌باشد.

3- فرآیند ترمومکانیکی باعث شکست مکانیکی ذرات Mg<sub>2</sub>Si یوتکتیکی و کاهش اندازه متوسط آن‌ها شد. این شکست عمدتاً از طریق مکانیزم خردایش مکانیکی رخ داد که ناشی از تمرکز تنش در فصل مشترک α-Al/Mg<sub>2</sub>Si و کماتش میکرو ذرات تحت بار فشاری بود.

مقادیر تنش سیلان پیش‌بینی شده را می‌توان طبق روابط زیر بدست آورد:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left( \frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[ \left( \frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (13)$$

$$\sigma = \frac{1}{0.0093} \ln \left\{ \left( \frac{Z}{2.2 \times 10^{18}} \right)^{\frac{1}{6.95}} + \left[ \left( \frac{Z}{2.2 \times 10^{18}} \right)^{\frac{2}{6.95}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (14)$$

شکل 9 مقایسه‌ای بین نتایج تجربی و مقادیر تنش سیلان پیش‌بینی شده توسط معادلات بنیادی توسعه‌یافته برای کامپوزیت درجای Al-15%Mg<sub>2</sub>Si-0.5%Er را در شرایط مختلف تغییر شکل نشان می‌دهد. جهت ارزیابی کمی دقت معادلات بنیادی، مقادیر ضریب همبستگی<sup>1</sup> (R)، درصد میانگین قدر مطلق خطای نسبی<sup>2</sup> (AARE) و ریشه میانگین مربعات خطا<sup>3</sup> (RMSE) برای مقایسه تنش پیک انجام شد. مقادیر محاسبه شده به ترتیب برابر با 0.994، 5.77% و 6.71 MPa بدست آمد که نشان‌دهنده هم‌خوانی مقادیر پیش‌بینی شده با منحنی‌های تجربی می‌باشد. طبق شکل 9 مشاهده می‌شود که دقت پیش‌بینی معادلات در دماهای بالا و نرخ کرنش‌های پایین به ویژه در ناحیه تغییر شکل پایدار، جایی که تعادلی نسبی بین مکانیزم‌های کارسختی و کار نرمی حاکم است، بسیار بالا می‌باشد. در واقع انحرافات جزئی در مقادیر تنش سیلان به علت خردایش مکانیکی ذرات Mg<sub>2</sub>Si و تمرکز تنش موضعی

<sup>3</sup> Root mean square error

<sup>1</sup> Correlation coefficient

<sup>2</sup> Average absolute relative error

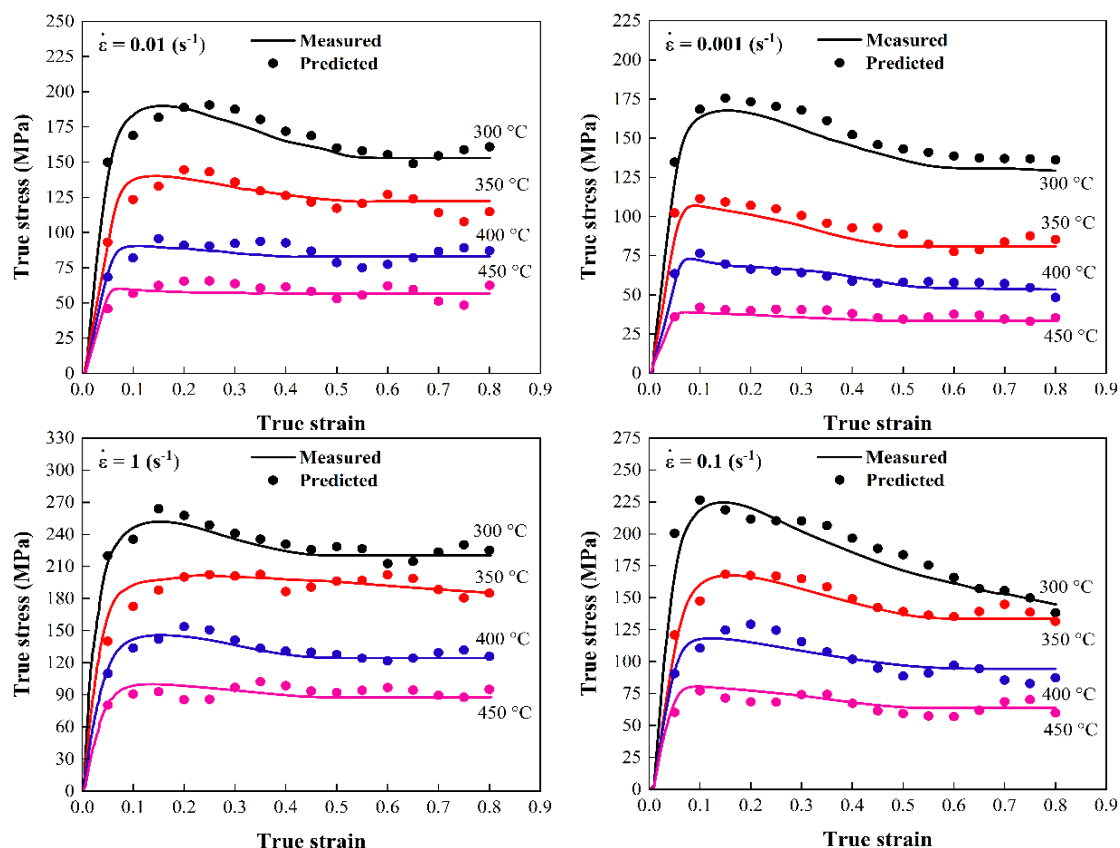


Fig. 9 Comparisons between measured and predicted flow stress at various deformation conditions

شکل 9 مقایسه تنش سیلان اندازه‌گیری و پیش بینی شده در شرایط مختلف تغییرشکل

- properties of cast Al-15Mg<sub>2</sub>Si-xGd in situ composites,” *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 700, pp. 18-28, 2017.
- [5] Nirumand, M., Vahidshad, Y., Emamy, M., Abrinia, K., “Design and manufacturing of Al-Mg<sub>2</sub>Si cylindrical functionally graded composites using in-situ centrifugal casting,” *In Persian, Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 8, No. 4, pp. 1749-1757, 2022.
- [6] Tong, X., Zhang, D., Wang, K., Lin, J., Liu, Y., Shi, Z., Li, Y., Lin, J., Wen, C., “Microstructure and mechanical properties of high-pressure-assisted solidification of in situ Al-Mg<sub>2</sub>Si composites,” *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 733, pp. 9-15, 2018.
- [7] Xiaofeng, W., Guang’an, Z., Fufa, W., Zhe, W., “Influence of neodymium addition on microstructure, tensile properties and fracture behavior of cast Al-Mg<sub>2</sub>Si metal matrix composite,” *Journal of Rare Earths*, Vol. 31, No. 3, pp. 307-313, 2013.
- [8] Bai, G., Liu, Z., Lin, J., Yu, Z., Hu, Y., Wen, C., “Effects of the addition of lanthanum and ultrasonic stirring on the microstructure and mechanical properties of the in situ Mg<sub>2</sub>Si Al composites,” *Materials and Design*, Vol. 90, pp. 424-432, 2016.
- [9] Wang, D., Zhang, H., Han, X., Shao, B., Li, L., Cui, J., “The analysis of strontium modification on microstructure and mechanical properties of Al-25% Mg<sub>2</sub>Si in situ composite,” *Materials Engineering and Performance*, Vol. 26, No. 9, pp. 4415-4423, 2017.
- [10] Ghandvar, H., Idris, M. H., Bakar, T. A. A., Nafari, A., Ahmad, N., “Microstructural characterization, solidification characteristics and tensile properties of Al-15% Mg<sub>2</sub>Si-x (Gd-Sb) in-situ composite,” *Materials Research and Technology*, Vol. 9, No. 3, pp. 3272-3291, 2020.
- [11] Aziz, I., Ghandvar, H., Bakar, T. A. A., Yee, C. C., “Effect of praseodymium addition on wear properties of Al-15% Mg<sub>2</sub>Si composites,” *Materials Today: Proceedings*, Vol. 39, pp. 1051-1055, 2021.

- 4- در حین تغییرشکل داغ، مکانیزم‌های کروی شدن ذرات، تجزیه حرارتی و ترمیم دینامیکی در حضور اربوم تسریع گردید و منجر به توزیع همگن‌تر ذرات، حذف گوشه‌های تیز و بهبود پیوند فصل مشترک Mg<sub>2</sub>Si با زمینه α-Al شد.
- 5- متوسط انرژی فعال‌سازی تغییرشکل داغ در این پژوهش برابر 259.14 kJ·mol<sup>-1</sup> بدست آمد که این مقدار بالا نشان‌دهنده افزایش مقاومت به تغییرشکل پلاستیک و بهبود پایداری حرارتی کامپوزیت به دلیل حضور ذرات Mg<sub>2</sub>Si می‌باشد.
- 6- مدل‌سازی تغییرشکل داغ نشان داد که ثوابت بنیادی وابستگی قابل توجهی به پارامترهای فرآیندی مانند کرنش و دما داشته و مدل آرنیوسی پیش‌بینی دقیقی از رفتار سیلان کامپوزیت ارائه می‌دهد.

## 5- مراجع

- [1] Bhoi, N. K., Singh, H., Pratap, S., “Developments in the aluminum metal matrix composites reinforced by micro/nano particles—a review,” *Journal of Composite Materials*, Vol. 54, No. 6, pp. 813-833, 2020.
- [2] Mirarabshahi, F., Mashreghi, A., “Fabrication and phases study in Al/(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+Al<sub>x</sub>V<sub>y</sub>+AlaNib) in situ composite,” *In Persian, Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 4, No. 3, pp. 303-310, 2017.
- [3] Samadi, A., Ghayebloo, M., “Effect of Al-5Ti-B inoculant addition on the graded microstructure of centrifugally cast Al-13.8 wt.% Mg<sub>2</sub>Si composite,” *In Persian, Journal of Advanced Materials in Engineering*, Vol. 34, No. 2, pp. 49-59, 2015.
- [4] Khorshidi, R., Honarbaksh-Raouf, A., Mahmudi, R., “Microstructural evolution and high temperature mechanical

- [12] Shafieizad, A. H., Zarei-Hanzaki, A., Abedi, H. R., Al-Fadhalah, K. J., "The Mg<sub>2</sub>Si phase evolution during thermomechanical processing of in-situ aluminum matrix macro-composite," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 644, pp. 310-317, 2015.
- [13] Zamani, R., Mirzadeh, H., Emamy, M., "Mechanical properties of a hot deformed Al-Mg<sub>2</sub>Si in-situ composite," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 726, pp. 10-17, 2018.
- [14] Soltani, N., Nodooshan, H. J., Bahrami, A., Pech-Canul, M. I., Liu, W., Wu, G., "Effect of hot extrusion on wear properties of Al-15 wt.% Mg<sub>2</sub>Si in situ metal matrix composites," *Materials & Design*, Vol. 53, pp. 774-781, 2014.
- [15] Rousta, Z., Khosravi, H., Tohidlou, E., "Effect of Er addition on the microstructural characteristics and compressive behavior of insitu Al-15 wt.% Mg<sub>2</sub>Si composites," In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 6, No. 2, pp. 242-247, 2019.
- [16] Niazi, R., Tohidlou, E., Khosravi, H., "Microstructure-Property Relationships in an Erbium-Modified Al-Si-Mg Alloy," *Iranian Journal of Materials Science & Engineering*, Vol. 17, No. 3, pp. 40-48, 2020.
- [17] Khorshidi, R., Mahmudi, R., Honarbaksh-Raouf, A., "Compressive creep behavior of a cast Al-15Mg<sub>2</sub>Si in situ composite," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 668, pp. 112-119, 2016.
- [18] Chen, L., Zhao, G., Gong, J., Chen, X., Chen, M., "Hot deformation behaviors and processing maps of 2024 aluminum alloy in as-cast and homogenized states," *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 24, No. 12, pp. 5002-5012, 2015.
- [19] He, J., Wen, J., Zhou, X., Liu, Y., "Hot deformation behavior and processing map of cast 5052 aluminum alloy," *Procedia Manufacturing*, Vol. 37, pp. 2-7, 2019.
- [20] Gangolu, S., Rao, A. G., Prabhu, N., Deshmukh, V. P., Kashyap, B. P., "Hot workability and flow characteristics of aluminum-5 wt.% B<sub>4</sub>C composite," *Journal of materials engineering and performance*, Vol. 23, No. 4, pp. 1366-1373, 2014.