

مطالعه تجربی رفتار خزشی کامپوزیت Al₂O₃/SiC تولید شده به روش اتصال نورد تجمعی

علی سهیلی مقدم^۱، حمیدرضا محمدیان سمنانی^۲ و غلامرضا ابراهیمی*^۳

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۶/۰۱/۰۵، ش.ص ۱۶۶-۱۵۳، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۶/۰۵/۳۰)

چکیده

ویژگی‌های منحصر به فردی نظیر مدول الاستیسیته و ضریب انبساط حرارتی بالا به همراه سهولت تولید و نیز وزن کم موجب شده تا کامپوزیت‌های زمینه آلومینیمی مقاوم شده با ذرات سرامیکی در دهه‌های اخیر مورد توجه قرار گیرند. در این تحقیق، کامپوزیت Al₂O₃/SiC به ازای مقادیر ۱، ۲ و ۳ درصد مقاوم‌ساز به روش نورد تجمعی تولید شد. فرآیند تولید به گونه‌ای بود که نمونه‌ها در سیکل ابتدایی ۶۰ درصد کاهش سطح مقطع و در سیکل‌های بعدی (۳ سیکل) ۵۰ درصد کاهش سطح مقطع را تجربه کردند. خواص مکانیکی نمونه‌ها شامل سختی سنجی و آزمایش خزش مطالعه شد. آزمون خزش تحت شرایط محدوده حرارتی ۲۵۰-۳۵۰°C و تنش ۴۰ MPa - ۳۰ انجام شد. نتایج نشان داد کامپوزیت Al₂O₃+1%SiC دارای سختی بالاتری است به طوری که می‌توان چسبندگی مطلوب ورق‌های آلومینیم به یکدیگر به علت حضور کسر حجمی پایینی از ذرات SiC را عامل آن دانست. افزون بر این، نتایج آزمون خزش حاکی از آن بود که عمر خزشی این کامپوزیت فراتر از سایر کامپوزیت‌های تولیدی است. شایان ذکر است که عمر خزشی کلیه کامپوزیت‌های تولیدی به طور قابل ملاحظه‌ای کم‌تر از نمونه خام اولیه (Al₂O₃-T₃) اندازه‌گیری شد.

واژه‌های کلیدی: آلومینیم، کامپوزیت، تقویت‌کننده، نورد تجمعی، خزش.

^۱ - کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه سمنان، سمنان

^۲ - استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه سمنان، سمنان

^۳ - دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه حکیم سبزواری، سبزوار

*-نویسنده مسئول مقاله: Ebrahimi@hsu.ac.ir

پیشگفتار

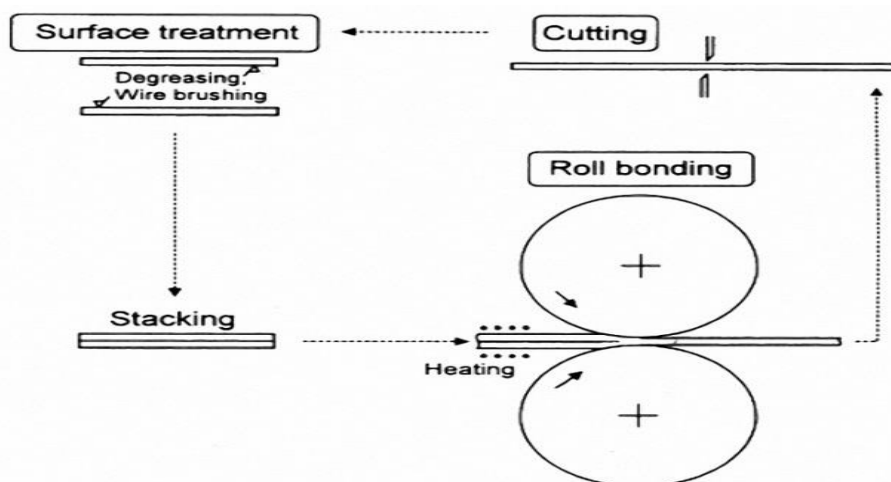
تحقیقات و بررسی‌های انجام شده در زمینه علم مواد به طور پیوسته در جهت بهبود خواص و کارایی مواد مهندسی بوده است. از همین رو، تقاضای تولید مواد سبک-تر، مستحکم‌تر و دارای خواص ویژه‌ی بالاتر به طور روز افزونی افزایش یافته است [۱]. کامپوزیت‌ها به دلیل برخورداری از خواص مکانیکی، الکتریکی و مغناطیسی مناسب از اهمیت ویژه‌ای برخوردارند. کامپوزیت‌های لایه-ای شامل لایه‌های متناوب فلز یا تقویت کننده‌ها هستند که موجب ارتقای خواص مکانیکی مواد مهندسی می‌شوند [۲]. آلومینیم، فلزی با چگالی پایین و نسبتاً ضعیف است و در مصارفی که استحکام بالایی مد نظر است، استفاده از آن محدود می‌شود. استحکام ویژه (نسبت استحکام به وزن) قابل ملاحظه آلومینیم، باعث استفاده از این فلز در صنایع متعددی از جمله هواپیما سازی شده است [۳].

فرآیند نورد تجمعی به عنوان یکی از روش‌های تغییر شکل پلاستیک جهت دستیابی به ساختاری با اندازه دانه نانومتری در سال ۱۹۹۸ ابداع شد [۵]. سادگی و صرفه اقتصادی، این روش را به عنوان رقیبی جدی در مقابل سایر فرآیندها جهت تولید کامپوزیت‌های لایه‌ای مطرح کرده است [۶ و ۷]. طرحواره‌ای از این فرآیند در شکل ۱ آورده شده است.

مهم‌ترین مرحله در این فرآیند، نورد هم‌زمان دو ورق است. مطابق گزارش لی و همکاران [۸] بهره‌گیری از نورد، نه فقط به عنوان یک روش تغییر شکل بلکه به عنوان

عاملی برای ایجاد اتصال بین دو ورق و تولید یک ورق کاملاً یکپارچه ضروری است. عدم نیاز به استفاده از تجهیزات شکل‌دهی با ظرفیت بار زیاد و همچنین قالب‌های پرهزینه، آهنگ تولید بالا و نیز عدم محدودیت در تولید محصول از جمله موارد متعددی است که محققین بسیاری [۹-۱۱] از آن‌ها به عنوان مزایای این روش یاد کرده‌اند. شایان ذکر است که این روش به علت تولید پیوسته ورق‌های بزرگ با ساختار فوق‌العاده دانه‌ریز، قابلیت صنعتی شده را نیز دارد [۱۲].

تغییر شکل تدریجی ماده‌ای تحت تنش ثابت را خزش می‌گویند. گرین [۱۳] اعلام کرد، انجام آزمون‌های خزش ممکن است چند ماه و برخی نیز بیش از یک دهه به طول بینجامد. شکل ۲ منحنی خزش در دو حالت نیروی ثابت و تنش ثابت نشان می‌دهد؛ واضح است که آهنگ خزش (شیب منحنی) به مرور کاهش یافته و سپس به حالت پایایی می‌رسد. دورن [۱۴] نشان داد که منحنی خزش در تنش ثابت ناشی از انطباق دو فرآیند خزش جداگانه است که پس از کرنش ناگهانی پدید می‌آید. خزش اولیه، خزش گذرای است که در آن مقاومت ماده در برابر خزش به سبب تغییر شکل خود ماده زیاد می‌شود؛ مرحله دوم خزش، دوره‌ای با آهنگ خزش تقریباً ثابت است (خزش حالت پایا)؛ مرحله سوم خزش در آزمون‌های تحت تنش‌های بالا و عمدتاً در دماهای بالا رخ می‌دهد؛ در حقیقت، در این مرحله است که گلوپی شدن موجب کاهش موثری در سطح مقطع می‌شود.

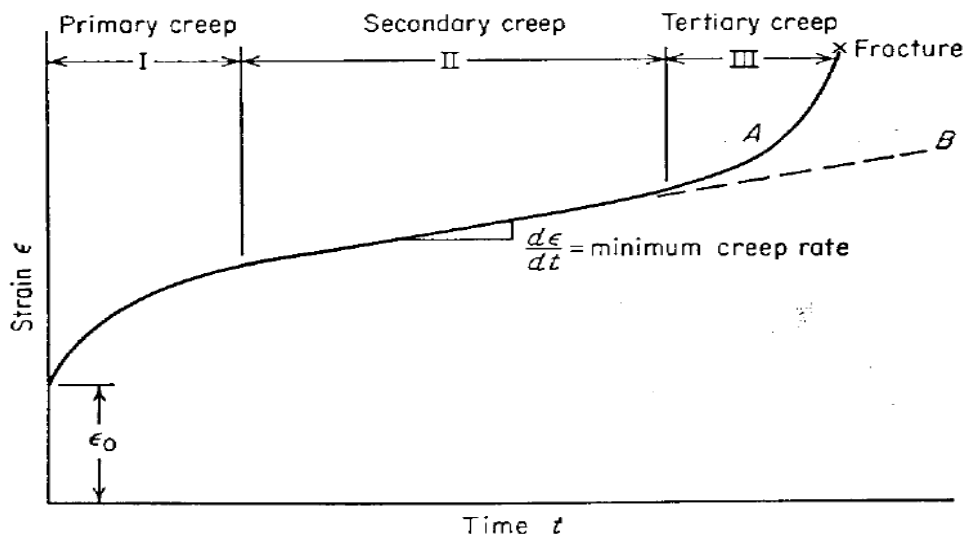


شکل ۱- طرحواره‌ای از مراحل انجام فرآیند اتصال نورد تجمعی [۴]

آلومینیم شده به گونه‌ای که این سطوح حین تغییر شکل پلاستیک شدید مکان‌های مرجعی برای شروع ترک به حساب آمده و باعث کاهش انعطاف‌پذیری کامپوزیت شده است. ژو و همکارانش، بیان کردند که حضور ذرات SiC و Al_4C_3 به صورت موثری رفتار خزشی را بهبود داده است [۱۹]. ویگیل و همکارانش تایید کردند، کم‌ترین نرخ خزش در کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات SiC تولید شده به روش متالورژی پودر می‌باشد [۲۰]. مانریکت و همکارانش نشان دادند که اتصال نورد تجمعی ورق آلومینیم ۷۰۷۵ در دماهای بالا، سبب رخ دادن تبلور مجدد دینامیکی و تغییر بافت جزئی شده و در نتیجه مقاومت به خزش به دلیل تسهیل حرکت مرزخانه‌ها، کاهش پیدا کرده است [۲۱ و ۲۲].

لازم به ذکر است، تحقیقات گسترده‌ای در زمینه مشخصه خزش در کامپوزیت‌ها انجام شده است و اطلاعات اندکی در مورد استحکام خزش کامپوزیت‌های تولید شده به روش اتصال نورد تجمعی گزارش شده است. در این تحقیق، کامپوزیت Al_{2024}/SiC به روش نورد تجمعی تولید و رفتار خزشی آن به ازای نسبت‌های مختلف پودر SiC اضافه شده به عنوان تقویت کننده، مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت.

کلاک و همکاران [۱۵] با بررسی رفتار خزشی آلیاژ ۲۰۲۴ فرآورش شده به روش متالورژی پودر اعلام کردند که منحنی‌های خزشی نشان‌دهنده حداقل آهنگ خزش نسبت به شرایط پایدار است. اشپیگرلی و همکاران [۱۶] با بررسی خواص خزشی کامپوزیت ۲۰۲۴ تقویت شده با ذرات SiC اعلام کردند که منحنی‌های خزشی این نمونه‌ها دارای یک مینیمم مقدار پیش از ورود به مرحله سوم خزش هستند. بنابر گزارش آن‌ها مقدار تنش آستانه تابع دمای آزمون و میزان تنش اعمالی است. پاسبانی و طرقي نژاد [۱۷] طی گزارشی عنوان کردند که ذرات SiC تنش آستانه جهت لغزش نابجایی‌ها را افزایش داده و سبب تولید نابجایی‌های اضافی در اطراف این ذرات می‌شوند به طوری که موجب کاهش حرکت نابجایی‌ها حین تغییر شکل پلاستیک می‌شوند؛ در گزارش آن‌ها آمده است که این اثرات منجر به افزایش استحکام و کاهش انعطاف‌پذیری کامپوزیت تولیدی به روش نورد تجمعی می‌شود. مطابق گزارش بندرسکی و همکاران [۱۸] ذرات SiC در کامپوزیت Al/SiC تولیدی به روش نورد تجمعی، سیستم‌های لغزشی را در زمینه آلومینیم فعال کرده و در نتیجه چگالی نابجایی‌ها و کرنش سختی را افزایش داده است؛ همچنین حضور ذرات SiC در زمینه، سبب تولید سطوح Al/SiC در زمینه



شکل ۲- منحنی خزش؛ منحنی A به ازای نیروی ثابت و منحنی B به ازای تنش ثابت [۲]

مواد و روش‌ها

در پژوهش حاضر از ورق Al2024-T3 به ضخامت یک میلی‌متر مورد استفاده قرار گرفته است. ترکیب شیمیایی این آلیاژ در جدول ۱ آمده است. به منظور همگن‌سازی، یکنواخت شدن ساختار و حل شدن رسوبات، پیش از فرآیند نورد، عملیات آنیل روی کلیه نمونه‌ها انجام گرفت؛ در این راستا، نمونه‌ها در دمای 400°C به مدت ۲ ساعت درون کوره نگه‌داری شده و سپس به آرامی تا دمای محیط سرد شدند. پس از اتمام فرآیند آنیل، پودر SiC با اندازه ذرات زیر ۲۰ میکرومتر با درصدهای ۱، ۲ و ۳ درصد به زمینه ورق آلومینیم Al2024 اضافه شد. لازم به ذکر است که افزودن پودر، در کلیه نمونه‌ها فقط در یک مرحله (یعنی در ابتدا) انجام شده است.

تجهیزات مورد استفاده

به منظور تهیه کامپوزیت، دو ورق با ابعاد $150 * 50 * 1$ میلی‌متر روی هم قرار گرفته و با دستگاه نورد مدل

MMT-۱۲۰۰ با قطر غلطک ۱۱ سانتی‌متر و سرعت غلطک ۲۰ دور بر دقیقه تحت فرآیند نورد انباشتی قرار گرفتند به گونه‌ای که ضخامت ورق‌ها از ۲ به ۰.۹ میلی‌متر رسانده شد.

میکروسختی سنجی

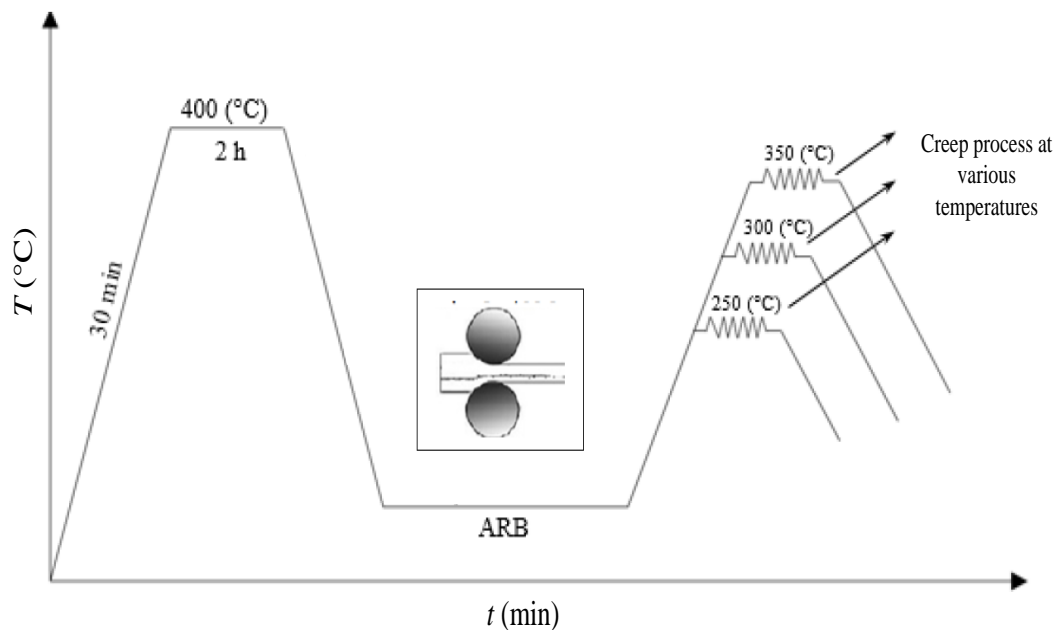
دستگاه میکروسختی سنجی دیجیتال BUEHLER مدل MMT-۷ به منظور ارزیابی تغییرات میکروسختی در کامپوزیت‌ها مورد استفاده قرار گرفت.

آزمون خزش

جهت بررسی استحکام خزشی، نمونه‌هایی با استاندارد E-۱۳۹-۱۱ تهیه گردید [۲۳]. آزمون خزش در محدوده دمایی $250-350^{\circ}\text{C}$ و محدوده‌ی تنشی ۳۰-۴۰ MPa توسط دستگاه خزش سنتام مدل SCT-۳۰ انجام شد. مراحل فرآیند ساخت کامپوزیت و انجام آزمون خزش به صورت طرحواره در شکل ۳ نشان داده شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی ورق Al2024-T3 مورد استفاده در پژوهش حاضر

عنصر	درصد وزنی
آلومینیم	مابقی
مس	3.78
منیزیم	1.59
منگنز	0.50
آهن	0.095
سیلیسیم	0.075
روی	0.038
تیتانیم	0.032
کروم	0.015



شکل ۳- طرحواره انجام فرآیند آنیل، اتصال نورد تجمعی و خزش

شرح فرآیند

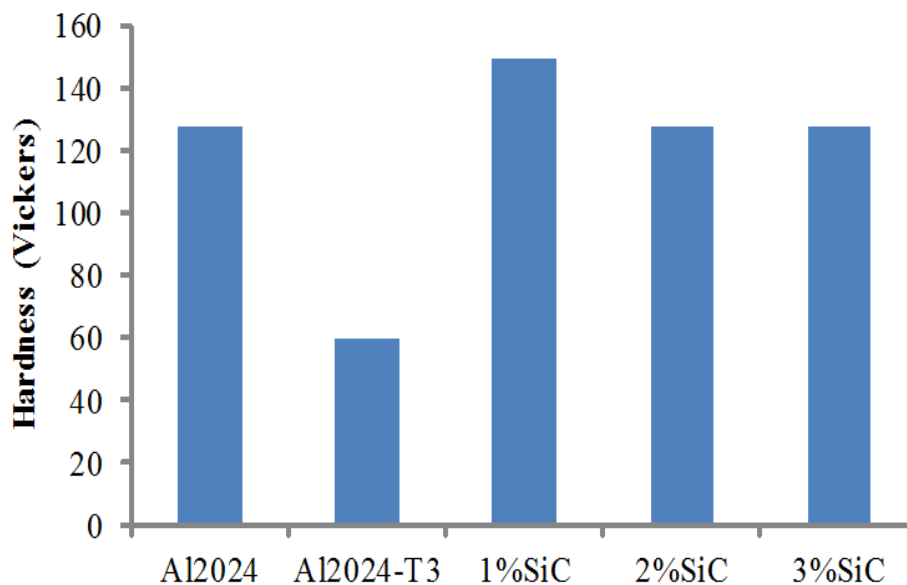
پس از برس کاری و شستشوی ورق‌ها، پودر SiC بین آن‌ها توزیع شد. جهت انجام نورد تجمعی، چهار گوشه ورق‌ها توسط مته فولادی به قطر ۱٫۵ میلی‌متر سوراخ و سپس توسط سیم مسی به قطر ۱ میلی‌متر به هم بسته شده و به سرعت تحت عملیات نورد قرار گرفتند. در پاس اول به منظور چسبندگی بیش‌تر لایه‌ها و همچنین توزیع هر چه بهتر پودر، کاهش سطح مقطع به میزان ۶۰ درصد اعمال شد؛ پس از انجام مرحله اول (که تحت عنوان سیکل ساندویچ سازی شناخته می‌شود) ساندویچ آماده شده به دو قسمت مساوی تقسیم شده و پس از بسته شدن مجدد، تحت کاهش سطح مقطع ۵۰ درصد نورد شد. با ادامه فرآیند اتصال نورد تجمعی، یک سری ترک‌های لبه‌ای در کناره‌های نوار ظاهر شد به طوری که حضور چنین ترک‌هایی در سیکل‌های بالاتر افزایش یافته است. ظهور و گسترش این ترک‌ها را می‌توان به میزان کاهش سطح مقطع و نیز افزایش کارسختی در هر سیکل نسبت داد. فرآیند شرح داده شده تا ۳ پاس انجام شد.

همچنین نمونه‌های فاقد ذرات SiC نیز به همین روش تولید شدند با این تفاوت که ذرات SiC بین ورق‌ها توزیع نشد.

نتایج و بحث

نتایج میکروسختی

همان‌گونه که در شکل ۴ می‌توان دید، سختی نمونه‌های کامپوزیتی به مراتب بیش‌تر از نمونه‌های اولیه است. افزایش سختی در کامپوزیت‌های تولیدی را می‌توان به تجمع نابجایی‌ها در این نمونه‌ها نسبت داد. نتایج نشان داد سختی نمونه $Al_2O_3+1\%SiC$ بیش‌تر از سایر کامپوزیت‌ها است که ناشی از توزیع مناسب ذرات تقویت‌کننده به همراه پیوستگی لایه‌های کامپوزیت است. از طرف دیگر، عدم توزیع مناسب ذرات SiC به همراه عدم پیوستگی کامل بین لایه‌ها موجب معادل شدن میزان سختی کامپوزیت‌های تولیدی با ۲-۳ درصد تقویت‌کننده با سختی نمونه فاقد تقویت‌کننده شده است.



شکل ۴- نتایج آزمون میکروسختی ویکرز از کامپوزیت‌های تولیدی

دهد. مشاهده می‌شود که شیب مرحله دوم خزش در نمونه‌های Al2024، Al2024+2%SiC و Al2024+3%SiC به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته است به طوری که می‌توان آن را به غالب شدن بازیابی به کارسختی نسبت داد.

همان‌گونه که در شکل ۶ مشخص است، افزایش تنش از ۳۰ MPa به ۴۰ MPa در دمای ثابت ۲۵۰°C موجب کوتاه‌تر شدن مرحله دوم خزش شده به گونه‌ای که رخداد بازیابی در مرحله دوم را می‌توان به افزایش تنش نسبت داد. از طرف دیگر، افزایش دما از ۲۵۰°C به ۳۵۰°C به همراه افزایش تنش از ۳۰ MPa به ۴۰ MPa شرایط سبب شده که نمونه‌ها پس از مرحله اول به سرعت وارد مرحله سوم شده‌اند؛ در واقع، در این نمونه‌ها مرحله دوم به طور کامل حذف شده و بازیابی بر کارسختی فائق آمده است.

رفتار خزشی کامپوزیت Al2024+1%SiC در دمای ۲۵۰°C و تنش ۳۰ MPa نشان‌دهنده کوتاهی مراحل اول و سوم و در عوض طولانی شدن مرحله دوم است؛ این رفتار نشان‌دهنده برقراری تعادل بین کارسختی و بازیابی به علت جلوگیری از لغزش نابجایی‌های انباشته شده توسط ذرات SiC اضافه شده به زمینه است. همچنین می‌توان مشاهده کرد با افزایش تنش به ۴۰ MPa تحت همان دما، موجب کاهش مرحله دوم و متعاقب آن کاهش عمر خزشی این کامپوزیت شده است.

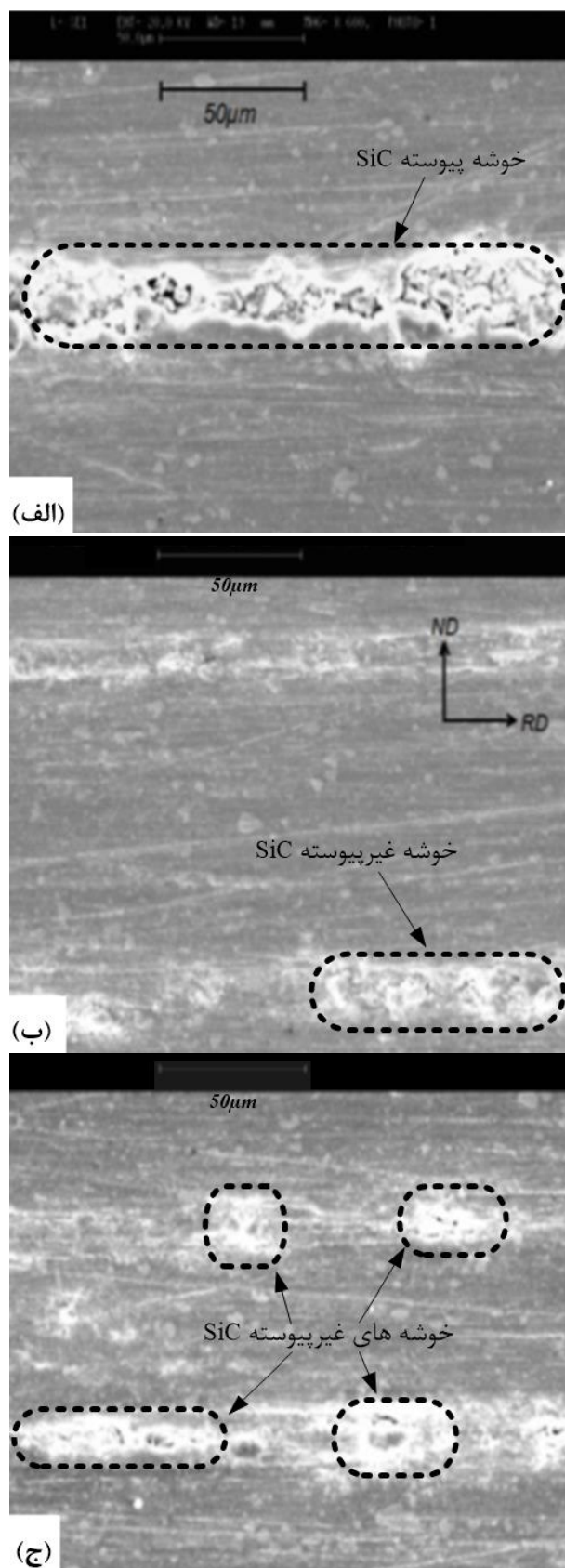
نتایج فولمن و همکاران [۲۴]، نشان داد افزایش سریع میکروسختی در کرنش‌های نسبتاً پایین ناشی از تشکیل مرزدانه‌های فرعی و نابجایی‌ها در ریزساختار کامپوزیت است. چانگ و همکاران [۲۵] نیز کارسختی به وجود آمده در پاس‌های ابتدایی نورد را به شکل‌گیری مرزدانه‌های فرعی و نابجایی‌ها نسبت داده است.

شکل ۵ توزیع ذرات SiC در زمینه Al2024 را نشان می‌دهد. به طوری که می‌توان دید، خوشه‌های پیوسته SiC با افزایش تعداد پاس نورد به خوشه‌های غیرپیوسته پراکنده در زمینه تغییر آرایش یافته است. به عبارت دیگر، کاهش فشار نورد در پاس‌های ابتدایی سبب تشکیل خوشه‌های پیوسته SiC در زمینه شده است. از طرف دیگر، فشار بالای نورد که ناشی از افزایش تعداد پاس‌های نورد است، شرایط را جهت توزیع مناسب ذرات SiC تسهیل نموده است. در همین راستا، دورن [۱۳] نشان داد افزایش تعداد پاس‌های نورد، منجر به کاهش تجمع ذرات در فصل مشترک بین فلزات شده و شرایط را برای توزیع مناسب ذرات فراهم می‌کند.

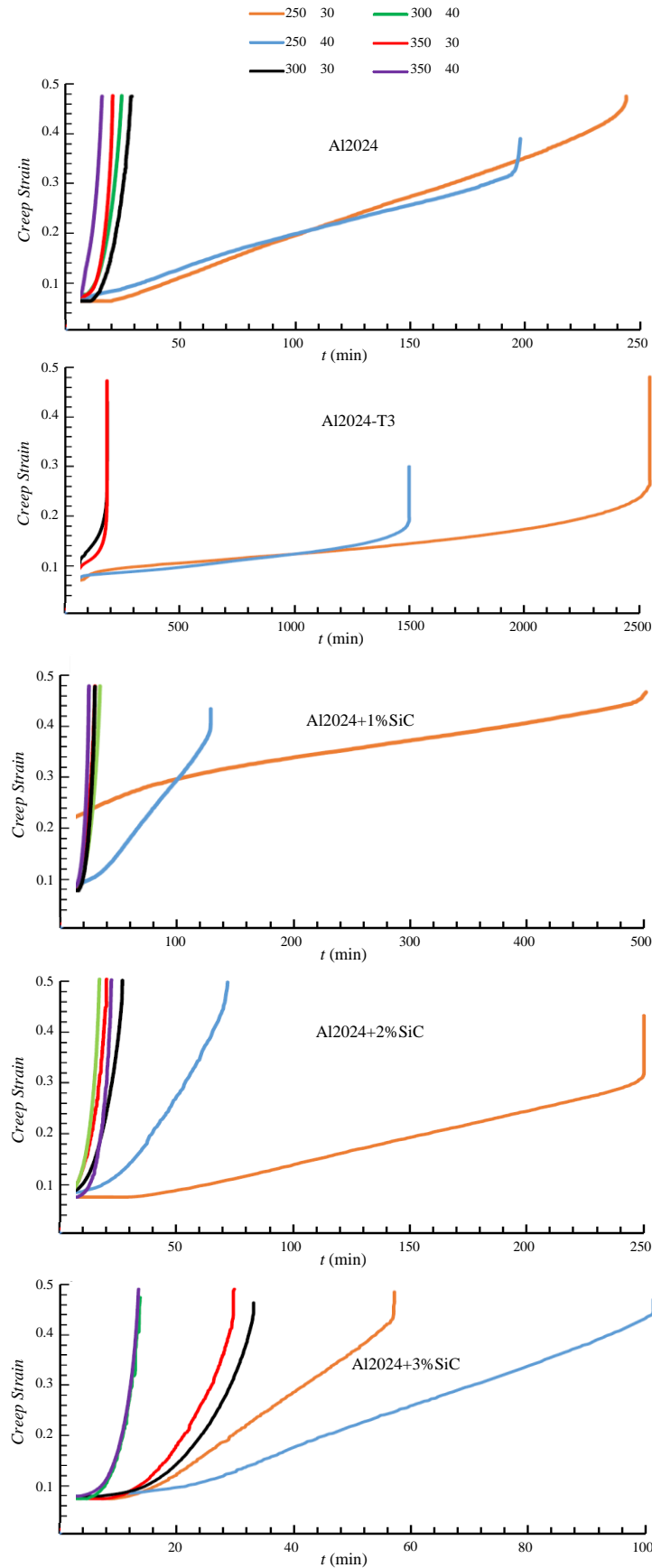
آزمون خزش

تنش و دما متغیر

شکل ۶ نمودار استحکام خزشی بر حسب زمان برای کلیه نمونه‌ها در شرایط تنش و دمای متغیر را نشان می‌-



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از توزیع پودر SiC در زمینه‌ی کامپوزیت‌های تولید شده به ازای (الف) ۱، (ب) ۲، و (ج) ۳ پاس به روش اتصال نورد تجمعی



شکل ۶- منحنی استحکام خزش بر حسب زمان تحت تنش و دمای متغیر برای نمونه‌های Al2024-T3, Al2024, Al2024+3%SiC و Al2024+2%SiC, Al2024+1%SiC

همان گونه که مشاهده می‌شود، عمر خزشی نمونه اولیه Al2024-T3 به طور قابل ملاحظه‌ای فراتر از سایر نمونه‌ها است. در میان کامپوزیت‌ها نیز عمر خزشی کامپوزیت Al2024+1%SiC چندین برابر سایر کامپوزیت‌های تولید شده است؛ توزیع مناسب ذرات SiC در زمینه و نیز پیوستگی و چسبندگی مطلوب لایه‌های این کامپوزیت را می‌توان از دلایل برتری خواص آن نسبت به سایر نمونه‌ها عنوان کرد. افزایش درصد حجمی ذرات SiC در کامپوزیت‌های Al2024+2%SiC و Al2024+3%SiC به علت درشت بودن اندازه این ذرات و نیز فقدان فضای کافی جهت توزیع یکنواخت‌تر، موجب کاهش عمر خزشی دیگر کامپوزیت‌ها به نسبت نمونه اولیه Al2024-T3 شده است. شکل ۸ طرحواره‌ای از وضعیت موجود را نمایش می‌دهد. به طوری که می‌توان دید در کلیه نمونه‌ها رسوبات Al2Cu و Al2CuMg به میزان برابری حاضر است و تنها پارامتر قابل کنترل میزان کسر حجمی ذرات تقویت کننده (در نمونه‌های کامپوزیتی) است. بدیهی است که افزایش تنش، موجب اعمال فشار بیش‌تر از سوی نابعایی‌ها به ذرات SiC شده و این ذرات نمی‌توانند نقش خود را در ممانعت از حرکت نابعایی‌ها (ایجاد بازیابی) اعمال کنند و نمونه دچار بازیابی شده و این امر موجب کوتاه شدن مرحله دوم خزش و در نتیجه کاهش عمر خزشی نمونه در تنش‌های بالاتر می‌شود. شایان ذکر است در نمونه خام Al2024-T3 تنها رسوبات Al2Cu و Al2CuMg حضور داشته و بنابراین فشار کم‌تری را تحمل کرده و عمر خزشی بیش‌تری به نسبت سایر نمونه‌ها دارد. بنابر گزارش کلاک و همکاران [۱۵] رسوب‌گذاری پیوسته ذرات ظریف و میزان این ذرات حین انجام آزمون خزش تابع دمای و زمان آزمون خزش است.

فاصله بین ذرات تقویت کننده

تیجانگ و ما [۲۸] با استفاده از رابطه (۱) نشان دادند که ذرات تقویت کننده زمانی می‌توانند مانع حرکت و لغزش نابعایی‌ها شوند که اندازه آن‌ها زیر ۵ میکرومتر باشد.

$$\lambda = \left(\frac{\sigma f}{\pi}\right)^{\frac{-1}{\epsilon}} d \quad (1)$$

به طوری که λ فاصله بین ذرات، d میانگین قطر ذرات و f درصد کسر حجمی ذرات تقویت کننده می‌باشد. با توجه به رابطه‌ی (۱) فاصله‌ی بین ذرات SiC

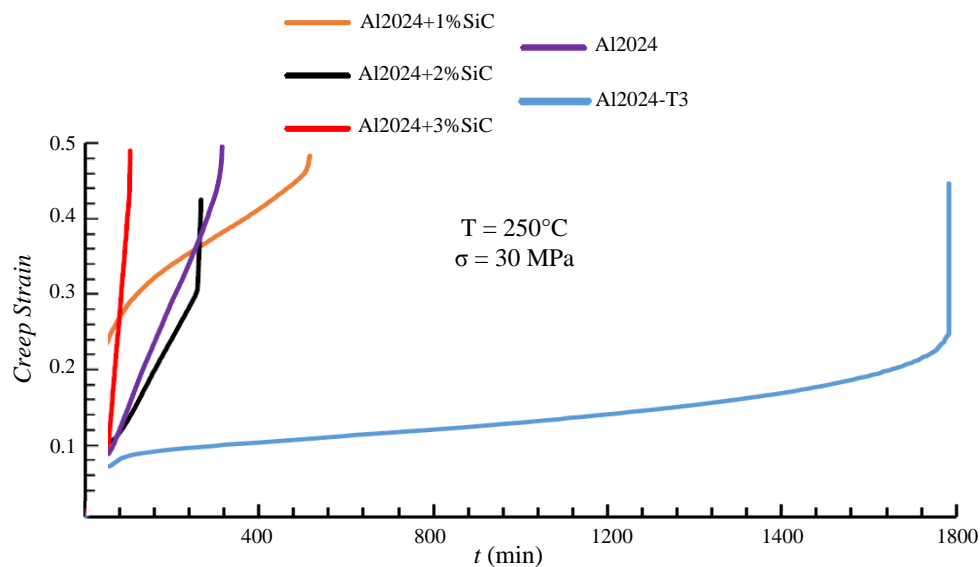
به همین ترتیب افزایش دما از 250°C به 350°C که با تنش 40 MPa همراه است، موجب حذف کامل مرحله دوم و وارد شدن سریع این نمونه به مرحله سوم شده است به گونه‌ای که به شدت عمر خزشی این کامپوزیت کاهش یافته است؛ لغزش نابعایی‌ها و نیز فعال شدن سیستم‌های لغزشی متعدد تحت چنین شرایطی را می‌توان از علل رخداد چنین پدیده‌ای دانست. حسینی منزه و همکاران نشان دادند که منبع تنش آستانه‌ای ناشی از اندرکنش بین تحرک نابعایی‌ها و توزیع ذرات ظریف موجود مابین ورق‌ها است [۲۶]. مطابق گزارش کلاک و همکاران [۱۵] مقدار تنش آستانه به ازای دماهای پایین‌تر از 250°C معادل تنش اوراوان و به ازای دماهای بالاتر، کم‌تر خواهد بود. رفتار خزشی آلیاژ Al2024-T3 در دمای 250°C و تنش‌های 30 MPa و 40 MPa دارای مراحل اول و سوم کوتاه و مرحله دوم طولانی است. با توجه به وجود رسوبات Al2Cu و Al2CuMg در زمینه این آلیاژ و نیز شرایط اولیه آن که کارسخت شده و پیرسخت شده طبیعی است نشان دهنده رسوب‌گذاری دینامیکی حین فرآیند خزشی است. حضور این رسوبات با ممانعت از حرکت نابعایی‌ها و فراهم کردن شرایط برای قفل شدن آن‌ها از رخداد پدیده بازیابی جلوگیری می‌کنند. به طوری که می‌توان دید، افزایش دما از 250°C به 300°C موجب تغییر کامل رفتار خزشی این آلیاژ شده است به گونه‌ای که مرحله دوم به طور کامل حذف شده و نمودار شامل دو مرحله اول و سوم است. از طرف دیگر، این رفتار را می‌توان به ایجاد سیستم‌های لغزش متعدد در ریزساختار نسبت داد به طوری که رسوبات توانایی جلوگیری از حرکت این سیستم‌ها را نداشته و موجب از بین رفتن مهم‌ترین مرحله در فرآیند خزشی، یعنی مرحله دوم، شده است. مطابق گزارش پارچویانسکی و همکاران [۲۷]، مقادیر زیاد پودر SiC موجب تضعیف مقاومت خزشی می‌شود. به عبارت دیگر، اثر قفل کنندگی ذرات SiC موجود در مرزخانه‌ها، سبب بهبود مقاومت خزشی می‌شود.

تنش و دما ثابت

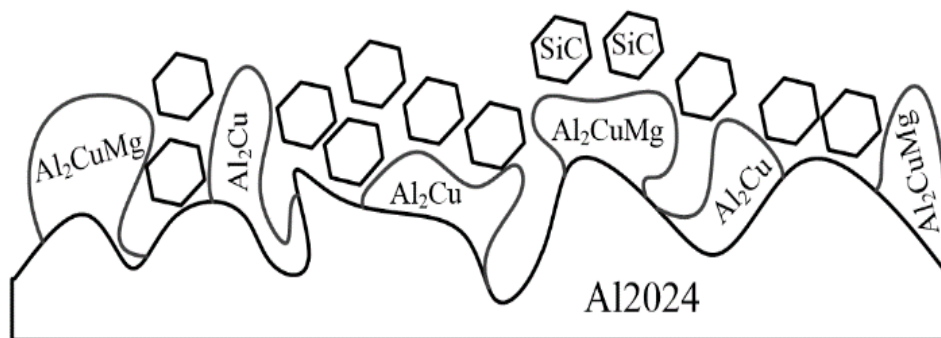
شکل ۷ منحنی استحکام خزشی بر حسب زمان برای کلیه نمونه‌ها در شرایط دمای 250°C و تنش 30 MPa را نشان می‌دهد.

ذرات ۳,۷ میکرومتر و اندازه‌ی آن‌ها نیز زیر ۵ میکرومتر باشد. شایان ذکر است که صعود نابجایی‌ها در زمینه آلیاژ فرآیندی است که با آهنگ خزش کنترل می‌شود [۱۶].

کامپوزیت‌های Al2024+1\%SiC ، Al2024+2\%SiC و Al2024+3\%SiC به ترتیب معادل ۱۲، ۹,۵ و ۸,۳ میکرومتر اندازه‌گیری شد. با توجه به اندازه‌گیری‌ها می‌توان دید که افزایش درصد کسر حجمی ذرات SiC موجب کاهش فاصله بین ذرات شده و در نتیجه اتصال مطلوب لایه‌های کامپوزیت حاصل نشده است. گروه تحقیقاتی‌ها و همکاران [۲۹] نیز اعلام کردند، ذرات زمانی می‌توانند از حرکت و لغزش نابجایی‌ها ممانعت کنند که فاصله بین



شکل ۷- منحنی استحکام خزش بر حسب زمان برای کامپوزیت‌های تولید شده تحت دمای 250°C و تنش ۳۰ مگاپاسکال



شکل ۸- طرحواره‌ی میکروسکوپی از وضعیت موجود در نمونه‌های کامپوزیتی

نتیجه گیری

بر مبنای تحقیق صورت گرفته، نتایج زیر قابل حصول است:

- ۱- سختی نمونه‌های کامپوزیتی تولید شده با و بدون ذرات تقویت کننده چندین برابر فراتر از سختی نمونه خام اولیه Al2024-T3 اندازه گیری شد.
- ۲- تجمع نابجایی‌ها و افزایش کارسختی طی فرآیند نورد تجمعی را می‌توان از جمله دلایل افزایش سختی در نمونه‌های تولیدی عنوان کرد.
- ۳- توزیع بهتر ذرات تقویت کننده در ساختار و یکنواختی و چسبندگی مطلوب بین لایه‌ها موجب شد،

میزان سختی کامپوزیت Al2024+1%SiC بیش تر از سایر کامپوزیت‌های تولیدی تخمین زده شود.

۴- عمر خزشی کامپوزیت Al2024+1%SiC در تمامی دماها و آهنگ کرنش‌ها بیش از سایر کامپوزیت‌های تولیدی اندازه گیری شد.

۵- عمر خزشی نمونه Al2024-T3 به طور قابل ملاحظه‌ای فراتر از کلیه نمونه‌های تقویت شده و تقویت نشده تخمین زده شد؛ حضور ذرات رسوبی ظریف در ریزساختار پیش از انجام عملیات خزش و نیز رسوب گذاری دینامیکی حین فرآیند را می‌توان از جمله دلایل این پدیده عنوان کرد.

References :

1- Tsuji, N. Toyoda, T. Minamino, Y. Koizumi, Y. Yamane, T. Komatsu, M. Kiritani, M., "Microstructural Change of Ultrafine-Grained Aluminum During High-Speed Plastic Deformation" *Material Science and Engineering A*, Vol. 350, No. 1, pp. 108-116, 2003.

2- ASM International, ASM International. Handbook Committee, and ASM International. Alloy Phase Diagram Committee. *Metals Handbook: Properties and selection*. Vol. 2. Asm International, 1990.

3- Dieter, George Ellwood, and David J. Bacon. *Mechanical metallurgy*. Vol. 3. New York: McGraw-Hill, 1986.

4- Hansen, N. Huang, X. Ueji. R. Tsuji, N. "Structure and Strength After Large Strain Deformation" *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 387, pp. 191-194, 2004.

5- Long, L. Nagai, K. and Yin, F. "Progress in Cold Roll Bonding of Metals" *Science and Technology of Advanced Materials* (2016).

6- Xing, Z. P. Kang, S. B. and Kim. H. W. "Structure and Properties of AA3003

Alloy Produced by Accumulative Roll Bonding Process" *Journal of Materials*

Science, Vol. 37.4, No. 4, pp. 717-722, 2002.

۷- ن. نصریان و خ. رنجبر، "بررسی خواص مکانیکی و ریزساختاری کامپوزیت Al/Brass ساخته شده به روش اتصال نوردی تجمعی" *فصلنامه علمی - پژوهشی مواد نوین*، جلد ۳، شماره ۱، پاییز ۱۳۹۱

8- Lee, S.H. Saito, Y. Sakai, T. Utsonomia, H. "Texture Evolution During ARB of ALi Alloy" *Materials Science and Engineering A*, Vol.325, pp. 228-235, 2002.

9- Huang, X. Tsuji, N. Hansen, N. Minamino, Y. "Microstructural Evolution During Accumulative Roll-Bonding of Commercial Purity Aluminum" *Materials Science and Engineering A*, Vol. 340, No. 1, pp. 265-271, 2003.

10- Lee, S.H. Aito, Y. Tsuji, N. Utsonomia, H. "Role of Shear Strain in Ultra-Grain Refinement by Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process" *Scripta Materialia*, Vol. 46, No. 4, pp. 281-285, 2002.

11- Tsuji, N. Saito, Y. Utsunomiya H. and Tanigawa, S. "Ultra-Fine Grained Bulk Steel Produced by Accumulative Roll-

- Bonding (ARB) Process” Scripta Materialia, Vol. 40, No. 7, pp. 795-800, 1999.
- 12- Salmova, M. Homola, P. Karlika, M. “Thermal Stability of Twin-Roll Cast Al-Fe-Mn-Si Sheets Accumulative Roll Bonded at Different Temperatures” Materials Science and Engineering A, Vol. 462, No. 1, pp.106-110, 2007.
- 13- Green, W. V. “Creep and Stress Rupture Testing” Measurement of Mechanical Properties, Part I. RF Bunshah Wiley-Interscience, New York, 1971.
- 14- Dorn, J. E. “Creep and recovery” American Society for Metals, Cleveland, pp. 255, 1957.
- 15- Kloc, L. Spigarelli, S. Cerri, E. Evangelista, E. Langdon, T. G. “Creep Behavior of an Aluminum 2024 Alloy Produced by Powder Metallurgy” Acta Materialia, Vol. 45, No. 2, pp. 529-540, 1997.
- 16- Spigarelli, S. Cabibbo, M. Evangelista, E. Langdon, T.G. “Creep Properties of an Al-2024 Composite Reinforced With SiC Particulates” Materials Science and Engineering A, Vol. 328, pp. 39-47, 2002.
- 17- Pasebani, S. Toroghinejad, M.R. “Nano-Grained 70/30 Brass Strip Produced by Accumulative Roll-Bonding (ARB)” Material Science and Engineering A, Vol.527, No. 3, pp. 491-197, 2010.
- 18- Bendersky, L. Rosen, A. and K. Mukherjee. A. “Creep and Dislocation Substructure” International Metals Reviews, 2013.
- 19- Zhu, S. J., Peng, L. M., Zhou, Q., Ma, Z. Y., Kucharova, K. and Cadek, J. “Creep behavior of an aluminium strengthened by fine aluminium carbide particles and reinforced by silicon carbide particulates-DS Al-SiC/Al4C3 composites”, Materials Science and Engineering A, Vol.268, pp. 236-245, 1999.
- 20- Bendersky, L. Rosen, A. and K. Mukherjee. A. “Creep and Dislocation Substructure” International Metals Reviews, Vol.30, , pp. 1-16, 1985.
- 21- P. Manrique, C.M. Jimenez, A. caballero, O.A.Ruano, F. Carreno “Evolution of the microstructure, texture and creep properties of the 7075 aluminium alloy during hot accumulative roll bonding” Materials Science and Engineering A, Vol. 606, PP.434-442, 2014.
- 22- P. Manrique, C.M. Jimenez, O.A.Ruano, F. Carreno “Effect of warm accumulative roll bonding on the evolution of microstructure, texture and creep properties in the 7075 aluminium alloy” Materials Science and Engineering A, Vol. 556, PP.287-294, 2012.
- 23- ASTM, E139-11. “Standard Test Methods for Conducting Creep, Creep-Rupture, and Stress-Rupture Tests of Metallic Materials” Annual book of ASTM standards, 2001.
- 24- Fullman, R. L. Carreker, R. P. and Fisher. J. C. “Simple Devices For Approximating Constant Stress During Tensile Creep Tests” Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, Vol. 197.5, No. 5, pp. 657-659, 1953.
- 25- Chang, H. C. and Grant. N. J. “Inhomogeneity in Creep Deformation of Coarse-Grained High Purity Aluminum” Trans. AIME, Vol. 197, pp. 1175, 1953.
- 26- Hosseini Monnazah, A. Simchi, A. Seyed Reihani, S. M. “Creep Behavior of Hot Extruded Al-5%SiC Composite powder” Materials Science Forume, Vol. 534-536, pp. 861-864, 2007.

- 27- Parchoviansky, M. Galusek, D. Michalek, M. Savancarek, P. Kasiarova, M. Dusza, J. Hnatko, M. "Effect of the Volume Fraction of SiC on the Microstructure and Creep Behavior of Hot Pressed Al₂O₃/SiC Composites" *Ceramics International*, Vol. 40, No. 1, pp. 1807-1814, 2014.
- 28- Tjong, S.C. Ma, Z.Y. "High-Temperature Creep Behaviour of Powder-Metallurgy Aluminium Composites Reinforced With SiC Particles of Various Sizes" *Composites Science and Technology*, Vol. 59, No. 7, 1999.
- 29- Hao, S. M. Xie, J. P. Wang, A. Q. Wang, W. Y. Li, J. W. Sun, H. L. "Hot Deformation Behaviors of 35%SiCp/2024Al Metal Matrix Composites" *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 24, No. 8, pp. 2468–2474. 2014.

