

سیده زهرا انوری^{۱*}، فتح الله کریم زاده^۲، محمد حسین عنایتی^۲

۱- استادیار، گروه مهندسی مکانیک و متالورژی، دانشگاه پیام نور، تهران، ایران.

۲- استاد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان، ایران.

* szanvari@pnu.ac.ir

اطلاعات مقاله

دریافت: ۱۴۰۳/۰۵/۰۳

پذیرش: ۱۴۰۳/۰۶/۲۹

کلید واژگان:

کامپوزیت زمینه آلومینیم،

آلیاژسازی مکانیکی،

اکستروژن گرم،

خزش.

چکیده

در سال‌های اخیر خواص خزشی و پایداری حرارتی کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی به‌طور گسترده مورد توجه قرار گرفته است. دلیل این موضوع مقاوم‌سازی هر چه بیشتر این مواد جهت کاربردهای دمای بالا است. به‌طور کلی افزودن ذرات تقویت‌کننده به زمینه آلومینیمی سبب افزایش مقاومت خزشی زمینه می‌شود؛ بنابراین در این پژوهش رفتار خزشی کامپوزیت‌های نانوساختار زمینه آلومینیم حاوی تقویت‌کننده‌های Al_3V و $Al_3V-Al_2O_3$ تولید شده با استفاده از فرآیند آلیاژسازی مکانیکی، پرس سرد و اکستروژن گرم مورد ارزیابی قرار گرفت. مرفولوژی و ریزساختار نمونه‌های تولید شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شد. رفتار خزشی نمونه‌ها در محدوده دمایی ۲۵۰ تا ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج به‌دست آمده نشان داد حضور ذرات تقویت‌کننده Al_3V و $Al_3V-Al_2O_3$ باعث بهبود رفتار خزشی نانو کامپوزیت‌ها شده است و هر دو نمونه نانو کامپوزیتی رفتار خزشی مشابهی از خود نشان دادند. همچنین توان تنش ظاهری در محدوده ۴-۱۰ به دست آمد و به دما و تنش وابستگی زیادی دارد. بررسی‌های انجام شده نشان داد مکانیزم خزش در دماهای مورد مطالعه برای هر دو نمونه صعود نابجایی‌ها است. به‌علاوه، انرژی فعال‌سازی ظاهری برای دو نمونه $Al-10wt.\%(Al_3V-Al_2O_3)$ و $Al-10wt.\%Al_3V$ به ترتیب ۱۷۸ و ۱۶۱ کیلوژول بر مول به دست آمد و بزرگ‌تر از انرژی فعال‌سازی نفوذ خودی در آلومینیم بود. همچنین رفتار خزشی کامپوزیت‌ها همراه با تنش آستانه بود که با افزایش دما کاهش یافت. تصاویر میکروسکوپی سطح شکست نمونه‌های خزشی نشان‌دهنده رفتار شکست ترد نمونه‌ها بود.

Evaluation of Creep Behavior of $Al-Al_3V$ and $Al-(Al_3V-Al_2O_3)$ Nanostructured Composites Produced by Mechanical Alloying and Hot Extrusion

Seyedeh Zahra Anvari^{1*}, Fatollah Karimzadeh², Mohamad Hossein Enayati²

1- Department of Mechanical and Metallurgical Engineering, Payame Noor University (PNU), Tehran, Iran.

2- Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Iran.

* szanvari@pnu.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Doi: 10.71753/ma.2025.1127095

Keywords:

Aluminum Matrix Composites,
Mechanical Alloying,
Hot Extrusion,
Creep.

Abstract

In recent years, the creep behavior and thermal stability of aluminum matrix composites have attracted considerable attention due to their potential for high-temperature applications. The addition of reinforcement particles to the aluminum matrix is known to enhance creep resistance. In this study, the creep behavior of aluminum matrix nanocomposites reinforced with Al_3V and $Al_3V-Al_2O_3$ particles fabricated using mechanical alloying, cold pressing, and hot extrusion was investigated. The morphology and microstructure of the produced samples were characterized using scanning electron microscopy (SEM). Creep tests were conducted in the temperature range of 250 to 350 °C. The results demonstrated that the presence of Al_3V and $Al_3V-Al_2O_3$ reinforcements improved the creep resistance of the nanocomposites, with both composites exhibiting similar creep behavior. The true stress exponent was found to be in the range of 4-10, indicating a strong dependence on temperature and stress. The dominant creep mechanism at the tested temperatures was determined to be dislocation climb. The apparent activation energies for $Al-10wt.\%(Al_3V-Al_2O_3)$ and $Al-10wt.\%Al_3V$ composites were 178 and 161 kJ/mol, respectively, which were higher than the self-diffusion activation energy of aluminum. The creep behavior of the composites exhibited a threshold stress that decreased with increasing temperature. Fractography revealed a brittle fracture mode for the creep specimens.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Seyedeh Zahra Anvari, Fatollah Karimzadeh, Mohamad Hossein Enayati, Evaluation of Creep Behavior of $Al-Al_3V$ and $Al-(Al_3V-Al_2O_3)$ Nanostructured Composites Produced by Mechanical Alloying and Hot Extrusion, New Process in Material Engineering, 2025, 19(1), 61-74.

۱- مقدمه

آلیاژهای آلومینیم به دلیل دارا بودن خواص مطلوبی نظیر چگالی کم، استحکام ویژه نسبتاً بالا، مقاومت خوردگی مناسب، رسانایی الکتریکی و حرارتی بالا و همچنین کارپذیری مناسب، کاربرد گسترده‌ای در صنایع هوافضا و اتومبیل‌سازی به خود اختصاص داده‌اند [۱-۳]. یکی از مشکلاتی که آلیاژهای متداول آلومینیم با آن مواجه هستند افت خواص در دمای بالاتر از ۱۵۰ درجه سانتی‌گراد است که سبب می‌شود این آلیاژها نتوانند در کاربردهای دما بالا با سیستم‌های آلیاژی دیگر رقابت کنند [۴].

دلیل افت خواص مکانیکی این آلیاژها درشت شدن رسوبات استحکام‌بخش و کاهش نقش آن‌ها در استحکام‌بخشی و جلوگیری از رشد دانه‌ها در محدوده دمایی فوق است. نیاز به خواص آلیاژهای آلومینیم و همچنین ضرورت افزایش دمای کاری تا ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد سبب توسعه گروه جدیدی از آلیاژهای آلومینیم شده که به‌عنوان آلیاژهای دما بالا شناخته می‌شوند [۵-۶].

تکنیک‌های مختلفی نظیر کاهش اندازه دانه، ایجاد محلول جامد و رسوب سختی جهت حفظ استحکام فلزات در دمای بالا مورد استفاده قرار گرفته‌اند. در حقیقت این روش‌ها را می‌توان در دو گروه طبقه‌بندی کرد:

دسته اول روش‌هایی که با اضافه کردن عناصر مختلف آلیاژ تولید می‌کنند و دسته دوم روش‌هایی با ایجاد یا اضافه کردن تقویت‌کننده به زمینه کامپوزیت تولید می‌کنند [۷]. بر این اساس تحقیقات گسترده‌ای در خصوص آلیاژهای آلومینیم استحکام یافته توسط رسوبات به‌منظور کاربرد در دمای بالا صورت گرفته است [۸-۱۳].

آلیاژهای پایه آلومینیم با برخورداری از چندین ویژگی خاص به‌منظور گسترش آلیاژهای استحکام بالا در دمای بالا مورد توجه قرار گرفته‌اند. سلول واحد آلومینیم از نوع مکعبی با سطوح مرکزدار بوده و به دلیل برخورداری از ساختار فشرده مقاومت خزشی بسیار مناسبی در مقایسه با سایر ساختارهای کریستالی دارد. علاوه بر این، تشکیل لایه محافظ روئین بسیار پایدار، منجر به مقاومت بالای این آلیاژها در برابر اکسیداسیون می‌شود. جهت کاربردهایی که وزن مسئله

اساسی است، چگالی پایین آلیاژهای آلومینیم سبب می‌شود که این مواد با داشتن نسبت استحکام به وزن بالا بتوانند پاسخگوی این نیاز باشند. به‌علاوه آلیاژهای آلومینیم به‌طور قابل‌ملاحظه‌ای نسبت به آلیاژهای دما بالا نظیر تیتانیم و نیکل اقتصادی هستند [۱۴].

عناصر آلیاژی موجود در آلیاژهای متداول آلومینیم دارای حد حلالیت قابل توجه (بیش از یک درصد مولی در نمودار فازی تعادلی با آلومینیم) در محدوده دمای بالا هستند. عناصر روی، نقره، منیزیم، لیتیم، گالیم، ژرمانیم، مس و سیلیسیم باعث تشکیل رسوبات پایدار در دمای بالا نمی‌شوند [۱۵]. به‌منظور ساخت آلیاژهای آلومینیم مناسب برای کاربرد در دمای بالا از عناصری باید استفاده شود که خصوصیات زیر را داشته باشند [۱۶]:

- توانایی تشکیل کسر حجمی قابل‌ملاحظه از ترکیبات بین فلزی با آلومینیم و با ساختار مشابه زمینه آلومینیم.

- حد حلالیت کم در دمای بالا به‌منظور عدم انحلال فازهای استحکام‌بخش.

- نفوذپذیری کم در آلومینیم به‌منظور کاهش درشت شدن ذرات فازهای استحکام‌بخش.

در سال‌های اخیر، تحقیقات گسترده‌ای در خصوص آلیاژهای آلومینیم استحکام یافته توسط ذرات تقویت‌کننده به‌منظور کاربرد در دمای بالا صورت گرفته است. عناصر آلیاژی موجود در آلیاژهای متداول آلومینیم دارای حد حلالیت قابل توجه در محدوده دمای بالا هستند. فلزات انتقالی حد حلالیت بسیار پایینی در آلومینیم دارند از این رو رسوبات ناشی از ترکیب آلومینیم با فلزات انتقالی قابلیت حفظ استحکام آلیاژهای آلومینیم در دمای بالا را دارند. همچنین سینتیک کند نفوذ عناصر آلیاژی نیز از دیگر الزامات حفظ استحکام به شمار می‌رود که در بین فلزات انتقالی فلز وانا‌دیم کمترین سرعت نفوذ در آلومینیم را داشته و از این رو آلیاژهای آلومینیم حاوی ترکیبات بین فلزی $Al-V$ از اهمیت ویژه‌ای برخوردار هستند [۱۷].

آلیاژهای آلومینیم دمای بالا به شمار می‌آید و پودرهای تولید شده به روش آلیاژسازی مکانیکی دارای خصوصیتی نظیر یکنواختی ساختار و ترکیب شیمیایی، توزیع یکنواخت رسوبات ایجاد شده و اندازه کوچک‌تر دانه‌ها هستند.

تولید کامپوزیت $Al-Al_3V$ قبلاً در چند مورد محدود انجام شده است اما در این مطالعات تولید این کامپوزیت با ساختار نانو مدنظر قرار نگرفته است. به علاوه در تحقیقات قبلی ارزیابی کاملی از رفتار حرارتی و خواص مکانیکی به خصوص در دمای بالا انجام نشده است. لذا تولید نانو کامپوزیت زمینه آلومینیم حاوی ذرات تقویت کننده Al_3V مورد توجه قرار گرفت. در تحقیق قبلی [۱۹] کامپوزیت‌های نانوساختار $Al-Al_3V$ و $Al-(Al_3V-Al_2O_3)$ با استفاده از فرآیند آلیاژسازی مکانیکی و اکستروژن گرم تولید و خواص مکانیکی آن مورد ارزیابی قرار گرفت. از آنجایی که توسعه کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی برای کاربرد در دمای بالا نیاز به درک درستی از تأثیر ذرات تقویت کننده بر رفتار مکانیکی دمای بالای این کامپوزیت‌ها دارد لذا در این پژوهش به منظور ارزیابی خواص دما بالای نمونه‌های تولیدی، رفتار خزشی نمونه‌ها در محدوده دمایی ۲۵۰-۳۵۰ درجه سانتی‌گراد بررسی شد.

۲- مواد و روش انجام آزمایش

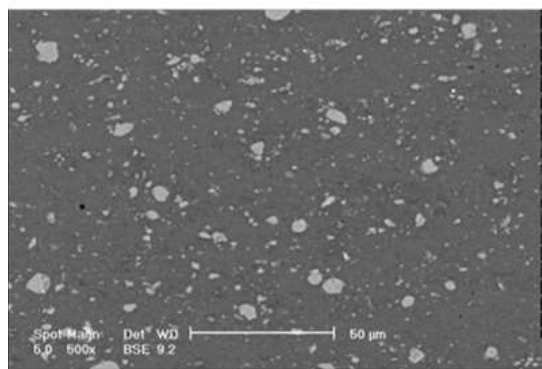
مواد اولیه مورد استفاده در این پژوهش شامل پودر آلومینیم (با خلوص ۹۹/۷٪ و اندازه ذرات کمتر از $100\mu m$)، پودر وانادیم (با خلوص ۹۹/۹۹٪ و اندازه ذرات کمتر از $100\mu m$)، و پودر اکسید وانادیم (با خلوص ۹۹/۹۹٪ و اندازه ذرات کمتر از $5\mu m$) است. جهت تولید کامپوزیت نانوساختار $Al-Al_3V$ ۱۰ wt.% $(Al_3V-Al_2O_3)$ و ۱۰ wt.% $Al-(Al_3V-Al_2O_3)$ از آلیاژسازی مکانیکی، پرس سرد و اکستروژن گرم استفاده شد. برای انجام آلیاژسازی مکانیکی از یک دستگاه آسیاب گلوله‌ای سیاره‌ای استفاده شد.

جهت انجام فرآیند اکستروژن گرم پودرهای تولید شده ابتدا تحت عملیات پرس سرد قرار گرفتند. جنس قالب مورد استفاده فولاد ساده کربنی CK45 بود. قطعات خامی که توسط پرس سرد تولید شدند تحت فرآیند اکستروژن گرم

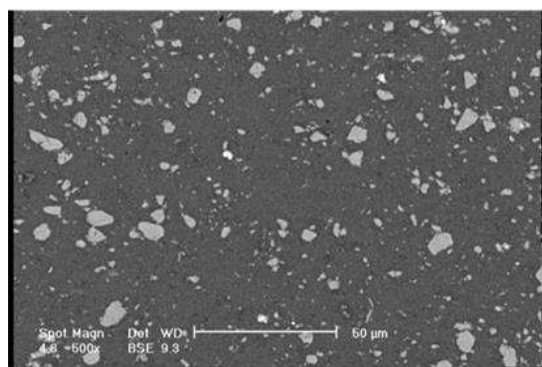
به دلیل حد حلالیت و نفوذپذیری کم فلزات انتقالی در آلومینیم، تولید آلیاژهای آلومینیم دمای بالا توسط روش‌های متداول نظیر ریخته‌گری همواره با محدودیت‌هایی روبه‌رو بوده است. جدایش و تشکیل فازهای ناخواسته از جمله محدودیت‌های این فرآیند محسوب می‌شوند. از این رو برای تولید این آلیاژها از فرآیندهای غیر تعادلی نظیر انجماد سریع و آلیاژسازی مکانیکی استفاده می‌شود [۱۸]. آلیاژسازی مکانیکی به دلیل سادگی فرآیند و همچنین قابلیت تولید محدوده وسیعی از ترکیبات و آلیاژها فرآیند مناسبی جهت تولید این آلیاژها محسوب شود. علاوه بر این تولید مواد نانوساختار توسط این فرآیند امکان‌پذیر است.

به منظور ساخت قطعه از پودر تولید شده به روش آلیاژسازی مکانیکی به فرآیندهای فشرده‌سازی و سینتر کردن نیاز است. در هنگام فشرده‌سازی و ساخت قطعات از پودرهای نانوساختار عدم رشد دانه‌ها و فازها و همچنین عدم وقوع تغییرات فازی ناخواسته از اهمیت بالایی برخوردار است. جهت تولید قطعه از پودرهای کامپوزیتی معمولاً از فرآیندهایی مانند پرس گرم استفاده می‌شود. یکی از روش‌هایی که در سال‌های اخیر به عنوان یک روش مؤثر در قطعه‌سازی از پودرهای نانوساختار مورد توجه قرار گرفته است فرآیند اکستروژن گرم می‌باشد. با استفاده از این روش می‌توان نمونه‌های نانوساختار با تخلخل کم تولید کرد.

با توجه به مطالعات صورت گرفته مشخص شد که آلیاژهای $Al-V$ می‌توانند گزینه‌ای مناسب برای کاربردهای دمای بالا محسوب شوند. وانادیم با نفوذپذیری و حد حلالیت بسیار پایین در زمینه، مکانیزم رشد نفوذی در دمای بالا را به تعویق می‌اندازد. در این سیستم آلیاژی استحکام بخشی در دمای بالا توسط تشکیل ترکیب بین فلزی Al_3V میسر می‌شود. همچنین تحقیقات نشان داده است که محدودیت‌های زیادی در روش‌های متداول ریخته‌گری برای تولید آلیاژهای $Al-V$ وجود دارد. وجود استحاله‌های متعدد پریته‌تیک و پیچیدگی‌های موجود در کنترل پارامترهای فرآیند نظیر نرخ سردکنندگی در کنار غیریکنواختی‌های ساختاری و حضور فازهای ناخواسته از جمله مهم‌ترین این محدودیت‌ها است. آلیاژسازی مکانیکی به عنوان یکی از فرآیندهای تولید



(الف)



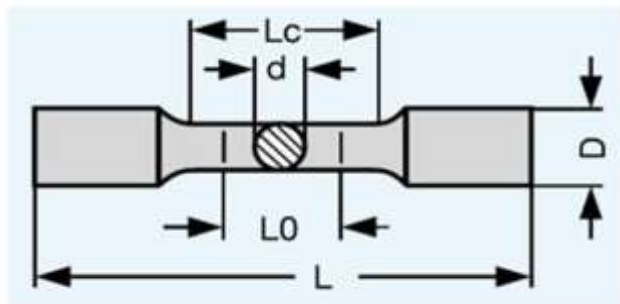
(ب)

شکل (۲): تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی پودر کامپوزیت تولیدی: الف) نمونه $Al-10 \text{ wt.}\% Al_3V$ با کد $Al-V$ و ب) نمونه $Al-10 \text{ wt.}\% (Al_3V-Al_2O_3)$ با کد $Al-V-O$

قرار گرفتند. جنس قالب مورد استفاده فولاد گرم کار ۱/۲۳۴۴ بود. اکستروژن به صورت مستقیم با سرعت mm/s و در دمای ۵۵۰ درجه سانتی گراد انجام شد. قطر نهایی نمونه $8mm$ بود. با توجه به اهداف پژوهش تقویت کننده Al_3V به دو شیوه مستقیم از عناصر سازنده و به صورت غیرمستقیم از احیاء مکانوشیمیایی اکسید وانادیم توسط آلومینیم با استفاده از فرآیند آلیاژسازی مکانیکی سنتز شد. مراحل تولید و جزئیات آن در مرجع [۱۹] آورده شده است. جهت بررسی مرفولوژی و ریزساختار ذرات پودر و قطعات تولید شده از دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Philips-XL30 استفاده شد. تصویر ماکروسکوپی نمونه پرس سرد و اکستروود شده و تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی پودر کامپوزیت تولیدی نمونه $Al-10 \text{ wt.}\% Al_3V$ با کد $Al-V$ و نمونه $Al-10 \text{ wt.}\% (Al_3V - Al_2O_3)$ با کد $Al-V-O$ و در شکل‌های (۱) و (۲) دیده می‌شود. به منظور ارزیابی رفتار خزشی نمونه‌های اکستروود شده از دستگاه خزش مدل ATM^۱ ساخت کشور کانادا موجود در شرکت مهندسی ساخت موتورهای توربین بخار استفاده شد. این دستگاه مجهز به گرم کن و کوره برای انجام آزمون خزش تا دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد است. برای انجام آزمون خزش ابتدا نمونه داخل کوره به دمای مورد نظر رسیده و سپس تحت بار ثابت شروع به تغییر شکل می‌کند. نمونه‌های آزمون خزش مطابق استاندارد DIN 50125 [۲۰] (شکل ۳) تهیه شدند.



شکل (۱): تصویر ماکروسکوپی نمونه پرس سرد و اکستروود شده.



L	40 mm
L0	20 mm
Lc	24 mm
d	4 mm
D	M6

شکل (۳): شکل و ابعاد نمونه خزش بر اساس استاندارد DIN 50125.

۳- نتایج و بحث

به‌طور کلی در کاربردهای مهندسی برای بیان پایداری ساختاری قطعات تحت تنش، در دماهای بالا و در زمان‌های طولانی از آزمون خزش استفاده می‌شود. داده‌های حاصل از آزمون خزش معمولاً به‌صورت میزان کرنش با زمان تحت بار یا تنش ثابت و در دمای ثابت گزارش می‌شود.

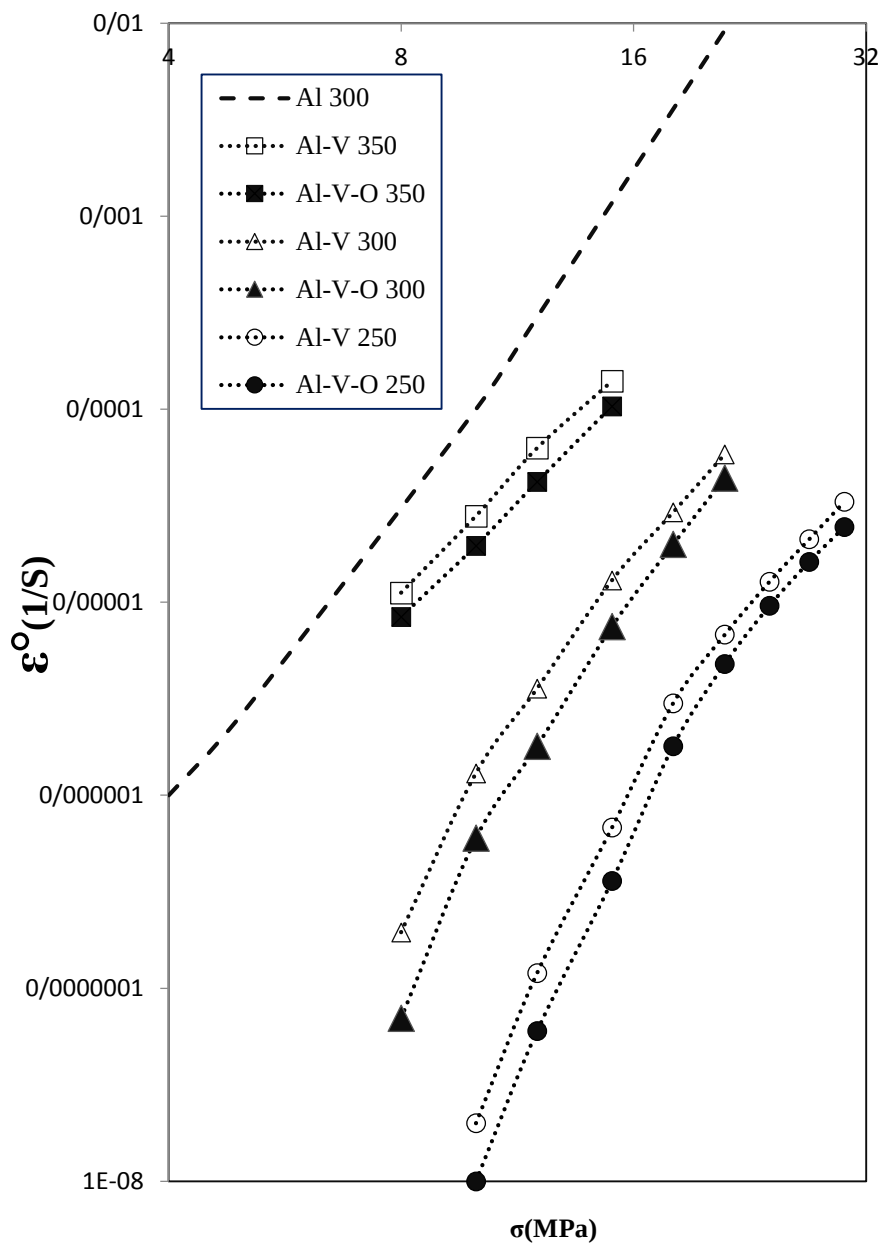
در تغییر شکل پلاستیک دما بالا تحت اعمال تنش، لغزش نابجایی‌ها و فرآیندهای نفوذی می‌توانند به‌طور هم‌زمان در تغییر شکل دخالت داشته باشند. این مکانیزم که بیشتر در تغییر شکل دما بالای فلزات و آلیاژها دیده می‌شود به‌صورت رابطه (۱) بیان می‌شود [۲۱]:

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

در جایی که $\dot{\epsilon}_m$ نرخ خزش کمینه، A ثابت وابسته به میکروساختار، σ تنش اعمالی، n توان تنش، Q انرژی فعال‌سازی و R ثابت گازها است. مقادیر مختلف توان تنشی در رابطه (۱) نشان‌دهنده مکانیزم‌های مختلف خزشی است. مقدار ۳ نشان‌دهنده کنترل خزش توسط لغزش چسبنده [۲۲]، مقدار ۵ نشان‌دهنده صعود نابجایی‌ها در دمای بالا (نفوذ از طریق شبکه) و مقدار ۸ نیز به معنای کنترل خزش توسط نفوذ است [۲۳-۲۴].

به‌منظور ارزیابی رفتار خزشی، نمونه‌های اکستروود شده تحت آزمون خزش در سه دما در محدوده ۲۵۰-۳۵۰ درجه سانتی‌گراد قرار گرفتند. در بررسی رفتار خزش در دمای بالا در مرحله خزش گذرا، نرخ خزش به‌صورت پیوسته کاهش می‌یابد تا اینکه به کمترین مقدار خود می‌رسد در این حالت رفتار خزش به حالت پایدار می‌رسد. در شکل ۴ منحنی لگاریتمی نرخ خزش کمینه خزش (نرخ خزش در مرحله خزش پایدار) برحسب تنش اعمالی برای نمونه‌ها در دماهای مختلف نشان داده شده است. در این شکل هم‌چنین داده‌های مربوط به خزش آلومینیم خالص از مرجع [۲۵] ترسیم شده است. لازم به ذکر است برای هر دو نمونه و در تمامی دماهای مورد آزمون پیش از وقوع خزش پایدار خزش گذرا مشاهده شد. این رفتار در سایر آلیاژهای آلومینیم نیز مشاهده شده است [۲۶-۲۷].

با توجه به شکل (۴) نرخ خزش کمینه دارای گستره وسیعی از مقادیر است و کمترین مقدار آن $10^{-8} \times 1$ است. بهبود رفتار خزشی نانو کامپوزیت‌های تولیدی در مقایسه با رفتار خزشی آلومینیم خالص [۲۵] نشان‌دهنده تأثیر ذرات تقویت‌کننده است. همچنین انحنای منحنی‌های رسم شده شکل ۴ برای دو نمونه $Al-V$ و $Al-V-O$ در دماهای مختلف نشان‌دهنده وجود تنش آستانه است [۲۸-۲۹].



شکل (۴): منحنی لگاریتمی نرخ خزش کمینه برحسب تنش اعمالی برای نمونه‌های Al-V و Al-V-O در دماهای مختلف.

را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در این جدول مشاهده می‌شود مقادیر محاسبه شده برای توان تنش، بزرگ‌تر از مقدار ۴/۴ مربوط به آلومینیم خالص [۲۵] است. مقادیر توان تنش بزرگ‌تر از ۴/۴ که نشان‌دهنده وجود تنش آستانه است، توسط بسیاری از محققین برای کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی گزارش شده است [۲۳-۲۴، ۳۰]. همچنین با ترسیم منحنی $\dot{\epsilon}_m$ برحسب $1/T$

جهت تعیین مکانیزم کنترل‌کننده خزش در دمای بالا توان تنش ظاهری n_c از رابطه ۲ محاسبه شد [۲۱]:

$$n_c = \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}_m}{\partial \ln \sigma} \right)_T \quad (2)$$

که در این رابطه $\dot{\epsilon}_m$ نرخ خزش کمینه و σ تنش اعمالی است. جدول (۱) محدوده توان تنش محاسبه شده در دماهای مختلف

[۳۱] پاندی و همکارانش^۳ انرژی فعال‌سازی کامپوزیت Al-TiB₂ را ۳۳۹ kJ/mol به دست آوردند [۳۲]. لی و همکاران^۴ مقدار ۱۷۰ kJ/mol را برای کامپوزیت Al₇₀₀₅-Al₂O₃ محاسبه کردند [۲۹].

می‌توان انرژی فعال‌سازی خزش، Q را با استفاده از رابطه (۳) به دست آورد [۳۱]:

$$Q = \left[\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}_m}{\partial (-1/RT)} \right]_{\sigma} \quad (3)$$

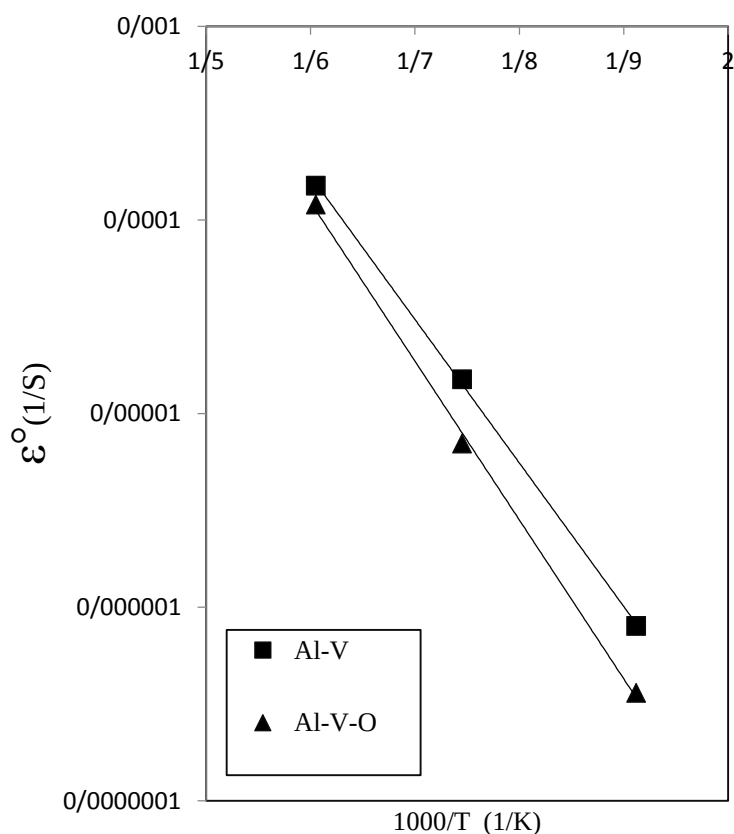
در شکل (۵) منحنی فوق برای هر دو نمونه در تنش ثابت ۱۵ مگاپاسکال رسم شده است. مقادیر انرژی فعال‌سازی برای دو کامپوزیت Al-V و Al-V-O به ترتیب ۱۶۱ و ۱۷۸ kJ/mol به دست آمد. این مقادیر در مقایسه با انرژی فعال‌سازی نفوذ خودی در شبکه برای آلومینیم (۱۴۰ kJ/mol) بیشتر است. نتایج مشابهی برای انرژی فعال‌سازی آلیاژها و کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی گزارش شده است، به‌عنوان مثال استرم و همکاران برای آلیاژ Al-Fe-Si Zr مقدار ۲۵۰ kJ/mol را گزارش کردند

جدول (۱): مقادیر توان تنش محاسبه شده در دماهای مختلف.

نمونه	توان تنش، n		
	۳۵۰ °C	۳۰۰ °C	۲۵۰ °C
Al-V	۴/۱-۵/۴	۴/۹-۷/۲	۴/۸-۹/۵
Al-V-O	۴/۱-۵/۷	۵/۱-۷/۸	۵/۱-۹/۸

جدول (۲): مقادیر تنش آستانه برای دو نمونه در دماهای مختلف.

نمونه	تنش آستانه، σ_{Th} (مگاپاسکال)		
	۳۵۰ °C	۳۰۰ °C	۲۵۰ °C
Al-V	۲/۷	۵/۹	۸/۹
Al-V-O	۳/۳	۶/۱	۹/۴



شکل (۵): منحنی نرخ کرنش کمینه برحسب 1/T در تنش ۱۵ مگاپاسکال.

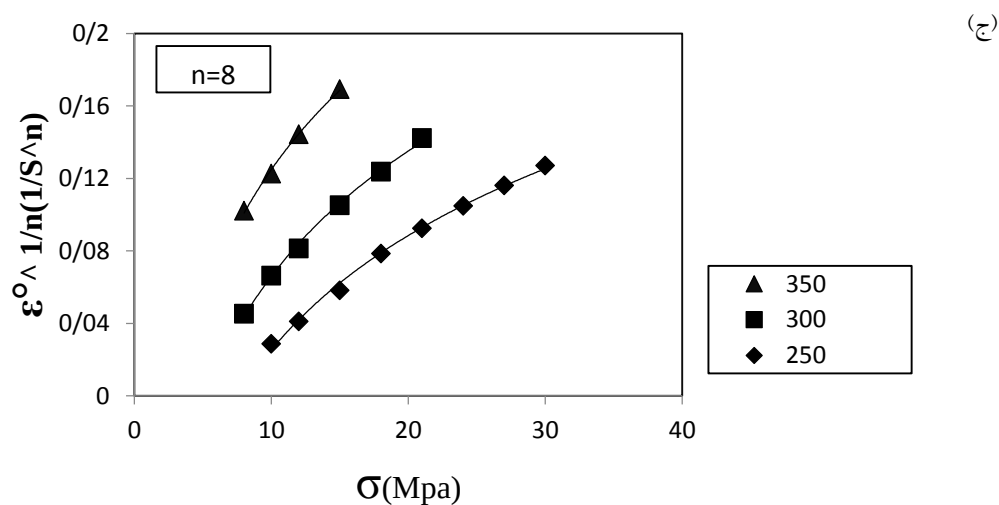
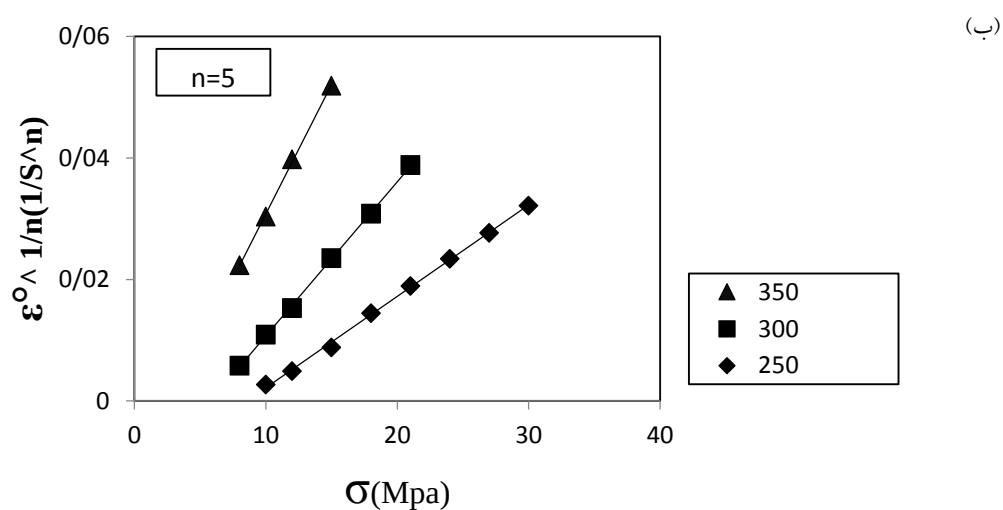
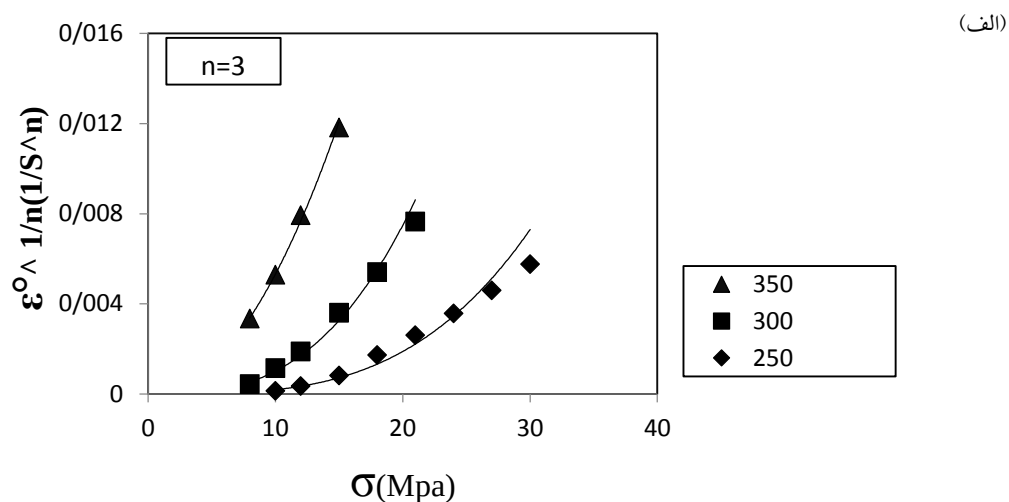
و همکارانش^۵ [۲۷] نیز مقدار تنش آستانه برابر با ۱۲ مگاپاسکال را برای آلیاژ Al که حاوی ذرات تقویت کننده $Al_3(Sc-Zr)$ در دمای ۳۰۰ درجه سانتی گراد به دست آوردند. همچنین لی و همکارانش [۲۸] تنش آستانه برابر با ۷/۸ مگاپاسکال را برای کامپوزیت $Al_{7005}-Al_2O_3$ در دمای ۳۰۰ درجه سانتی گراد گزارش کردند. در پژوهشی که توسط پاندی و همکارانش [۳۲] بر روی رفتار خزشی کامپوزیت $A1 - 20vol. \% TiB_2$ انجام شده تنش آستانه ۱۶ و ۱۴ مگاپاسکال به ترتیب در دمای ۳۰۰ و ۴۰۰ درجه سانتی گراد به دست آمده است.

وجود تنش آستانه در کامپوزیت‌های تولیدی در این پژوهش به دلیل حضور ذرات فاز Al_3V و Al_2O_3 در زمینه کامپوزیت است. ذرات تقویت کننده دارای فصل مشترک غیر همبسته با زمینه هستند و بنابراین انتظار می‌رود که در شرایط خزش این ذرات مانع حرکت نابجایی‌ها شوند. تئوری‌های تنش آستانه در یکی از دو دسته اصلی زیر قرار می‌گیرند، یکی تنش آستانه‌ای که به دلیل افزایش طول خط نابجایی در اثر صعود آن از روی ذرات ایجاد می‌شود و دیگری تنش انفصال^۶ که نابجایی را بعد از صعود آن از روی ذره از فصل مشترک زمینه-ذره جدا می‌کند و باعث ایجاد تنش آستانه می‌کند [۲۱، ۲۷ و ۳۱]. در تنش‌های کمتر از تنش آستانه میزان خزش بسیار ناچیز است.

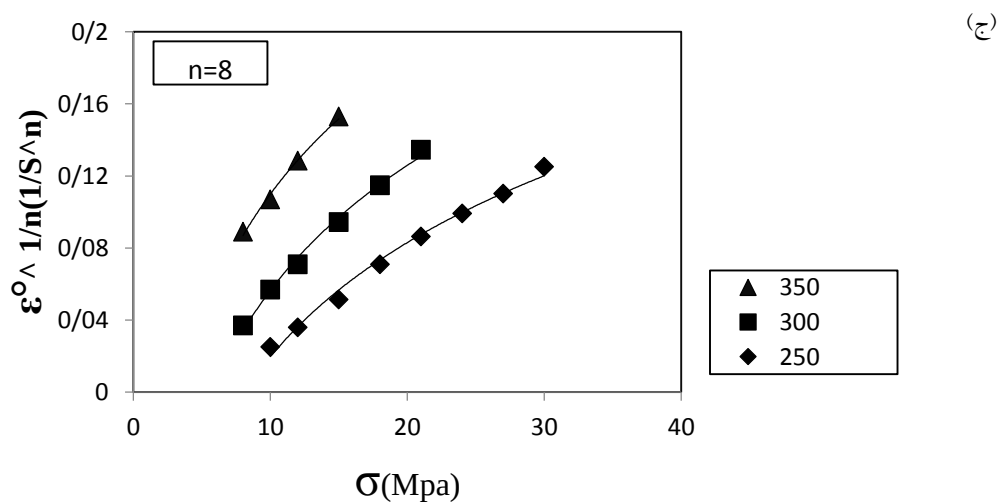
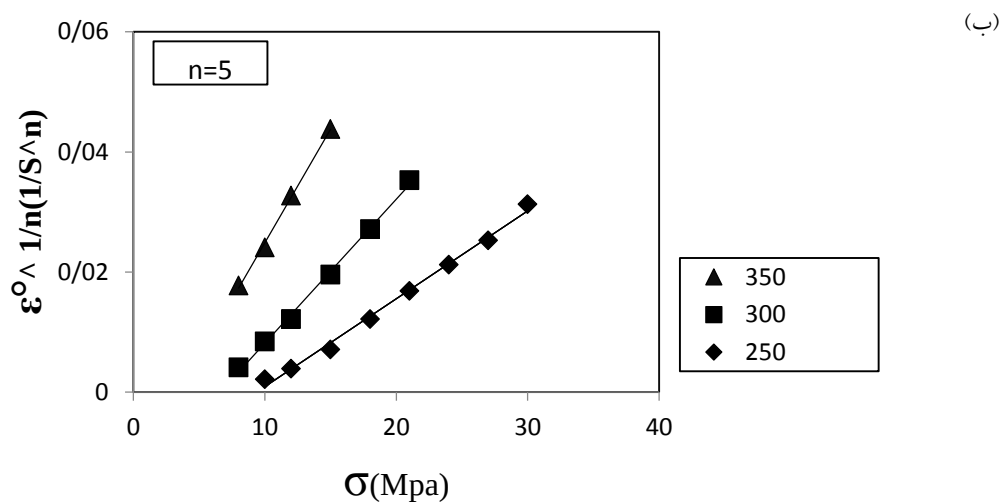
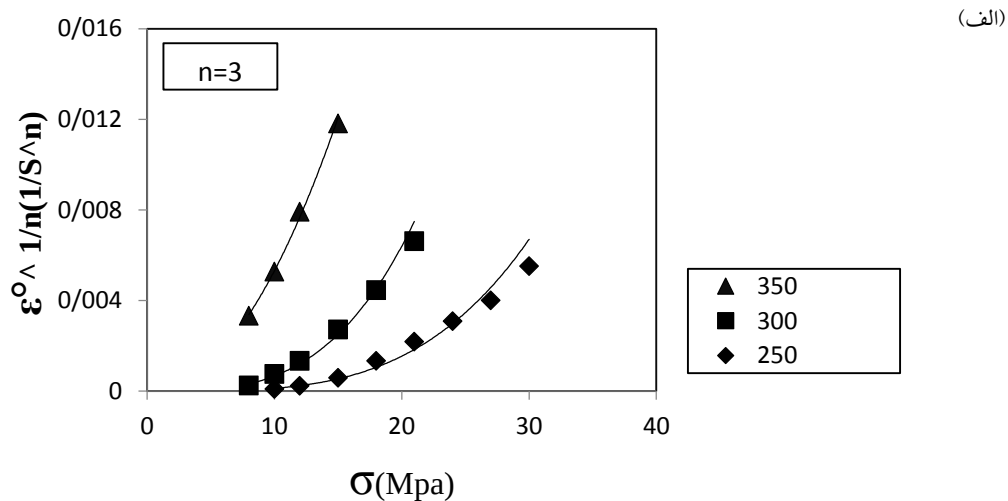
بنابراین با توجه به مقدار به دست آمده برای توان تنش و انرژی فعال سازی خزش و وجود تنش آستانه در رفتار خزشی نمونه‌های کامپوزیتی را می‌توان توسط رابطه خزش توانی اصلاح شده به صورت رابطه (۴) بیان کنیم [۲۲ و ۲۷]:

$$\dot{\epsilon}_m = A(\sigma - \sigma_{Th})^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (4)$$

در جایی که $\dot{\epsilon}_m$ نرخ خزش کمینه، A ثابت وابسته به میکروساختار، σ تنش اعمالی، n توان تنش، Q انرژی فعال سازی و R ثابت گازها و σ_{Th} تنش آستانه است. با توجه به رابطه فوق محاسبه تنش آستانه با استفاده از روش برون‌یابی خطی امکان پذیر است [۲۸]. بدین منظور منحنی‌های $\dot{\epsilon}_m^{1/n}$ برحسب σ به ازای مقادیر مختلف توان تنش ۸ و ۵، $n=3$ ترسیم شد [۲۱] که در شکل‌های (۶) و (۷) نشان داده شده است. همان گونه که مشاهده می‌شود تنها برای توان تنش برابر با ۵ منحنی فوق به صورت خطی به دست آمده است؛ بنابراین مقدار تنش آستانه تنشی خواهد بود که در آن مقدار نرخ خزش کمینه برابر صفر باشد. در جدول (۲) مقادیر تنش آستانه برای دو کامپوزیت آورده شده است. همچنین با توجه به خطی شدن منحنی $\dot{\epsilon}_m^{1/n}$ برحسب σ برای هر دو نمونه می‌توان استنتاج کرد که مقدار توان تنش حقیقی برای هر دو نمونه ۵ است. نیلینگ



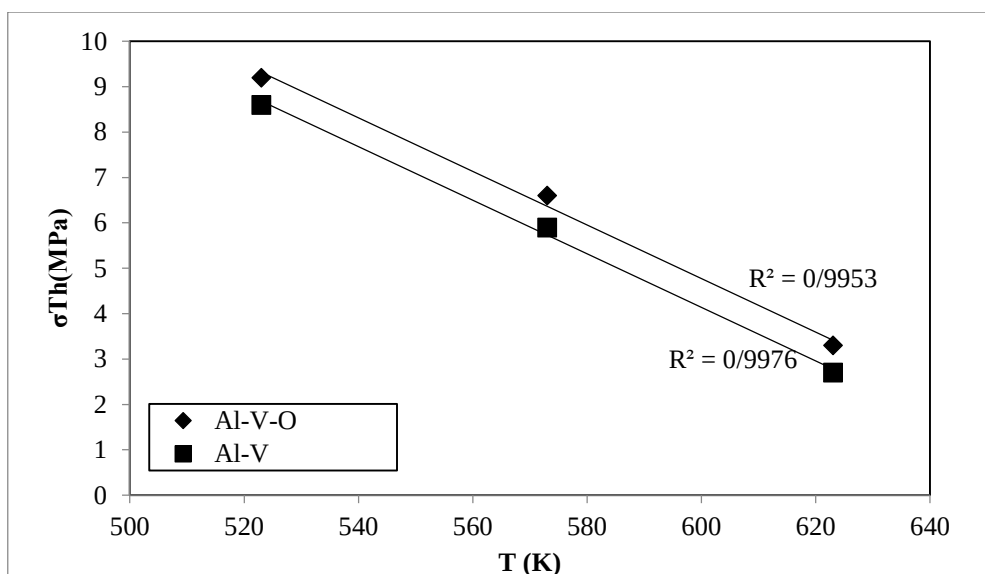
شکل (۶): منحنی‌های $\dot{\epsilon}_m^{1/n}$ برحسب σ برای نمونه $Al-V$ به ازای توان تنش‌های (الف) ۳، (ب) ۵ و (ج) ۸



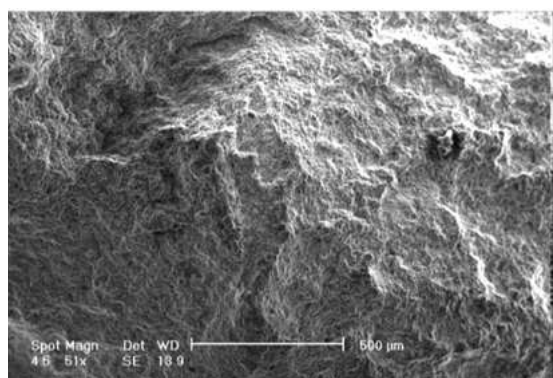
شکل (۷): منحنی‌های $\dot{\epsilon}_m^{1/n}$ بر حسب σ برای نمونه $Al-V-O$ به ازای توان تنش‌ی الف) ۳، ب) ۵ و ج) ۸.

وانگ و همکارانش^[۲۴] نیز با استفاده از این روش و نتایج آزمایشگاهی دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد را برای ناپدید شدن تنش آستانه کامپوزیت آلومینیم ZL109- Al_2O_3 -SiC گزارش کردند. به نظر می‌رسد ناپدید شدن تنش آستانه ناشی از همپوشانی مکانیزم خزشی دیگری با مکانیزم خزش بر مبنای تنش آستانه است.

در شکل (۸) مقادیر تنش آستانه نمونه‌های $Al - V$ و $Al - O$ برحسب دما رسم شده است. رابطه تنش آستانه برحسب دما را برای هر دو نمونه به خوبی می‌توان به صورت خطی با دقت خوبی ($R^2 > 0.995$) بیان کرد. با برون‌یابی این منحنی در تنش آستانه برابر صفر می‌توان دمایی را که در آن تنش آستانه برابر صفر خواهد شد را به دست آورد. این دما برای نمونه $Al - V$ برابر ۳۹۷ درجه سانتی‌گراد و برای نمونه $Al - V - O$ برابر ۴۰۸ درجه سانتی‌گراد است.



شکل (۸): منحنی تنش آستانه برحسب دما برای نمونه‌های مختلف.



(الف)

شکل (۹) تصاویر میکروسکوپی سطح شکست نمونه‌های خزشی را نشان می‌دهد. در هر دو تصویر رفتار شکست نمونه‌ها به صورت ترد است و صفحات کلیواژ دیده می‌شود. چنین میکرو ساختاری توسط آزادی و همکارانش^[۳۴] در بررسی خزش نانو کامپوزیت $Al-SiO_2$ و کیارسی و همکارانش^[۳۵] در بررسی رفتار خزشی آلیاژ AZ91 حاوی ذرات تقویت‌کننده اکسید ایتیریم نیز گزارش شده است.

aluminum alloy", Procedia Engineering, vol. 10, pp. 159-164, 2011.

[3] D. Vojtech, A. Michalcova, J. Pilch, P. Sittner, J. Serak & P. Novak, "Structural characteristics and thermal stability of Al-5.7Cr-2.5Fe-1.3Ti alloy produced by powder metallurgy", Journal of Alloys and Compounds, vol. 475, pp. 151-156, 2009.

[۴] ی. صابری، س. ناطق، ش. میردامادی، "بررسی خواص کامپوزیت متخلخل زمینه آلومینیوم تقویت شده با نانو ذرات کاربید سیلیسیم با روش‌های مختلف ارزیابی خواص خزشی"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۱۱، شماره ۲، صفحه ۴۱-۵۶، ۱۳۹۶.

[5] K. E. Knippling, "Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys-Areview", Metallkd, vol. 97, pp. 246-265, 2006.

[6] M. Usluysal, "Creep Behavior Prediction of Al-TiB₂ Metal Matrix Composite using Finite Element", Journal of Science and Technology, vol. 8, no. 4, pp. 6-11, 2018.

[7] V. Monfared, H. R. Bakhsheshi-Rad, M. Razzaghi, D. Toghraie, M. Hekmatifar & F. Berto, "A Review Study for Creep in Different Nanocomposites", Metals and Materials International, vol. 29, pp. 2444-2457, 2023.

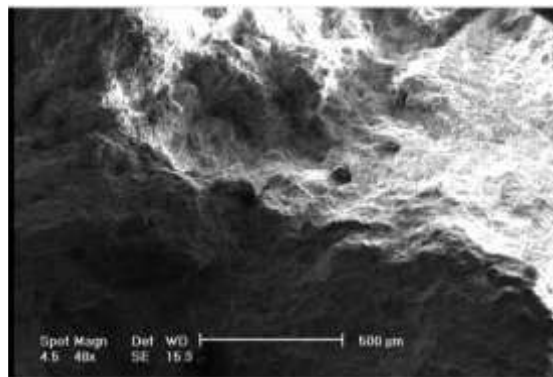
[8] H. Xia & et al, "Effect of In-situ TiB₂ Particles on the Creep Properties of 3wt.% TiB₂/Al-Cu-Mg-Ag Composite", Recent advanced in multicomponent alloys and composites, vol. 74, pp. 4121-4128, 2022.

[9] B. F. Luan, N. Hansen, A. Godfrey, G. H. Wu & Q. Liu, "High strength Al-Al₂O_{3p} composites: optimization of extrusion parameters", Materials and Design, vol. 32, pp. 3810-3817, 2011.

[10] M. S. Zedalis & M. E. Fine, "Precipitation and ostwald ripening in dilute Al base-Zr-V alloys", Metallurgical Transactions A, vol. 17, pp. 2187-2198, 1987.

[11] M. E. Fine, "Precipitation hardening of aluminum alloys", Metallurgical Transactions A, vol. 6A, pp. 625-630, 1975.

[12] Y. C. Chen, M. E. Fine & J. R. Weertman, "Microstructural evolution and mechanical properties of rapidly solidified Al-Zr-V alloys at high temperatures", Acta Metal Materials, vol. 38, pp. 771-780, 1990.



(ب)

شکل (۹): تصویر میکروسکوپی سطح شکست الف) نمونه Al-V و ب) نمونه Al-V-O.

۴- نتیجه گیری

مهم‌ترین نتایج به دست آمده در این پژوهش عبارت‌اند از:

۱- حضور ذرات تقویت کننده Al_3V و $Al_3V-Al_2O_3$ باعث بهبود رفتار خزشی نانو کامپوزیت‌ها شده و رفتار خزشی هر دو نمونه $Al-10wt.\%Al_3V$ و $Al-10wt.\%(Al_3V-Al_2O_3)$ مشابه بود.

۲- رسم منحنی $\epsilon_m^{1/n}$ برحسب σ نشان داد که رفتار خزشی کامپوزیت‌ها همراه با تنش آستانه بود و با افزایش دما کاهش یافت.

۳- توان تنش ظاهری (n) به شدت به دما و تنش وابسته بوده و مقدار آن در محدوده ۴-۱۰ به دست آمد.

۴- انرژی فعال‌سازی ظاهری برای دو نمونه $Al-10wt.\%Al_3V$ و $Al-10wt.\%(Al_3V-Al_2O_3)$ به ترتیب ۱۷۸ و ۱۶۱ کیلوژول بر مول به دست آمد، این مقادیر در مقایسه با انرژی فعال‌سازی نفوذ خودی در شبکه برای آلومینیم ($142 kJ/mol$) بیشتر است.

۵- مکانیزم خزش در دماهای مورد مطالعه صعود نابجایی‌ها به دست آمد.

۵- منابع

[1] W.O. Soboyejo, "Advanced structural materials properties, optimization design and applications", Tailor & Fancies Group LLC, New York, 2006.

[2] S. H. Choi, S. Y. Sung, H. J. Choi, Y. H. Sohn, B. S. Han & K. A. Lee, "High temperature tensile deformation behavior of new heat resistant

- ZL109 alloy composite at high temperature", Journal of Materials Technology, vol. 17, no. 4, 2001.
- [25] H. J. Frost & M. F. Ashby, "Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics", Pergamon Press, New York, 1982.
- [26] K. E. Knipling & D.C. Dunand, "Creep resistance of cast and aged Al-0.1Zr and Al-0.1Zr-0.1Ti (at.%) alloys at 300–400 °C", Scripta Materialia, vol. 59, pp. 387–390, 2008.
- [27] K. E. Knipling, D. N. Seidman & D. C. Dunand, "Ambient- and high-temperature mechanical properties of isochronally aged Al-0.06Sc, Al-0.06Zr and Al-0.06Sc-0.06Zr (at.%) alloys", Acta Materialia, vol. 59, pp. 943–954, 2011.
- [28] S. Spigarelli, M. Cabibbo, E. Evangelista & S. Cucchieri, "Evaluation of the creep properties of an Al-17Si-1Mg-0.7Cu alloy", Materials Letters, vol. 56, pp. 1059–1063, 2002.
- [29] Y. Li & T. G. Langdon, "Creep behavior of a reinforced Al-7005 alloy", Acta Materialia, vol. 46, no. 4, pp. 1143–1155, 1998.
- [30] M. K. Premkumar, A. Lawley & M. J. Koczak, "Mechanical behavior of powder metallurgy Al-Fe-Ni alloys", Materials Science and Engineering A, vol. 174, pp. 127–139, 1994.
- [31] J. C. Ehrstrom & A. Pineau, "Mechanical properties and microstructure of Al-Fe-X alloys", Materials Science and Engineering A, vol. 186, pp. 55–64, 1994.
- [32] A. B. Pandey, R. S. Mishra & Y. R. Mahajan, "High-temperature creep of Al-TiB₂ particulate composites", Materials Science and Engineering A, vol. 189, pp. 95–104, 1994.
- [33] M. E. Van Dalen, D. C. Dunand & D. N. Seidman, "Microstructural evolution and creep properties of precipitation-strengthened Al-0.06Sc-0.02Gd and Al-0.06Sc-0.02Yb (at.%) alloys", Acta Materialia, vol. 59, pp. 5224–5237, 2011.
- [34] M. Azadi, A. Behmanesh & H. Aroo, "Creep Behaviors at 275 °C for Aluminum-Matrix Nano-composite under Different Stress Levels", Archives of Foundry Engineering, vol. 21, no. 3, pp. 81 – 89, 2021.
- [35] F. Kiarasi, M. Babaei, M. Omid Bidgoli, K. M. Kashyzadeh & K. Asemi, "Mechanical characterization and creep strengthening of AZ91 magnesium alloy by addition of yttrium oxide
- [13] X. Yu, H. Bakhtiari, J. Zhou, M. Omid Bidgoli & K. Asemi, "Investigating the Effect of Reinforcing Particles Size and Content on Tensile and Fatigue Properties of Heat-Treated Al7075-SiC Composites Fabricated by the Stir Casting Method", Advances in Characterization of Functional Composite Materials, vol. 74, no. 5, pp. 1859–1869, 2022.
- [14] K. E. Knipling, "Development of a nanoscale precipitation-strengthened creep-resistant aluminum alloy containing trialuminide precipitates", Department of materials science and engineering, northwestern university, 2006.
- [15] F. H. Froes, "Rapid solidification of light weight metal alloys", Materials Science and Engineering A, vol. 117, pp. 19–32, 1989.
- [16] P. Malek, M. Janecek & B. Smola, "Structure and properties of rapidly solidified Al-Zr-Ti alloys", Journal of Materials Science, vol. 35, pp. 2625 – 2633, 2000.
- [17] W. S. Chang & B. C. Muddle, "Trialuminide intermetallic alloys for elevated temperature applications – overview", Metals and Materials, vol. 3, pp. 1–15, 1997.
- [18] Y. W. Kim, "Rapid solidification of aluminium-vanadium rich alloys", Materials Science and Engineering, vol. 98, pp. 207–211, 1988.
- [19] S. Z. Anvari, F. Karimzadeh & M. H. Enayati, "Synthesis and characterisation of nanostructured Al-Al₃V and Al-(Al₃V-Al₂O₃) composites by powder metallurgy", materials science and Technology, vol. 34, no. 2, pp. 1–12, 2017.
- [20] DIN 50125: 2016-12; Testing of Metallic Materials—Tensile Test Pieces. Beuth Verlag GmbH: Berlin, Germany, 2016.
- [21] M. E. Kassner, "Fundamental of creep in metals and alloys", (second Edition) Elsevier, Oxford, UK, 2009.
- [22] E. A. Marquis, D. N. Seidman & D. C. Dunand, "Effect of Mg addition on the creep and yield behavior of an Al-Sc alloy", Acta Materialia, 51 pp. 4751–4760, 2003.
- [23] A. M. Farghalli, P. Kyung-Tae & J. L. Enrique, "Creep behavior of discontinuous SiC-Al1 composites", Materials and Engineering, A, vol. 50, pp. 21–35, 1992.
- [24] S. Wang, B. Shen, S. Gao, D. Li & M. Tu, "Creep Behavior of Mullite short fiber reinforced

۶- پی‌نوشت

- [1] Automatic Tensile Machines
- [2] Viscous Glide
- [3] Pandey et al
- [4] Li et al
- [5] Knipling et al
- [6] Stress Detachment
- [7] Wang et al

nanoparticles", Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications, vol. 236, no. 8, pp. 1489-1500, 2022.