

تهیه کامپوزیت Al-B₄C به روش آلیاژسازی مکانیکی و بررسی خواص ترمومکانیکی آنعلی علیزاده^{*۱}، مسعود لطفیان^۲، محسن حیدری بنی^۳، جعفر اسکندری جم^۴

۱- استاد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

۲- دانش‌آموخته کارشناسی ارشد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

۳- دانشجوی دکتری، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران.

۴- استاد، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

کلمات کلیدی

چکیده

آلومینیوم، آلیاژسازی مکانیکی، آزمون فشار گرم، اکستروژن.

در این پژوهش از تقویت‌کننده B₄C جهت استحکام‌بخشی به آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳ استفاده شد و نانوکامپوزیت Al-B₄C به روش آلیاژسازی مکانیکی تولید و سپس عملیات اکستروژن و پرس-زینتر بر روی پودرها انجام گرفت. تولید پودرهای Al5083 و Al5083-B₄C طی عملیات آلیاژسازی به مدت ۲۴ ساعت و با نسبت گلوله به پودر ۲۰:۱ و تحت اتمسفر آرگون صورت گرفت. ابتدا پودرهای تولیدی توسط پرس سرد فشرده شده و سپس نمونه‌های پرس-زینتر در دمای ۶۰۰ درجه سلسیوس تحت اتمسفر نیتروژن و نمونه‌های اکستروژن تحت دمای ۵۰۵ درجه سلسیوس با نسبت اکستروژن ۱۹:۱ اکستروژن شده‌اند. در ادامه رفتار تغییر شکل Al5083 در محدوده دمایی ۳۵۰-۵۵۰ درجه سلسیوس و نرخ- کرنش ۰/۱-۰/۱ مورد مطالعه قرار گرفته است. همچنین یک معادله ساختاری در هر یک از حالات تولیدی برای تنش سیلان به صورت سینوس هایپربولیک به دست آمده است. ریزساختار نمونه‌های تولیدی به هر دو روش اکستروژن و پرس-زینتر قبل از آزمون فشار گرم نیز توسط میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به طیف‌سنج EDS مورد بررسی قرار گرفته است. نتایج آزمون‌های ترمومکانیکی و مطالعات ریزساختاری نشان می‌دهد، نمونه‌های تولیدی به روش اکستروژن خواص مکانیکی مطلوب‌تری نسبت به نمونه‌های پرس-زینتر را دارند.

۱- مقدمه

گیرند. باگذشت زمان، باندهای برشی ایجاد می‌شوند و شروع به رشد می‌کنند و در نهایت موجب شکسته شدن ذرات می‌گردند. بنابراین این فرآیند آلیاژسازی مکانیکی تحت تأثیر دو فرآیند متضاد جوش سرد (یکی شدن ذرات در اثر ضربه) و شکست (خرد شدن ذرات در اثر ضربه) قرار دارد. زمانی فرآیند آلیاژسازی مکانیکی به اتمام می‌رسد که سرعت جوش خوردن ذرات با سرعت شکستن آن‌ها برابر باشد که نتیجه‌ی آن، اندازه متوسط ذرات در یک حد ثابت است [۳ و ۲]. کامپوزیت‌های آلومینیوم-کاربید بور (Al-B₄C) به دلیل خواص مکانیکی بالا و وزن سبک، در صنایع مختلفی از جمله دفاع، هوافضا، و خودروسازی کاربرد دارند. این کامپوزیت‌ها به خاطر مقاومت در برابر سایش و حرارت، گزینه‌ای مناسب برای تولید زره و تجهیزات با کارایی بالا هستند. نوآوری‌های جدید در روش‌های تولید مانند آلیاژسازی

آلیاژسازی مکانیکی یکی از روش‌های فرآوری پودر است که در دمای اتاق یا کمی بالاتر از آن انجام می‌شود [۱]. در سال ۱۹۶۶ فرآیند آسیا کردن توسط بنجامین و همکارانش برای ایجاد استحکام در دماهای بالای سوپر آلیاژهای پایه نیکل مورد استفاده در توربین‌های گازی ابداع شد. امروزه نیز این روش برای ساخت انواع مواد با ساختارها و خواص گوناگون استفاده می‌شود. به‌طور مثال می‌توان به ساخت کامپوزیت‌ها شامل کامپوزیت‌های زمینه فلزی و سرامیکی اشاره نمود [۲]. آلیاژسازی مکانیکی فرآیند حالت جامدی است که در آن مخلوط پودری شکل در یک آسیا (اغلب در اتمسفر خنثی) تحت تأثیر برخوردی پرانرژی بین اجزا آسیا (گلوله و محفظه) قرار می‌گیرد. در حین انجام این فرآیند، تغییر شکل پلاستیک شدیدی در ذرات پودر ایجاد می‌شود و در نتیجه کریستال‌ها به‌شدت تحت کرنش قرار می-

* نویسنده مسئول: a_alizadeh@mut.ac.ir

به نیروی محرکه بالا برای رشد دانه‌ها در دماهای بالای تغییر شکل، بررسی رفتار تغییر شکل گرم در مواد نانوکامپوزیت و نانوساختار برای شکل‌دهی ثانویه دارای اهمیت ویژه‌ای است. علاوه بر آن مکانیزم‌های بازبایی دینامیکی و تبلور مجدد دینامیکی و حل شدن رسوبات ریزساختار، بر خواص مکانیکی نهایی تأثیرگذار است. با توجه به امکان وقوع هم‌زمان و اندرکنش فرایندهای مذکور، مطالعه رفتار تغییر شکل در دمای بالا و مکانیزم‌های آن امری ضروری به نظر می‌رسد. لذا، در این پژوهش شرایط ساخت آلیاژ به همراه تقویت‌کننده B_4C توسط روش آلیاژسازی مکانیکی، همراه با مشخصه‌یابی مکانیکی آن در دماهای بالا جهت دستیابی به شرایط ساخت بررسی شده است.

۲- مواد و روش‌ها

۲-۱- مواد

در این پژوهش از پودر آلیاژ آلومینیوم A15083 به‌عنوان زمینه و پودر کاربید به‌عنوان تقویت‌کننده استفاده شده است که به روش افشانش گازی در متالورژی پودر مشهد ساخته شده است. پودر مذکور دارای متوسط اندازه ذرات زیر $100 \mu m$ (+) میکرون بوده است. چگالی ظاهری این پودر به روش هال (استاندارد ASTM B417) اندازه‌گیری شد، که تقریباً $01/1 \text{ gr/cm}^3$ است. ترکیب شیمیایی پودر A15083 استفاده شده در این پژوهش که به روش طیف‌سنجی جذب اتمی تعیین شده است در جدول ۱ آمده است.

جدول ۱: ترکیب شیمیایی پودر A15083.

عناصر	Al	Mg	Si	Mn	Fe	Ti	Cu	Zn	Cr
Wt-%	Rem.	۴-۹	-۰/۷	-۰/۴	۰/۴	۰/۱۵	۰/۱۰	۰/۲۵	-۰/۲۵
		۴	۰/۴	۰/۱					۰/۰۵

۲-۲- روش تحقیق

اسید استتاریک $(CH_3(CH_2)_{16}COOH)$ به‌عنوان عامل کنترل‌کننده‌ی فرآیند آلیاژسازی مورد استفاده قرار گرفت. میزان ۲ درصد وزنی از اسید استتاریک به پودرهای اولیه افزوده شد. انجام فرآیند آلیاژسازی مکانیکی و تولید پودرهای کامپوزیتی A15083- B_4C در آسیای گلوله‌ای از نوع سایشی مجهز به سیستم خنک‌کننده‌ی آبگرد صورت گرفت. محفظه‌ی آسیا از جنس فولاد زنگ نزن و با حجم سه لیتر بود. از گلوله‌هایی از جنس فولاد زنگ نزن و با

مکانیکی و پروسسینگ‌های حرارتی به بهبود خواص ترمومکانیکی آن‌ها کمک کرده است. همچنین، تحلیل‌های میکروساختاری و استفاده از نانوذرات می‌تواند به بهینه‌سازی عملکرد کلی این مواد منجر شود. در ادامه به تعدادی از آن‌ها در از پژوهش‌های انجام‌شده در این زمینه می‌توان به موارد زیر اشاره کرد.

بررسی تأثیر فشار داغ بر میکروساختار و انسجام نانوکامپوزیت A15083/ B_4C [۴]. بهبود خواص ترمومکانیکی نانوکامپوزیت‌های A15083/SiC با پرس ایزو استاتیک [۵]. تأثیر نسبت اکستروژن بر خواص مکانیکی کامپوزیت‌های A12024/SiC [۶]. بررسی اثرات تنش‌های حرارتی و تغییر شکل‌های ترمومکانیکی در کامپوزیت‌های تقویت‌شده با کاربید بور و ماتریس آلومینیومی [۷]. بررسی تأثیر ذرات گرافن و کاربید بور بر خواص ترمومکانیکی و مقاومت در برابر سایش [۸]. بررسی رفتار سایش و خواص مکانیکی کامپوزیت‌های آلومینیومی تقویت‌شده با B_4C و SiC [۹]. مطالعه ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت‌های A16063 تقویت‌شده با ذرات کاربید بور [۱۰]. بررسی تأثیر محتوای مختلف B_4C بر رفتار مکانیکی و تریبولوژیکی کامپوزیت‌های آلومینیومی [۱۱]. بررسی تأثیر افزایش درصد B_4C بر خواص حرارتی و مکانیکی کامپوزیت‌های Al- B_4C [۱۲]. بررسی تأثیر فرایندهای ترمومکانیکی بر ساختار کامپوزیت‌های آلومینیومی تقویت‌شده با B_4C [۱۳]. تفاوت پژوهش حاضر با سایر پژوهش‌های انجام‌شده تاکنون، در نوع آلیاژ آلومینیوم (A15083) و ترکیب آن با روش آلیاژسازی مکانیکی تحت تأثیر دماهای به خصوصی است. با توجه

از پودر B_4C با متوسط اندازه ذرات ۲۰ میکرون و با چگالی $2/56 \text{ gr/cm}^3$ به میزان ۳ و ۵ درصد وزنی به‌عنوان فاز تقویت‌کننده استفاده شد. در جدول ۲ درصد وزنی ترکیب شیمیایی پودر B_4C ارائه شده است.

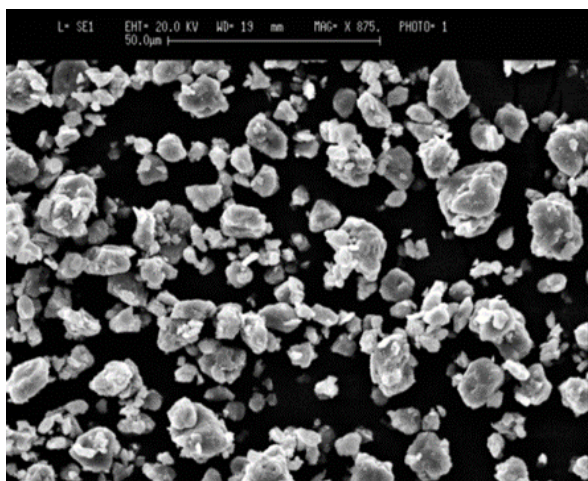
جدول ۲: درصد وزنی ترکیب شیمیایی پودر B_4C .

مجموع بور	مجموع کربن	کل بور و کربن
٪ ۷۷/۵	٪ ۲۱/۵	۹۹٪

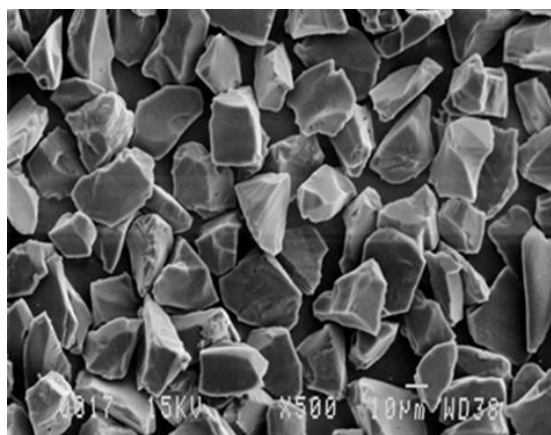
می‌باشد، ماتریس بالایی استوانه‌ای شکل و ماتریس پایینی دارای شیب خروجی می‌باشد که توسط پیچ به هم متصل می‌شود و توسط یک سنبه استوانه‌ای شکل عمل فشردن صورت می‌گیرد (شکل ۳-۷). دمای موردنیاز برای اکستروژن از طریق سیم‌پیچی که دور قالب اکستروژن قرار دارد، فراهم می‌شود و برای کنترل دمای قالب از نشانگر دما متصل به ترموکوپل استفاده شده است. دمای اکستروژن داغ ۵۰۵ درجه به‌طور ثابت برای تمامی نمونه‌ها در نظر گرفته شده است. مدت زمان پیش‌گرم نمونه‌ها در این دما، برای تمامی نمونه‌ها ۲۵ دقیقه محاسبه شده است. به دلیل داشتن کمترین اصطکاک بین قالب و نمونه برای اکستروژن و داشتن سطحی باکیفیت بالا از روانکار گرم‌کار D321R MOLYKOTE استفاده شده است. عملیات اکستروژن توسط پرس با ظرفیت ۱۰۰ تن و مجهز به سیستم اندازه‌گیری نیرو و کنترل سرعت انجام شد و سرعت اکستروژن 1 mm/s در نظر گرفته شده است. به دلیل تعیین مشخصه‌های تغییر شکل گرم و عدم گلوبی شدن و در نتیجه عدم محدودیت در اعمال کرنش، از آزمون فشار گرم استفاده شده است. به‌منظور انجام آزمون فشار گرم از دستگاه Zwick/Roll استفاده شد. این دستگاه مجهز به کوره با دقت $5 \pm \text{ }^\circ\text{C}$ است. جنس فک‌های فشاری از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل بود. نمونه‌های این آزمون استوانه‌هایی با قطر 10 mm و ارتفاع 15 mm بوده‌اند. این آزمون در سه دمای ۳۵۰، ۴۵۰ و ۵۵۰ درجه‌ی سانتی‌گراد و دو سرعت فک ۶ و ۶۰ میلی‌متر بر دقیقه صورت گرفته است. زمان نگهداری نمونه‌ها به‌منظور هم‌دما شدن در بین دو فک دستگاه ۳ دقیقه در نظر گرفته شد و سپس آزمون فشار گرم انجام شده است. به‌منظور کاهش اصطکاک بین سطح فک‌ها و نمونه در حین اعمال کرنش، چندلایه نوار تفلون بر روی نمونه‌ها پیچیده شده بود. نیروی اعمالی و جابه‌جایی فک‌ها نیز جهت محاسبه‌ی تنش و کرنش در حین تغییر شکل گرم توسط دستگاه ثبت گردیده است. هم‌چنین، ثابت بودن سرعت فک و کاهش ارتفاع نمونه در حین اعمال کرنش، باعث افزایش نرخ کرنش گردیده که به منظور تعیین نرخ کرنش متوسط، زمان نیز در حین اعمال کرنش ثبت شده است. به منظور بررسی تغییرات ریزساختاری، نمونه‌ها پس از آماده‌سازی توسط میکروسکوپ الکترونی و نوری بررسی شده‌اند. در اکستروژن و پرس-زینتر، نمونه‌ها در دو راستای عمودی و موازی جهت اعمال فشار آماده‌سازی و در راستای اعمال فشار در تغییر شکل گرم، با استفاده از سنباده‌های ۱۰۰-۲۰۰۰ سنباده‌زنی شدند. در ادامه عملیات پولیش با خمیر الماسه ۶، ۳ و ۱ میکرون انجام گرفت. جهت حکاکی از محلول کلر (1 HF, 1/5 HCl, 2/5 HNO₃) و

قطر $4/\text{mm}$ استفاده شد. نسبت وزنی گلوله به پودر ۱:۲۰ و سرعت دوران 460rpm بود. محفظه‌ی آسیا تحت اتمسفر آرگون قرار داشت و آلیاژسازی به مدت ۲۴ ساعت ادامه یافت. جهت اندازه‌گیری دانسیته ظاهری پودر در حین فرآیند آسیای مکانیکی، عملیات آسیا در بازه‌ی زمانی سه ساعته قطع شده و مقداری از پودر جهت اندازه‌گیری دانسیته ظاهری از محفظه‌ی آسیا خارج شد. به‌منظور اثر ذرات کاربید بور و زمان آلیاژسازی مکانیکی بر مورفولوژی ذرات پودر Al5083 اندازه‌ی دانه‌های زمینه‌ی آلومینیومی پودر Al5083 در ابتدا و انتهای زمان آسیا کاری از پودرهای موجود نمونه‌برداری شد. به‌منظور بررسی چگالی ظاهری پودرها نیز، در فواصل مختلف (هر سه ساعت) از پودرهای Al5083 و Al5083-3wt%B₄C نمونه‌برداری شد. تغییر مورفولوژی پودرها در ابتدا و انتهای فرآیند آلیاژسازی مکانیکی به‌وسیله‌ی میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل S360 Cambridge مورد بررسی قرار گرفت. چگالی ظاهری پودرها به روش هال (استاندارد ASTM-B417) اندازه‌گیری شد. فشرده پذیری پودرها با استفاده از فشار تک‌محوری سرد مورد ارزیابی قرار گرفت. به دلیل آن که روش ساخت یکی از پارامترهای مورد بررسی در این پژوهش است، از دو قالب فولادی استفاده شد. قالب فولادی از جنس SPK با قطر محفظه-ی یک سانتی‌متر به‌منظور آماده‌سازی نمونه‌های پرس-زینتر و قالب فولادی از جنس فولاد گرم‌کار با قطر محفظه‌ی سه سانتی‌متر به‌منظور آماده‌سازی نمونه‌های اکستروژن مورد استفاده قرار گرفت. در هر دو قالب عملیات فشردن تحت تنش ۷۰۰ مگا پاسکال انجام شد. زمان توقف در تنش فشاری مذکور دو دقیقه در نظر گرفته شد. پس از خروج نمونه‌ها از قالب چگالی به روش حجمی اندازه‌گیری شد. برای زینتر نمونه‌های پودری از یک کوره‌ی تیوبی استفاده شد. گاز نیتروژن (N₂) به‌عنوان اتمسفر کوره در نظر گرفته شد. ابتدا نمونه‌ها داخل کوره قرار داده شدند و به کوره به مدت ۶۰ دقیقه زمان داده شد تا به دمای ۴۰۰ درجه برسد. در دمای فوق نمونه‌ها به مدت ۳۰ دقیقه نگه‌داشته شدند تا مواد فرار نظیر PCA حذف شوند سپس کوره بعد از ۳۰ دقیقه زمان به دمای ۶۰۰ درجه رسید که نمونه‌ها به مدت ۳۰ دقیقه در این دما زینتر شدند و در کوره تا دمای رسیدن به محیط تحت اتمسفر سرد شدند. به دلیل رسیدن به چگالی نزدیک به چگالی تنوری از روش اکستروژن داغ استفاده شد، قرص‌های پودری آماده‌شده توسط پرس سرد در قالب اکستروژن داغ با نسبت ۹:۱ قرار داده شدند. در این پژوهش از قالب اکستروژن با جنس فولاد گرم‌کار H13 استفاده شد. این قالب اکستروژن متشکل از دو ماتریس متصل شونده و یک سنبه

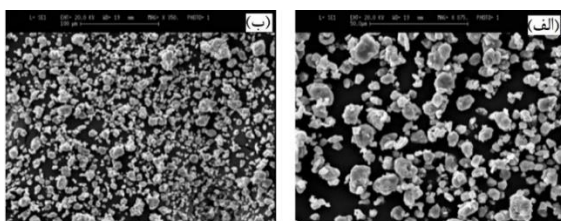
احاطه شوند. نتیجه‌ی وجود این ذرات سخت بین ذرات پودر فلزی نرم باعث افزایش تغییرشکل موضعی در هنگام جوش سرد شد. در نتیجه مکانیزم‌های جوش سرد و شکست در حضور ذرات تقویت‌کننده سریع‌تر صورت پذیرفت و آلیاژسازی مکانیکی کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت‌شده سریع‌تر انجام گرفت [۲].



شکل ۲: مورفولوژی پودر Al5083 بدون تقویت‌کننده بعد ۲۴ ساعت آلیاژسازی مکانیکی.



شکل ۳: تصویر SEM ذرات پودر B4C.



شکل ۴: مورفولوژی پودر Al5083-3%B4C بعد ۲۴ ساعت آلیاژسازی مکانیکی در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000.

استفاده شد. تصاویر مربوط به میکروسکوپ الکترونی روبشی توسط میکروسکوپ‌های Cambridge S360 مدل ۱۹۹۰ و VEGA3 TESCAN گرفته شدند.

۳- نتایج

یکی از اهداف این مطالعه تولید پودر نانو ساختار Al5083 با استفاده از روش آلیاژسازی مکانیکی و سپس مخلوط پودر تقویت‌کننده B4C در زمینه Al5083 به صورت همگن (داخل آسیا) و سرانجام تولید پودر نانوکامپوزیت Al5083-B4C است.

۱-۳- بررسی پودرهای فرآوری شده

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) از دو پودر Al5083 بدون تقویت‌کننده قبل از آلیاژسازی مکانیکی و بعد از آن به ترتیب در شکل ۱ و ۲ آورده شده است. همچنین تصویر SEM ذرات تقویت‌کننده B4C در شکل ۳ نشان داده شده است.



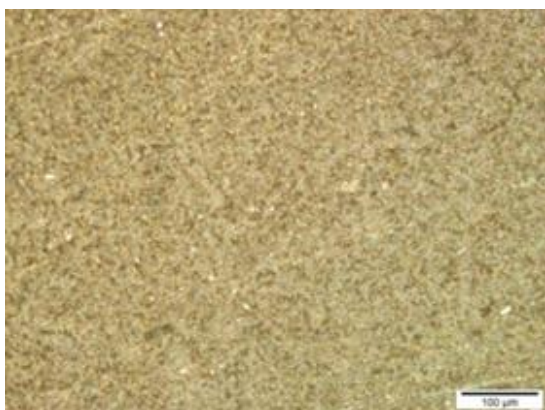
شکل ۱: مورفولوژی پودر Al5083 بدون تقویت‌کننده قبل از آلیاژسازی مکانیکی.

در شکل ۴ و ۵ مورفولوژی پودرهای Al-3%B4C و Al-5%B4C بعد از ۲۴ ساعت آلیاژسازی مکانیکی ارائه شده است. محققین قبلی نشان داده‌اند که ترتیب مراحل آسیا در آلیاژ حاوی ذره تقویت‌کننده همانند پودر آلیاژ آلومینیوم بدون حضور تقویت‌کننده است. حضور ذرات سرامیکی ترد در زمینه‌ی نرم منجر به سریع‌تر شدن عمل آلیاژسازی مکانیکی شد [۳]. در مراحل اولیه‌ی آسیا کاری، ذرات پودر فلزی نرم و انعطاف‌پذیر توسط برخورد گلوله‌ها پهن شده است. این در حالی است که ذرات تقویت‌کننده‌ی سخت، خرد یا تکه‌تکه شده‌اند، این ذرات خرد شده تمایل دارند تا توسط اجزا انعطاف‌پذیر

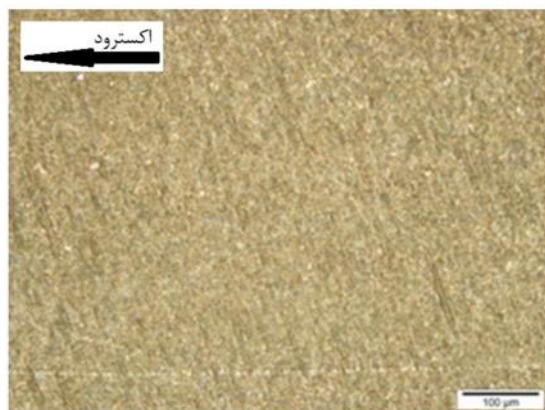
افزودن ذرات تقویت‌کننده پودرهایی با مورفولوژی هم محورتر و با توزیع یکنواخت‌تر به دست آمده است. همچنین با اضافه شدن میزان تقویت‌کننده از ۳٪ به ۵٪ نیز پودر زمینه آلومینیوم نیز ریزتر شده است. در واقع می‌توان نتیجه گرفت که مکانیزم‌های موجود در کامپوزیت‌های با مقدار بیشتر فاز تقویت‌کننده با سرعت بیشتری اتفاق افتاده است. همچنین سختی در زمینه به علت افزایش فاز تقویت‌کننده و ریزتر شدن اندازه دانه اتفاق افتاده است [۱۴].

۳-۲- آنالیز ریزساختاری نمونه‌های تولیدی به روش اکستروژن و پرس-زینتر

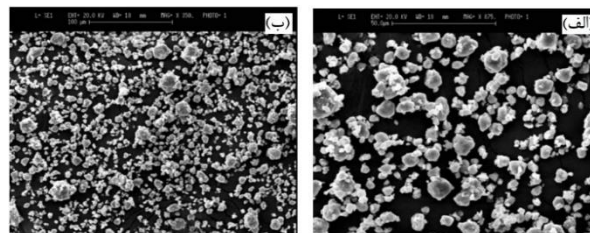
در شکل‌های ۶ تا ۹ تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های Al-Mill (آلومینیوم آسیا شده بدون تقویت‌کننده) و Al-3%B₄C در دو راستای موازی و عمود بر جهت اکستروژن و در شکل‌های ۱۰ تا ۱۳ تصاویر میکروسکوپ نوری نمونه‌های Al-Mill و Al-3%B₄C در دو راستای موازی و عمود بر جهت فشار در نمونه‌های پرس-زینتری نشان داده شده است.



شکل ۶: تصویر میکروسکوپ نوری نمونه Al-Mill ساخته شده به روش اکستروژن، عمود بر جهت اکستروژن.

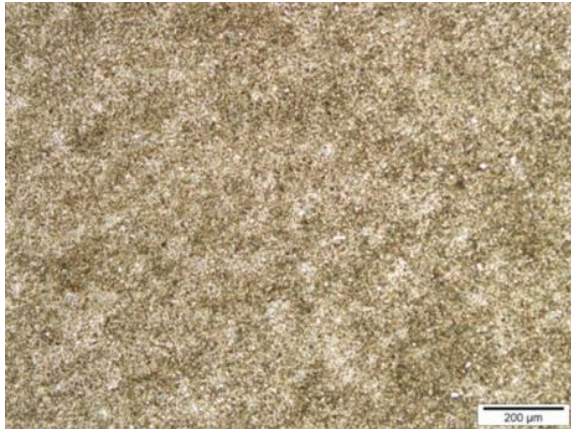


شکل ۷: تصویر میکروسکوپ نوری نمونه Al-Mill ساخته شده به روش اکستروژن، موازی محور اکستروژن.

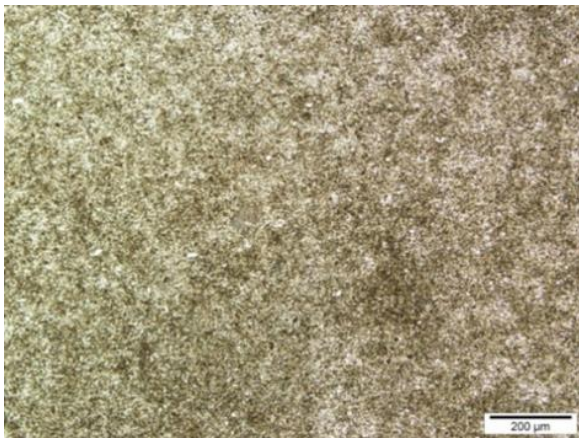


شکل ۵: مورفولوژی پودر Al5083-5%B₄C بعد ۲۴ ساعت آلیاژسازی مکانیکی در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000.

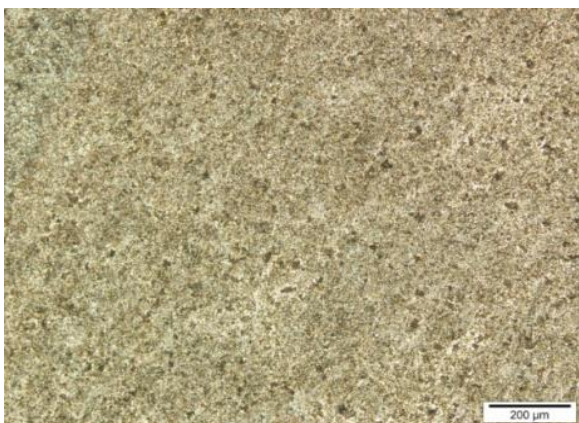
به‌منظور به دست آوردن زمان مناسب جهت آسیا کاری، عملیات آسیا در بازه‌ی زمانی سه ساعته قطع شده و مقداری از پودر جهت اندازه‌گیری دانسیته ظاهری از محفظه‌ی آسیا خارج شد. مقدار دانسیته ظاهری طبق روش توضیح داده شده در استاندارد ASTM-B41 محاسبه گردید. در زمانی که میزان چگالی ظاهری در بازه زمانی تغییر نمی‌کند می‌توان نتیجه گرفت که مجموعه تغییرات فیزیکی و واکنش‌های شیمیایی در پودر مورد مطالعه اتفاق افتاده است. در این مطالعه در مورد تمامی پودرها بررسی لازم جهت به دست آوردن زمان بهینه آسیا انجام شد و در انتها مدت زمان ۲۴ ساعت به‌منظور انجام عملیات آلیاژسازی مکانیکی انتخاب گردید. همان‌طور که در تصاویر میکروسکوپ الکترونی نشان داده شده است، شکل ذرات اولیه ناهمگن بوده و پس از آسیا کاری به مدت ۲۴ ساعت، ذرات به‌صورت همگن خرد شده و شکلی تقریباً کروی پیدا کرده‌اند که دارای نسبت سطح به حجم بالاتری است. با مقایسه پودر حاوی تقویت‌کننده و پودر فاقد تقویت‌کننده ریزتر بودن ذرات پودر حاوی تقویت‌کننده مشخص است که نشان داد اضافه شدن ذرات سخت تقویت‌کننده در ریزتر شدن اندازه ذرات نهایی تأثیر مستقیم دارد. در واقع حضور ذرات سرامیکی در بین ذرات پودر آلیاژ زمینه در حین فرایند آسیا کاری می‌تواند باعث تغییر شکل در ذرات مجاور تقویت‌کننده شود. در واقع با افزایش تغییر شکل موضعی، ذرات زمینه کار سخت‌تر شده و در نتیجه فرایند جوش خوردن ذرات آلومینیوم که در بخش قبلی توضیح داده شد، اتفاق افتاد. علت آن فعال شدن مکانیزم جوش خوردن با رسیدن میزان تغییر شکل ذرات و چگالی نابجایی‌ها به یک مقدار بحرانی است. در واقع این بدین معنی است که ذرات سخت تقویت‌کننده باعث انتقال انرژی به زمینه فلزی همانند گلوله‌های آسیا هستند. مطالعاتی در گذشته نشان داده است که چقرمگی شکست پودرهای کامپوزیتی کمتر از زمینه تقویت نشده است و این خود باعث سرعت بخشیدن به فرایند شکست ذرات شده است. سختی بالاتر در پودر کامپوزیتی دلیل پایین بودن چقرمگی شکست آن‌ها است. با مقایسه تصاویر ۱، ۳ و ۴ می‌توان دریافت که با



شکل ۱۰: تصویر میکروسکوپ نوری Al-Mill ساخته شده به روش پرس-زینتر، عمود بر جهت فشار.

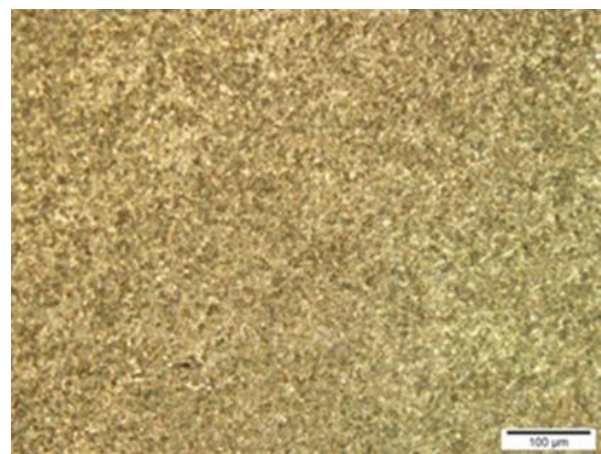


شکل ۱۱: تصویر میکروسکوپ نوری Al-Mill ساخته شده به روش پرس-زینتر، موازی جهت فشار.

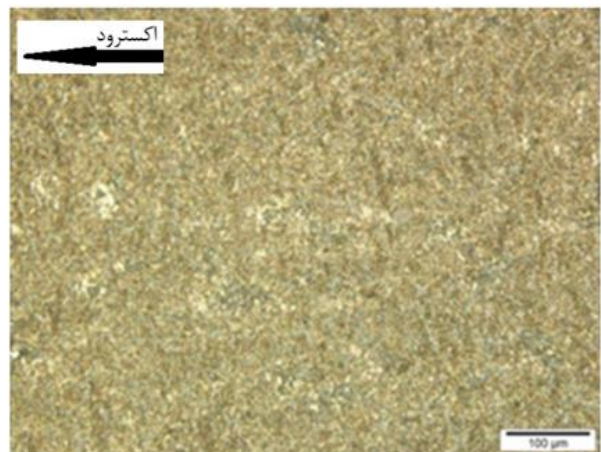


شکل ۱۲: تصویر میکروسکوپ نوری نمونه Al-3%B4C ساخته شده به روش پرس-زینتر، عمود بر جهت فشار.

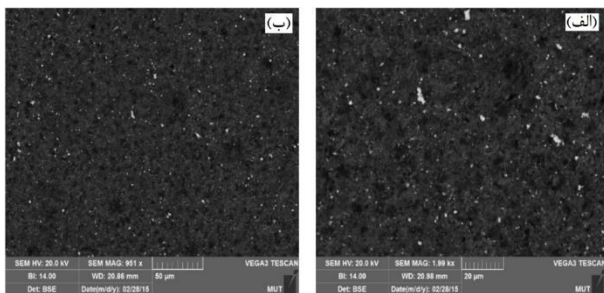
همان‌طور که مشاهده گردید، کشیدگی دانه‌های زمینه‌ی آلومینیومی و همچنین ذرات تقویت‌کننده‌ی B4C در راستای محور اکستروژن به‌خوبی مشخص شد. علاوه بر این، با توجه به شکل‌های ۶ تا ۹، مرزخانه‌ها در ریزساختار نمونه‌ها به‌راحتی قابل مشاهده نبودند و نمونه دارای تقویت‌کننده، ریزدانه‌تر از نمونه‌ی بدون تقویت‌کننده بود [۱۵]. در شکل‌های ۱۰ تا ۱۳ نیز میزان تخلخل بالا در نمونه‌های تولیدی به روش پرس-زینتر به‌خوبی مشاهده شد. به‌علاوه، در این تصاویر نیز به‌وضوح مشاهده گردید که نمونه‌ی دارای تقویت‌کننده‌ی B4C از نمونه‌ی بدون تقویت‌کننده ریزدانه‌تر بود [۱۶].



شکل ۸: تصویر میکروسکوپ نوری نمونه Al-3%B4C ساخته شده به روش اکستروژن، عمود بر جهت اکستروژن.

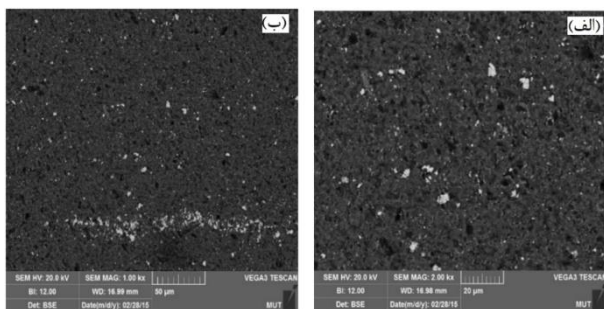


شکل ۹: تصویر میکروسکوپ نوری نمونه Al-3%B4C ساخته شده به روش اکستروژن، موازی جهت اکستروژن.

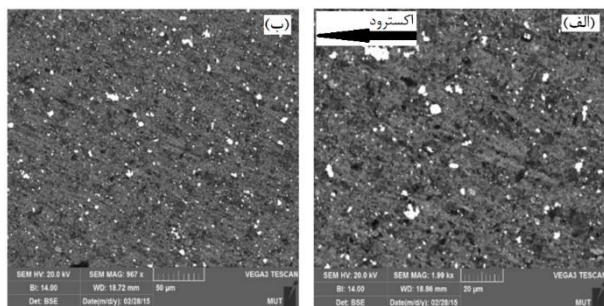


شکل ۱۵: ریزساختار SEM نمونه‌ی Al-Mill ساخته شده به روش پرس-زینتر، موازی برجهت پرس-زینتر در دو بزرگنمایی X1000 و X2000.

در شکل‌های ۱۶ و ۱۷ نیز تصاویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه‌های بدون فاز تقویت‌کننده آمده است. این نمونه‌ها پس از آسیا کاری تحت عملیات اکستروژن داغ قرار گرفته‌اند که شکل ۱۶ مربوط به سطوح عمود بر اکستروژن و شکل ۱۷ در جهت عملیات اکستروژن است. با توجه به شکل ۱۷ کشیدگی دانه‌ها در جهت اعمال اکستروژن قابل‌رؤیت است که می‌توان استنباط نمود میزان تخلخل‌های باقیمانده پس از انجام عملیات اکستروژن به مراتب کمتر از نمونه‌های پرس-زینتر شده است [۱۸].

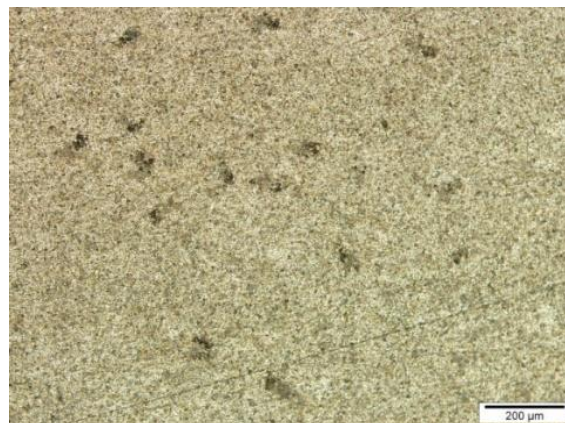


شکل ۱۶: ریزساختار SEM نمونه‌ی Al-Mill ساخته شده به روش اکستروژن، عمود جهت اکستروژن در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000.



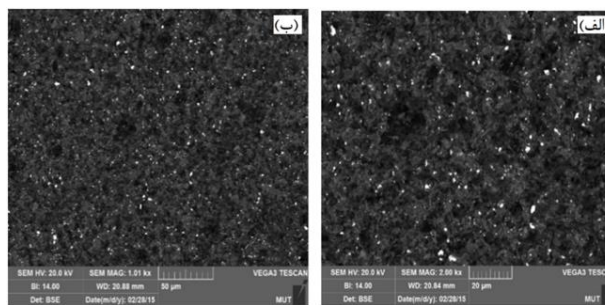
شکل ۱۷: ریزساختار SEM نمونه‌ی Al-Mill ساخته شده به روش اکستروژن، موازی با جهت اکستروژن در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000.

در شکل‌های ۱۸ و ۱۹ تصاویر مربوط به نمونه‌هایی با ۳٪ وزنی



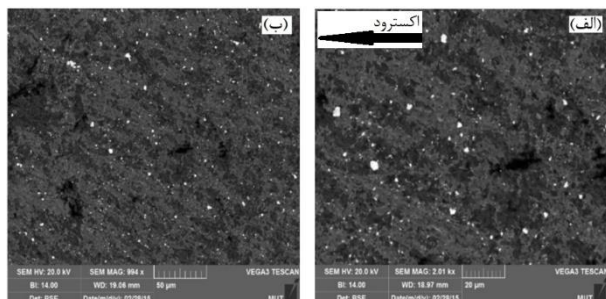
شکل ۱۳: تصویر میکروسکوپ نوری نمونه Al-3%B₄C ساخته شده به روش پرس-زینتر، در جهت فشار.

تصاویر SEM (میکروسکوپ الکترونی روبشی) نمونه‌های Al-Mill و Al-3%B₄C در دو راستای موازی و عمود برجهت اکستروژن و موازی و عمود برجهت پرس-زینتر به ترتیب در شکل‌های ۱۴ تا ۲۱ آورده شده است. در شکل‌های ۱۴ و ۱۵ تصاویر میکروسکوپ الکترونی از نمونه‌های بدون فاز تقویت‌کننده آمده است. این نمونه‌ها پس از آسیا کاری تحت عملیات پرس-زینتر قرار گرفته‌اند که شکل ۱۴ مربوط به سطوح عمود بر فشار و شکل ۱۵ در جهت فشار اعمالی است. همان‌طور که مشخص است، نمونه‌ها پس از اعمال فشار دارای تخلخل کمی بوده و اعمال فشار موجب از بین رفتن تخلخل‌ها شده است. همچنین میزان تخلخل‌ها در جهت فشار اعمالی به میزان بیشتری از بین رفته‌اند [۱۷].

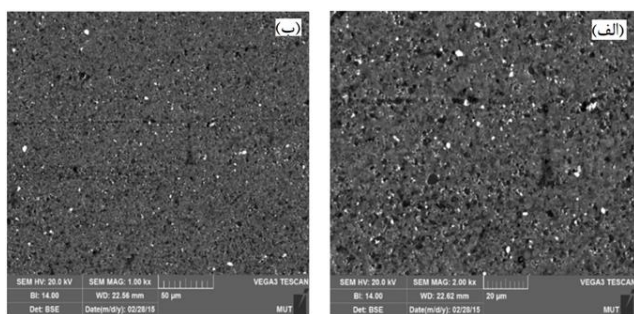


شکل ۱۴: ریزساختار SEM نمونه‌ی Al-Mill ساخته شده به روش پرس-زینتر، عمود جهت پرس-زینتر در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000.

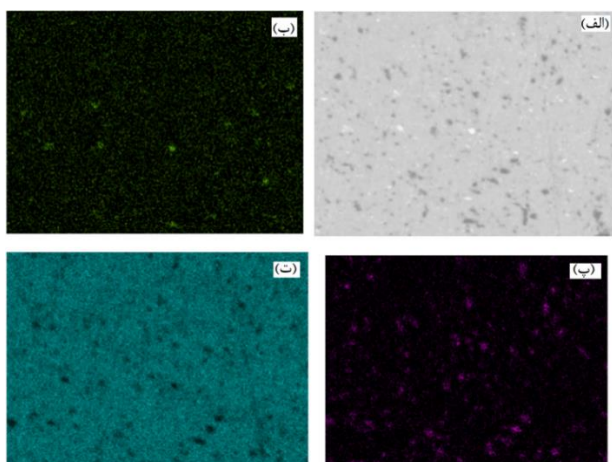
در نتیجه‌ی قرارگیری آلیاژ Al5083 در دمای بالا در حین عملیات اکستروژن و سرد شدن در هوا پس از اکستروژن تشکیل شده است. این نقاط فاز بین فلزی غیر قابل عملیات حرارت‌پذیر $Al_6(Mn,Fe)$ تشخیص داده شده است [۲۱].



شکل ۲۰: ریزساختار SEM نمونه‌ی Al-3%B4C ساخته شده به روش اکستروژن، موازی برجهت اکستروژن در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000.

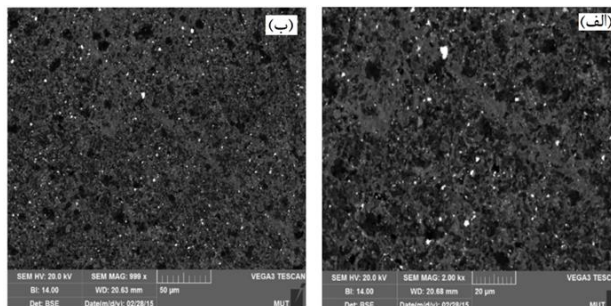


شکل ۲۱: ریزساختار SEM نمونه‌ی Al-3%B4C ساخته شده به روش اکستروژن، عمود جهت اکستروژن در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000.

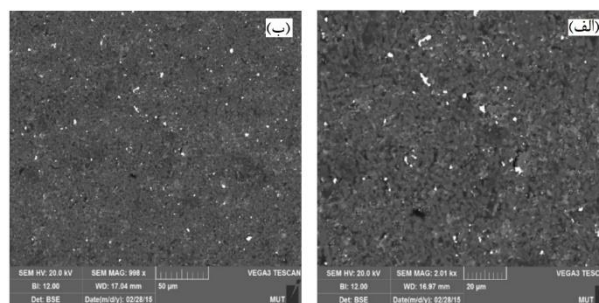


شکل ۲۲: اسکن سطحی از تصویر مورفولوژی سطحی به دست آمده از تصویر الکترونی ثانویه در SEM مربوط به ماده نمونه Al-3%B4C (الف) کربن (ب) آهن (پ) برم (ت) آلومینیوم.

B4C به‌عنوان فاز تقویت‌کننده قابل مشاهده است. این نمونه‌ها نیز پس از عملیات آسیا کاری تحت عملیات پرس-زینتر قرار گرفته‌اند. برای بررسی بهتر آنالیز کمی عنصری EDS نیز در ادامه ارائه شده است. لکه‌های سفید رنگ موجود در تصاویر نیز حضور فازهای غنی از آهن را تأیید کرده است. این فازها در اثر ساییدگی گلوله‌های فلزی در حین آسیا کاری به پودرها اضافه شده‌اند [۱۹].



شکل ۱۸: ریزساختار SEM نمونه‌ی Al-3%B4C ساخته شده به روش پرس-زینتر، عمود جهت پرس-زینتر در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000.



شکل ۱۹: ریزساختار SEM نمونه‌ی Al-3%B4C ساخته شده به روش پرس-زینتر، موازی برجهت پرس-زینتر در دو (الف) X2000 و (ب) X1000.

در شکل‌های ۲۰ و ۲۱ تصاویر مربوط به نمونه‌های با ۳٪ وزنی تقویت‌کننده آمده است که نمونه‌ها پس از فرایند آسیا کاری تحت عملیات اکستروژن داغ قرار گرفته‌اند. در نمونه‌های نشان داده شده در شکل‌های ۲۰ و ۲۱ اثر عملیات اکستروژن بر کشیدگی دانه‌ها قابل مشاهده است که نشان داد میزان تخلخل نیز با انجام این عملیات کاهش یافته است [۲۰].

در شکل‌های ۲۲ و ۲۳ به ترتیب آنالیز EDS سطحی و نقطه ای از سطح نمونه Al-3%B4C تولیدشده به روش اکستروژن ارائه شده است. با توجه به آنالیز EDS گرفته‌شده از سطح نمونه، می‌توان توزیع نسبتاً یکنواخت ذرات تقویت‌کننده را مشاهده کرد. وجود ذرات غنی از آهن که در حین پروسه آسیاسازی وارد پودر شده‌اند نیز قابل اثبات است. در آنالیز نقطه‌ای مربوط به ذرات موجود در مورفولوژی سطحی، نقاط سفیدرنگ فازهای رسوب داده شده در حین اکستروژن است که

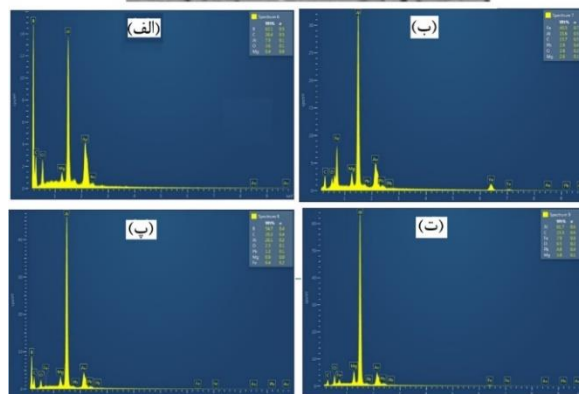
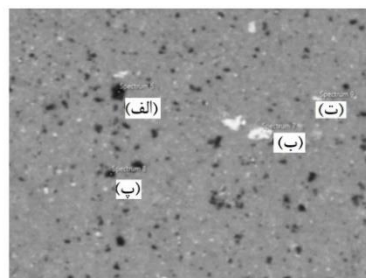
است. این پدیده در نمونه Al-5% B₄C بیشتر مشهود است و می‌تواند منجر به کاهش انسجام ساختاری و کاهش استحکام کششی نهایی شود. در مجموع، میزان و توزیع ذرات تقویت‌کننده B₄C به‌طور مستقیم بر روی رفتار مکانیکی، انسجام دانه‌ها و مقاومت به سایش تأثیرگذار است.

۳-۳- نتایج آزمون فشار گرم

به‌منظور بررسی تأثیر پارامترهای دما، نرخ کرنش، اثر تقویت‌کننده و روش ساخت بر منحنی‌های تنش سیلان Al5083، آزمون فشار گرم در دماهای ۳۵۰، ۴۵۰ و ۵۵۰ درجه‌ی سانتی‌گراد و در نرخ کرنش ۰/۱ و ۰/۱ بر روی نمونه‌ها انجام شده است. پارامترهای بررسی شده علاوه بر دما و نرخ کرنش شامل نمونه‌های بدون تقویت‌کننده، تقویت‌کننده با ۳ و ۵ درصد B₄C بود که به دو روش اکستروژن و پرس-زینتر ساخته شده بودند. با توجه به منحنی‌های حاصل از آزمون فشار گرم می‌توان گفت افزایش مقدار تنش سیلان در ابتدای تغییر شکل حاصل افزایش چگالی نابجایی‌ها است [۲۲] در حین تغییر شکل پلاستیک سه حالت وجود دارد: کاهش تنش سیلان بعد از نمایان شدن تنش پیک، که نشان‌دهنده‌ی غلبه‌ی فرآیندهای کارنرمی بر کارسختی است. دومین حالت بروز تنش پیک و صاف شدن نمودار پس از آن است که نشان‌دهنده تعادل در فرآیندهای کارسختی و کارنرمی است و در حالت سوم که در آن نمودار به‌صورت صعودی شروع به بالا رفتن کرده که بیانگر غالب بودن فرآیندهای کارسختی بر کارنرمی است. به‌طور کلی یک نمونه در حین آزمون فشار گرم می‌تواند متأثر از فرآیندهای کارنرمی و کارسختی به‌صورت هم‌زمان باشد ولی در انتها شکل منحنی، وابسته به فرآیند غالبی است که در نمونه اتفاق می‌افتد [۲۳].

۳-۳-۱- تأثیر دما بر منحنی‌های سیلان

همان‌طور که در منحنی‌های تنش-کرنش مشاهده شد (شکل ۲۴ تا ۲۹) با ازدیاد دما، منحنی‌ها به سطوح پایین‌تر منتقل شده‌اند. لازم به ذکر است که مقدار تنش بیشینه و کرنش متناظر با آن هم با افزایش دما، کاهش یافته است. یعنی در نرخ کرنش ثابت، درصد تقویت‌کننده یکسان و روش ساخت مشابه تحت تأثیر افزایش دما، کاهش تنش تسلیم سیلان مشاهده شده است [۲۴].



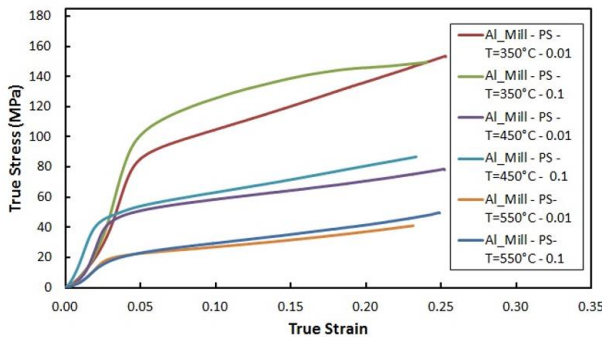
شکل ۲۳: اسکن نقطه‌ای از ذرات قابل مشاهده در تصویر مورفولوژی سطحی به دست آمده از تصویر الکترونی ثانویه در SEM در ۴ ناحیه مختلف.

در بررسی میکروسکوپی ریزساختار سه نمونه پودر آلومینیوم ۵۰۸۳ خالص، Al-3% B₄C، و Al-5% B₄C که به روش اکستروژن و پرس-زینتر تولید شده‌اند، تفاوت‌های بارزی در رفتار فازهای مختلف و تعامل زمینه و تقویت‌کننده مشاهده شد. در نمونه آلومینیوم ۵۰۸۳ خالص بدون تقویت‌کننده، دانه‌ها پس از فرآیند آسیا کاری ریزتر و همگن‌تر شده‌اند، که این کاهش اندازه دانه‌ها به دلیل افزایش نرخ جوانه‌زنی حین زینترینگ است. در نمونه Al-3% B₄C، ذرات B₄C به‌طور نسبتاً یکنواختی در زمینه آلومینیومی توزیع شده‌اند و مرزهای دانه‌ها تحت تأثیر ذرات کاربید بورون قرار گرفته‌اند که موجب بهبود توزیع تنش و کاهش تمایل به رشد دانه‌ها شده است. این فازها به‌عنوان نقاط تمرکز کرنش در طی فرآیندهای ترمومکانیکی عمل کردند. از طرفی، در نمونه Al-5% B₄C، به دلیل درصد بالاتر B₄C، تجمع ذرات تقویت‌کننده بیشتر و تشکیل خوشه‌هایی در ساختار مشاهده شد؛ این خوشه‌ها می‌توانند به‌عنوان مناطق تمرکز تنش عمل کنند و در نتیجه باعث افزایش احتمال ایجاد ریزترک‌ها در حین فشار اکستروژن شوند. همچنین، در مرزهای مشترک بین زمینه آلومینیومی و ذرات B₄C در نمونه‌های حاوی تقویت‌کننده، جدایش جزئی و منافذی در سطح نانو به چشم می‌خورد که به علت عدم ترشوندگی کامل ذرات B₄C توسط مذاب آلومینیوم حین زینترینگ ایجاد شده

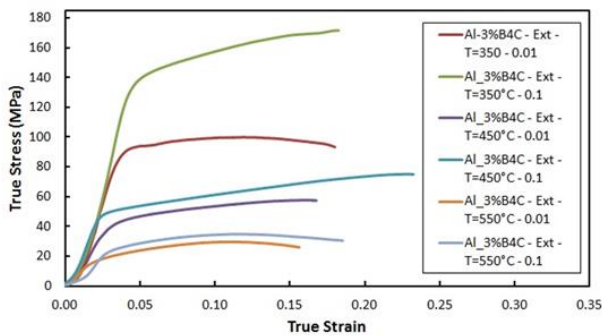
۳-۲- تأثیر نرخ کرنش بر منحنی‌های سیلان

در مقایسه‌ی سطوح منحنی‌های مختلف دیده شد که با افزایش نرخ کرنش، منحنی‌ها به سطوح بالاتر (افزایش تنش تسلیم) منتقل شده‌اند. همچنین مقدار تنش بیشینه و کرنش متناظر با آن نیز افزایش یافته است. به عبارتی در دما یکسان، درصد تقویت‌کننده مشابه و روش ساخت ثابت تحت تأثیر افزایش نرخ کرنش، افزایش تنش سیلان دیده شده است. در شکل ۲۴ نمودارهای تنش-کرنش آلومینیوم آسیا شده را که به روش اکستروژن ساخته شده‌اند، در دماها و نرخ کرنش‌های متفاوت نشان داده شده است. همان‌طور که در نمودارهای موجود در شکل مشخص است، با افزایش دما از 350 degc به 550 degc منحنی‌های سیلان به سطوح پایین‌تری منتقل شده‌اند. علاوه بر این با افزایش نرخ کرنش منحنی‌های سیلان در سطوح بالاتری قرار دارند. می‌توان گفت در دمای 550 degc، نرخ کرنش تأثیر کمتری در تغییر مساحت زیر نمودار تنش-کرنش نسبت به دماهای پایین‌تر دارد [۲۵ و ۲۶].

که با افزایش نرخ کرنش انتقال سطوح منحنی‌های سیلان به سمت بالا اتفاق افتاده است. همچنین افزایش نرخ کرنش در دماهای بالا تأثیر کمتری در بالا بردن سطوح نمودار داشته است [۲۸].

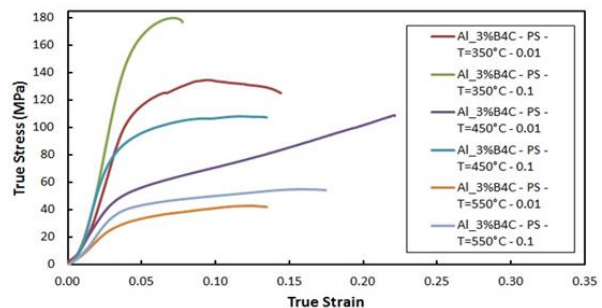


شکل ۲۵: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم برای آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳ ساخته شده به روش پرس-زینتر.

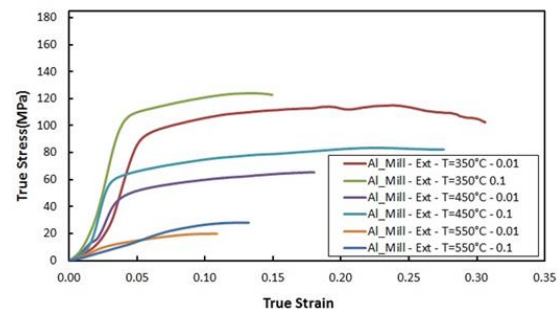


شکل ۲۶: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم برای Al-3%B4C ساخته شده به روش اکستروژن.

در شکل ۲۷ نمودارهای تنش-کرنش آلومینیوم آسیا شده همراه با سه درصد فاز تقویت‌کننده (به روش پرس-زینتر) ارائه شده است. در این مورد هم رفتاری مشابه نمونه‌های تولیدشده به روش اکستروژن در تغییرات دما و تفاوت در نرخ کرنش را مشاهده شد. این بدان معناست که با افزایش دما، سطوح نمودار کاهش و با افزایش نرخ کرنش سطوح نمودار افزایش پیدا کرده است [۲۸].



شکل ۲۷: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم برای Al-3%B4C ساخته شده به روش پرس-زینتر.



شکل ۲۴: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم برای آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳ آسیا شده ساخته شده به روش پرس-زینتر.

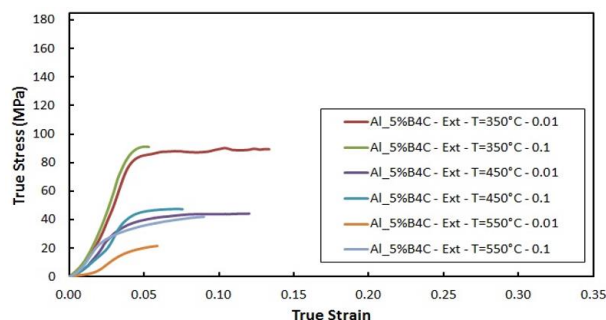
در شکل ۲۵ نمودارهای تنش-کرنش حقیقی آلومینیوم آسیا شده به روش پرس-زینتر ساخته شده‌اند در دماها و نرخ کرنشی مختلف نشان داده شده است. گراف‌های مربوط به حالت ساخت پرس-زینتر نیز نتایج مشابه حالت ساخت اکستروژنی را تأیید کردند. در این گراف‌ها با افزایش دما، کاهش در سطح منحنی‌های سیلان و با افزایش در نرخ-کرنش، افزایش در سطح منحنی‌های سیلان مشاهده و علاوه بر این با افزایش دما تأثیر افزایش نرخ کرنش بر تغییر تنش تسلیم، کمتر شد [۲۷].

شکل ۲۶ مربوط به نمونه‌های آلومینیوم همراه با سه درصد فاز تقویت‌کننده B4C، ساخته شده به روش اکستروژن است که در دماها و نرخ کرنش‌های متفاوت مورد آزمون فشار گرم قرار گرفته‌اند. در این نمودارها نیز می‌توان میزان کاهش سطح منحنی‌های سیلان را با افزایش دما به خوبی مشاهده کرد. در مورد نرخ کرنش نیز می‌توان گفت

۳-۳-۳- تأثیر روش ساخت بر منحنی‌های سیلان

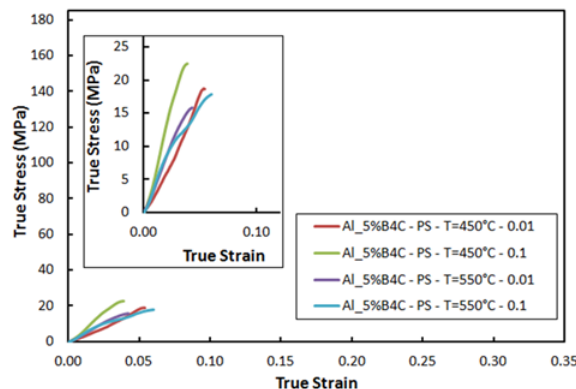
با توجه به منحنی‌های تنش-کرنش (شکل ۳۰ تا ۳۵) در شرایطی که دما یکسان، نرخ کرنش مشابه و درصد تقویت‌کننده ثابت در نظر گرفته شده، سطوح منحنی نمونه‌های ساخته شده به روش اکستروژن در سطح پایین‌تر از سطح منحنی‌های ساخته شده به روش پرس-زینتر قرار گرفت. علت این امر همگن بودن نمونه‌های اکستروژنی و بالا بودن دانسیته آن‌ها و در نتیجه کم بودن درصد تخلخل آن‌ها نسبت به نمونه‌های پرس-زینتری است. به عبارت دیگر در نمونه‌های با تخلخل بالا، مکانیزم سخت شدن ناشی از افزایش دانسیته، مکانیزم غالب بوده و منجر به بالا رفتن سطح منحنی‌های تنش-کرنش شده است. در شکل ۳۰ نمودار تنش-کرنش در شرایط دمای یکسان و نرخ کرنش مشابه رسم شده است. همان‌طور که مشاهده شد در نمونه‌های ساخته شده به روش اکستروژن با اضافه کردن و افزایش درصد تقویت‌کننده، مساحت زیر نمودار تنش-کرنش کاهش یافته است. تبلور مجدد دینامیکی یک فرآیند متالورژیکی تابع زمان و دما است، به عبارتی هرچه زمان بیشتر و دما بالاتر باشد، تبلور مجدد با نرخ بالاتری انجام می‌شود. در تبلور مجدد دینامیکی که با توجه به بررسی‌های محققین دیگر در این آلیاژ رخ می‌دهد احتمال سه اتفاق وجود دارد: الف) تبلور مجدد دینامیکی ناپیوسته که مکانیزم آن با جوانه‌زنی و رشد همراه است. ب) تبلور مجدد دینامیکی پیوسته که از تبدیل مرز دانه‌های زاویه کوچک به زاویه بزرگ تشکیل شده است و ج) تبلور مجدد دینامیکی هندسی که از شکسته شدن دانه‌های اولیه ایجاد شود. از آنجایی که وجود ذرات تقویت‌کننده باعث ریزدانه شدن آلیاژ می‌گردد، به دلیل اندازه کوچک دانه‌های اولیه در نمونه‌های اکستروژن شده، نیروی محرکه بالایی برای رشد دانه در دماهای بالا به‌منظور کاهش انرژی سطحی وجود دارد. به عبارت دیگر با افزایش فاز تقویت‌کننده، ریزدانه شدن در آلیاژ با نسبت بالاتری اتفاق می‌افتد و با توجه به مطالب ذکر شده قبلی، تنش تسلیم نمودار پایین می‌آید. این بدان معناست که کسر حجمی تقویت‌کننده به‌صورت غیرمستقیم (با توجه به تأثیر در ریزدانه کردن آلیاژ) بر فرآیند تبلور مجدد اثرگذار است و با افزایش کسر حجمی، تنش تسلیم نمودار کاهش یافته است. به عبارت ساده‌تر تغییر فرم به نیروی کمتری نیاز دارد. از طرفی در نمونه‌های ساخته شده به‌وسیله پرس-زینتر نیز مکانیزم‌های ذکر شده، اتفاق می‌افتد اما احتمال دارد مکانیزم سخت-شوندگی ناشی از افزایش دانسیته مکانیزم غالب باشد. در شکل ۳۰ مقایسه دو حالت ساخت اکستروژن و پرس-زینتر در شرایطی که میزان تقویت‌کننده یکسان ارائه شده است.

شکل ۲۸ مربوط به نمونه‌های آلومینیوم آسیا شده با پنج درصد وزنی فاز تقویت‌کننده، تولیدشده به روش اکستروژن در دماها و نرخ کرنش‌های متفاوت است. همین‌طور که مشاهده شد، در این نمونه‌ها نیز افزایش دما باعث کاهش سطوح منحنی‌های تنش سیلان و افزایش نرخ کرنش سبب افزایش سطوح منحنی-های تنش سیلان شده است [۲۸].



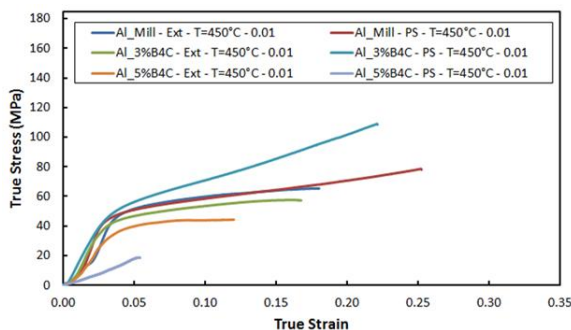
شکل ۲۸: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم برای Al-5%B₄C ساخته شده به روش اکستروژن.

با مقایسه‌ی شکل ۲۶ با ۲۸ می‌توان دریافت که نمونه‌های با درصد تقویت‌کننده‌ی بیشتر میزان تنش اعمالی کمتری را تحمل کرده‌اند. اثبات شد که مقاومت به تغییر فرم با عدم پیوستگی فصل مشترک ذرات سخت تقویت‌کننده و زمینه نرم آلومینیوم کاهش یافته است. علت این امر آن است که این عدم پیوستگی می‌تواند مکان‌های مناسبی برای جوانه‌زنی ترک باشد، از این‌رو با توجه به توضیحات داده‌شده احتمال ایجاد ترک با افزایش فاز سخت B₄C افزایش یافته است. در شکل ۲۹ نمودارهای تنش-کرنش آلومینیوم آسیا شده با پنج درصد وزنی فاز تقویت‌کننده که به روش پرس-زینتر ساخته شده‌اند، در دماها و نرخ کرنش مختلف ارائه شده است [۲۸].



شکل ۲۹: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم برای Al-5%B₄C ساخته شده به روش پرس-زینتر.

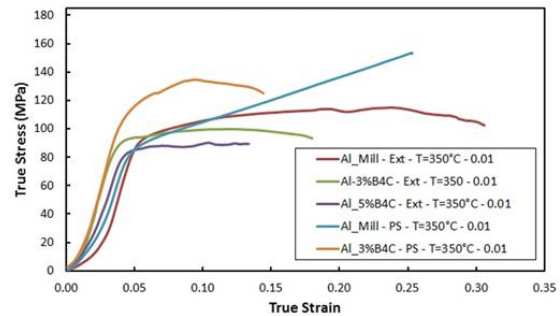
شکل ۳۲ در دما و نرخ کرنش ثابت رسم شده است. در این نمودار نیز، نمونه‌های ساخته شده به روش اکستروژن، با افزایش درصد فاز تقویت‌کننده، سطوح نمودارهای سیلان را به میزان بیشتری کاهش داده‌اند. که با نتایج گرفته‌شده در دمای ۳۵۰ درجه و نرخ کرنش مشابه مطابقت دارد. به عبارتی در تغییر شکل در دمای بالا و نرخ کرنش پایین تبدیل مرزهای زاویه کوچک به مرزهای زاویه بزرگ صورت گرفته است (تبلور مجدد دینامیکی پیوسته). این بدین معنی است که به علت رشد دانه‌ها در آلیاژ، حرکت نابجایی‌ها آسان‌تر بوده و در نتیجه تغییر فرم در تنش کمتر اتفاق افتاده است. انطباق نتایج شکل ۳۲ با نمودار شکل ۳۰ نشان داد که در نمونه‌های ساخته شده به روش پرس-زینتر، بالاتر بودن تنش تسلیم نمودار نمونه‌ی دارای تقویت‌کننده را می‌توان مربوط به اثر ذرات تقویت‌کننده در قفل کردن نابجایی‌ها دانست. با مقایسه دو روش ساخت در میزان درصد فاز تقویت‌کننده مشابه، مساحت زیر نمودار چقرمگی نمونه ساخته‌شده به روش پرس-زینتر بالاتر از مساحت زیر نمودار چقرمگی نمونه ساخته شده به روش اکستروژن بود که علت این امر را می‌توان با در نظر گرفتن میزان تخلخل موجود در آن‌ها و بررسی حالات مشابه ذکر شده توجیه کرد [۳۰].



شکل ۳۲: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۱.

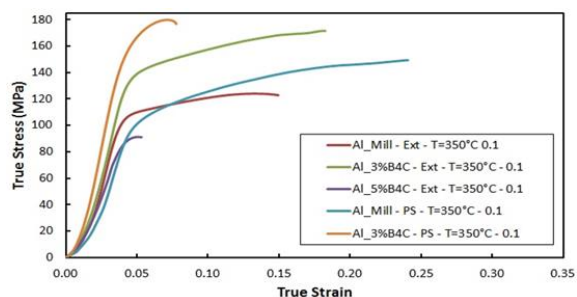
شکل ۳۳ در دما و نرخ کرنش ثابت رسم شده است. همان‌طور که مشاهده شد در نمونه‌های ساخته شده به روش اکستروژن با اضافه کردن و افزایش درصد تقویت‌کننده مساحت زیر نمودار چقرمگی افزایش‌یافته است. با مقایسه دو شکل ۳۱ و ۳۳ می‌توان دریافت که سطوح نمودار با نسبت کمتری در شکل ۲۸ افزایش‌یافته‌اند. علت این امر را می‌توان با توجه به بالاتر بودن دما متوجه شد. هرچه دما بالاتر باشد، سطوح نمودار به سطوح پایین‌تری انتقال یافته است [۳۰].

نمودارها در حالتی که روش ساخت به صورت پرس-زینتر بوده است در مکان‌های بالاتری قرار گرفته‌اند که احتمال می‌رود، اثر سخت شدن ناشی از افزایش دانسیته علت اصلی آن بوده باشد [۲۹].



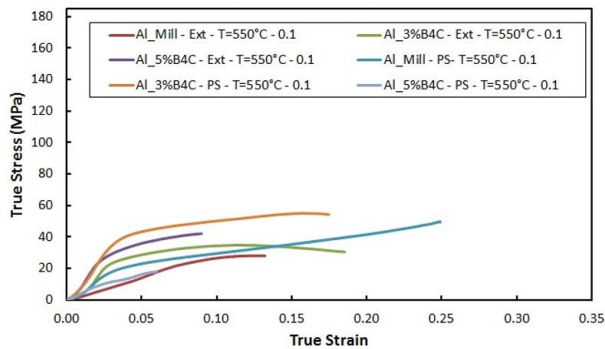
شکل ۳۰: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۰۱.

در شکل ۳۱ نمودار تنش-کرنش در شرایط دمای یکسان و نرخ کرنش مشابه رسم شده است. در نمونه‌های ساخته شده به روش اکستروژن با اضافه کردن و افزایش درصد تقویت‌کننده، مساحت زیر نمودار تنش-کرنش افزایش‌یافته است. همان‌طور که گفته شد، فرآیند تبلور مجدد علاوه بر اثر پذیری از دما، تابع زمان نیز بود. تصور بر این است که زمان لازم برای اثرگذاری مطلوب فرآیند تبلور مجدد در اختیار نمونه‌ها قرار نگرفته است لذا با افزایش درصد فاز تقویت‌کننده سطوح نمودار افزایش‌یافته است، زیرا ذرات فاز تقویت‌کننده باعث قفل شدن نابجایی‌ها شده است. در مقایسه دو حالت ساخت در درصد تقویت‌کننده‌ی یکسان، مساحت زیر نمودار چقرمگی نمونه ساخته شده در حالت پرس-زینتر در مکان بالاتری نسبت به نمونه‌ی ساخته شده به روش اکستروژن است. علت این امر را می‌توان وجود درصد تخلخل بالاتر این نمونه‌ها نسبت به نمونه‌های ساخته شده توسط اکستروژن دانست. به عبارتی سخت شدن ناشی از افزایش دانسیته مکانیزم غالب بوده است [۳۰].



شکل ۳۱: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ کرنش ۰/۱.

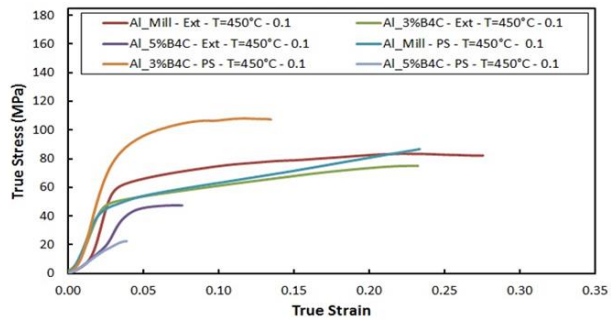
افزایش یافته است. که در این حالت نیز مانند حالت قبل وجود ذرات تقویت کننده باعث بالا رفتن سطوح نمودارهای تنش سیلان شده است. با مقایسه دو روش ساخت در میزان درصد تقویت کننده ی یکسان، مساحت زیر نمودار چقرمگی های تولید شده به روش پرس-زینتر بالاتر از سطح نمونه های تولیدی به روش اکستروژن است که علت آن غالب بودن مکانیزم سخت شدن به واسطه ی افزایش دانسیته بود [۲۹].



شکل ۳۵: نمودار تنش- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۵۵۰ درجه سانتی گراد و نرخ کرنش ۰/۱.

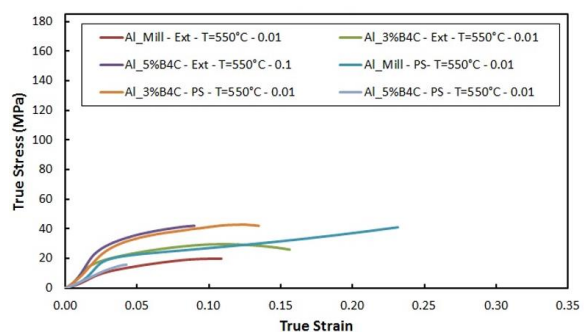
۳-۳-۴- تأثیر درصد تقویت کننده بر منحنی های سیلان

با مقایسه ی نمودارهای تنش-کرنش (شکل ۳۶ تا ۴۱) تأثیر ذرات تقویت کننده را می توان بدین گونه شرح داد که هرچه ذرات تقویت کننده ریزتر و نحوه ی پخش شدن آن ها یکنواخت تر باشد، این ذرات به صورت موثرتری به عنوان مانع هایی در برابر حرکت نابجایی ها عمل کرده و مساحت زیر نمودار چقرمگی بالاتر رفته است. البته خود ذرات تقویت کننده می توانند به عنوان منابع تولید نابجایی ها عمل کرده و در نتیجه هرچه تعداد ذرات بیشتر باشد مساحت زیر نمودار چقرمگی بالاتر خواهد رفت. از طرفی این ذرات تقویت کننده می توانند فرآیند تبلور مجدد را در حالتی غیرمستقیم تسریع بخشند که نتیجه ای جز پایین آمدن سطح منحنی ها نخواهد داشت و از آنجا که تبلور مجدد فرآیند متالورژیکی ای وابسته به دما و زمان است، با پایین آمدن نرخ کرنش و به تبع، زمان بیشتر جهت رسیدن به میزان کرنش مشخص، افت تنش تسلیم در نمودار اتفاق افتاده است. وقتی نرخ کرنش زیاد باشد در نتیجه ی آن زمان رسیدن به کرنش مشخص کمتر بوده و مساحت زیر نمودار چقرمگی بالاتر است. در دماهای بالاتر، تبلور مجدد سریع تر انجام شده و در نتیجه تغییر شکل پلاستیک در میزان تنش پایین تری اتفاق افتاده و مساحت زیر نمودار چقرمگیها پایین تر است. شایان ذکر است که در مورد نمونه های ساخته شده به روش پرس-زینتر عامل سخت شدن ناشی از افزایش دانسیته نیز در محل قرارگیری منحنی ها مؤثر است و عامل غالب محسوب می شود. در نتیجه هرچه



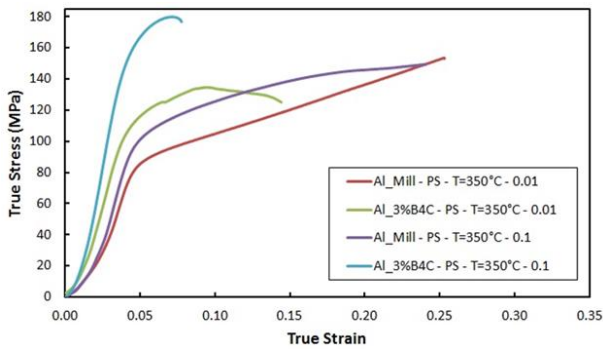
شکل ۳۳: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۴۵۰ درجه سانتی گراد و نرخ کرنش ۰/۱.

در شکل ۳۴، نمودار نمونه های مختلف در دو پارامتر ثابت دما و نرخ کرنش رسم شده است. در نمونه های ساخته شده به روش اکستروژن با اضافه کردن و افزایش درصد تقویت کننده مساحت زیر نمودار چقرمگی افزایش یافته است. در تغییر شکل در دمای بالا تبدیل مرزهای زاویه کوچک به مرزهای زاویه بزرگ صورت گرفته است (تبلور مجدد دینامیکی پیوسته) که رشد دانه ها در آلیاژ، باعث حرکت راحت تر نابجایی ها در نمونه شده و در نتیجه تنش کمتری برای تغییر فرم نیاز خواهد بود. بالا بودن دما تا این حد، می تواند فرآیند تبلور مجدد را بدون در نظر گرفتن زمان سریع تر نماید. تصور بر این است که تنها ذرات تقویت کننده مانع حرکت نابجایی ها بوده اند و سطوح نمودار تنش سیلان را بالاتر نشان داده است. این مطلب در مورد نمونه های ساخته شده به روش پرس-زینتر هم صادق است. با مقایسه دو روش ساخت در میزان درصد تقویت کننده ی یکسان، مساحت زیر نمودار چقرمگی های تولید شده به روش پرس-زینتر بالاتر از سطح نمونه های تولیدی به روش اکستروژن است که این امر به میزان تخلخل در نمونه ها و افزایش استحکام ناشی از افزایش دانسیته مرتبط است [۳۰].



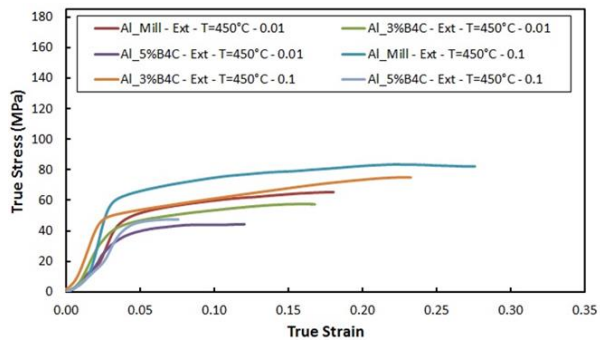
شکل ۳۴: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۵۵۰ درجه سانتی گراد و نرخ کرنش ۰/۱.

شکل ۳۵ در دما و نرخ کرنش ثابت رسم شده است. در این نمودار نیز، برای نمونه های ساخته شده به روش های اکستروژن و پرس-زینتر، با افزایش درصد فاز تقویت کننده، سطوح نمودارهای سیلان



شکل ۳۷: نمودار تنش- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۳۵۰ درجه سانتی گراد ساخته شده به روش پرس-زینتر.

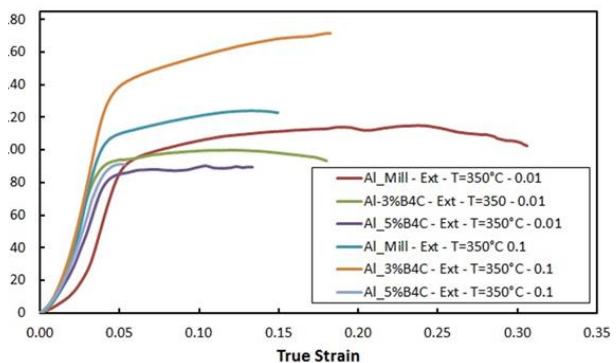
در شکل ۳۸ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت کننده همراه با درصدهای مختلف تقویت کننده در دمای یکسان و نرخ کرنش های متفاوت (که همگی توسط روش اکستروژن تولید شده اند) ارائه شده است. همان طور که مشاهده شد در این منحنی ها، در نرخ-کرنش یکسان، کاهش سطوح نمودار با افزایش درصد فاز تقویت کننده اتفاق افتاده است. همان طور که گفته شد وجود ذرات تقویت کننده باعث ریزدانه شدن آلیاژ گردید که این امر با توجه به مطالب ذکر شده سرعت فرآیند تبلور مجدد را افزایش داد و نتیجه ی آن کاهش در سطح منحنی های تنش سیلان بود [۳۰].



شکل ۳۸: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۴۵۰ درجه سانتی گراد ساخته شده به روش اکستروژن.

در شکل ۳۹ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت کننده همراه با درصدهای مختلف تقویت کننده در دمای یکسان و نرخ کرنش های متفاوت که همگی توسط روش پرس-زینتر تولید شده اند نمایش داده شده است. همان طور که انتظار می رفت، به دلیل وجود تخلخل در نمونه های تولیدی به روش پرس-زینتر و افزایش کارسختی ناشی از افزایش دانسیته به واسطه فشار گرم، فرآیند غالب در این نمونه ها فرآیند کارسختی است. در مورد نمونه های با درصد فاز تقویت کننده پنج درصد وجود تخلخل و تردی ناشی از افزایش فاز تقویت کننده

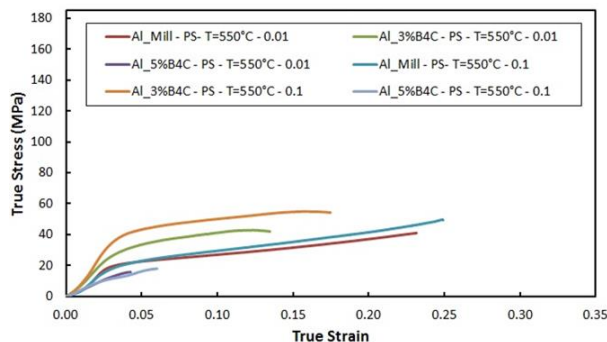
درصد تقویت کننده بالاتر و تخلخل بیشتر باشد، ترک در نمونه ها قبل از رسیدن به تنش بیک مشاهده شده و شکست نمونه ها اتفاق می افتد. در شکل ۳۶ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت کننده همراه با درصدهای مختلف تقویت کننده در دمای یکسان و نرخ کرنش های متفاوت که همگی توسط روش اکستروژن تولید شده اند مقایسه شده است. همان طور که مشاهده شد در نرخ کرنش ۰/۰۱، با افزایش درصد تقویت کننده، سطوح نمودار به حالت پایین تری منتقل شده اند. وجود ذرات تقویت کننده باعث ریزدانه شدن آلیاژ گردید. به دلیل اندازه کوچک دانه های اولیه در نمونه ها برای رشد دانه در دماهای بالا جهت کاهش انرژی سطحی اشتیاق بالایی وجود دارد. در واقع با افزایش فاز تقویت کننده و به تبع آن ریزدانه گی بیشتر در نمونه ها، فرآیند تبلور مجدد راحت تر صورت گرفته و با توجه به زمان کافی که در نرخ کرنش پایین به نمونه داده شده است، سطوح نمودارهای سیلان کاهش داشته است. در نرخ کرنش ۰/۱، نیز موارد گفته شده اتفاق افتاده است ولی با توجه به زمان کمی که نمونه در اختیار داشته است، فرآیند تبلور مجدد فرصت کافی برای انجام نداشته و افزایش فاز تقویت کننده و قفل شدن نابجایی ها باعث افزایش در سطح منحنی های تنش سیلان شده است [۲۹ و ۳۰].



شکل ۳۶: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۳۵۰ درجه سانتی گراد ساخته شده به روش اکستروژن.

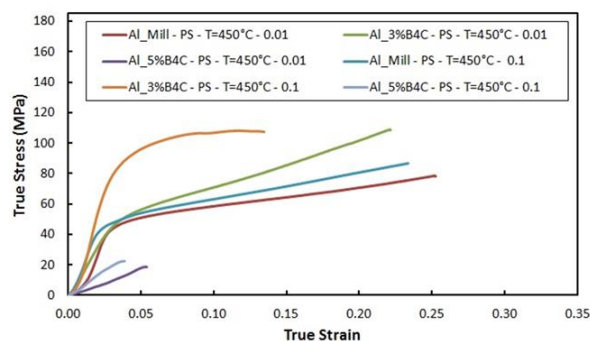
در شکل ۳۷ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت کننده همراه با نمونه های با درصدهای مختلف تقویت کننده در دمای یکسان و نرخ کرنش های متفاوت که همگی توسط روش پرس-زینتر تولید شده اند، مورد مقایسه قرار گرفته است. در این نمودارها در کرنش های متفاوت مکانیزم غالب، سخت شدن به واسطه ی افزایش دانسیته می باشد و با افزایش درصد ذرات تقویت کننده، سطوح نمودار افزایش داشته اند [۲۹].

درصد فاز تقویت کننده، افزایش را در مساحت زیر نمودار چقرمگی های تنش سیلان شاهد هستیم. با توجه به نمودار، فرآیندهای کارسختی بر کارنرمی غلبه کرده اند که پیش بینی می شود علت این امر نیز سخت شدن ناشی از افزایش دانسیته بوده باشد [۲۹].



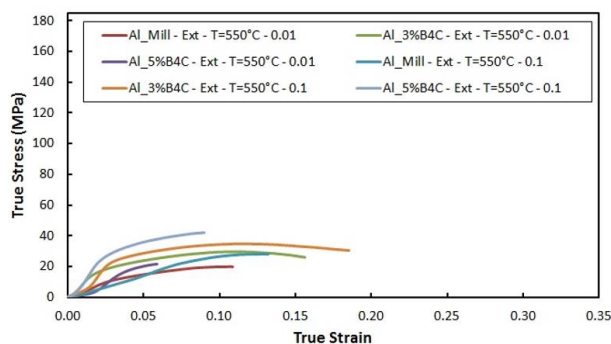
شکل ۳۹: نمودار تنش- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۴۵۰ درجه سانتی گراد ساخته شده به روش پرس-زینتر.

منجر به بروز ترک و اشاعه آن و جلوگیری از سیلان ماده شده است [۳۰].



شکل ۴۰: نمودار تنش- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۴۵۰ درجه سانتی گراد ساخته شده به روش پرس-زینتر.

در شکل ۴۰ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت کننده همراه با درصدهای مختلف تقویت کننده در دمای یکسان و نرخ کرنش های متفاوت (که همگی توسط روش اکستروژن تولید شده اند) ارائه شده است. همان طور که بیان شد در این دما، تبلور مجدد به راحتی اتفاق می افتد و عامل کنترل کننده برای افزایش یا کاهش در مساحت زیر نمودار چقرمگیها، درصد فاز تقویت کننده است و با افزایش این درصد، افزایش در سطح منحنی های سیلان رخ داده است. نکته قابل توجه در نمودار پایین تر بودن سطح منحنی نمودار ۵ درصد B₄C نسبت به نمودار ۳ درصد B₄C است که احتمال می رود، ناشی از اثر همزمان دما و زمان و در نتیجه میزان بیشتر تبلور مجدد بوده باشد [۳۰].



شکل ۴۱: نمودار تنش- کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۵۵۰ درجه سانتی گراد ساخته شده به روش اکستروژن.

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش نانوکامپوزیت زمینه آلیاژ Al5083 تقویت شده با ذرات نانومتری B₄C توسط روش آلیاژسازی مکانیکی تولید شد. دو روش تولید زینتر پودر نانوکامپوزیت به همراه پرس گرم و اکستروژن داغ پودر جهت تولید ماده چگال مورد استفاده قرار گرفت. در هر دو موارد رفتار فشرده پذیری پودرهای نانوکامپوزیت مطالعه شد. ریزساختار ماده چگال نهایی در دمای محیط بررسی شد و رفتار تغییر شکل گرم نمونه ها و مکانیزم های تغییر فرم در دمای بالا در نانوکامپوزیت Al5083-B₄C با آلیاژ نانو ساختار Al5083 مقایسه گردید. نمونه های تغییر فرم داده نیز در انتها مورد بررسی ریزساختاری قرار گرفتند. اهم نتایج به دست آمده عبارتند از:

- مکانیزم های جوش سرد و شکست ذرات پودر در حین آسیا مکانیکی در حضور تقویت کننده B₄C تسریع شده و زمان مورد نیاز برای آسیا پودر در حضور ذرات تقویت کننده کاهش یافت. می توان نتیجه گرفت که با افزایش سینتیک ریز شدن اندازه دانه ها، میزان کرنش ایجاد شده در شبکه نیز افزایش یافته است.
- کامپوزیت های Al-B₄C تولید شده از طریق آلیاژسازی مکانیکی و پرس-زینتر به طور معناداری خواص ترمومکانیکی بهتری نسبت به آلومینیوم خالص دارند. این بهبود خواص به دلیل توزیع یکنواخت و همگن نانوذرات B₄C در ماتریس آلومینیوم

شکل ۴۱ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت کننده و همراه با درصدهای مختلف تقویت کننده در دمای یکسان و نرخ کرنش های متفاوت که همگی توسط روش پرس-زینتر تولید شده اند را نشان می دهد. در این منحنی ها نیز در نرخ کرنش یکسان، با افزایش

- Materials Processing Technology, Vol. 175, pp. 364-375, DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2006.01.019, 2006.
- [4] Chen, L., et al., "Hot Pressing Effects on the Microstructure and Cohesion of Al5083/B4C Nanocomposites," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 740, pp. 1-11, DOI: 10.1016/j.msea.2018.06.052, 2018.
- [5] Kumar, R., et al., "Improvement of Thermomechanical Properties of Al5083/SiC Nanocomposites via Isostatic Pressing," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 855, pp. 157-165, DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.162817, 2021.
- [6] Wang, X., et al., "Effect of Extrusion Ratio on the Mechanical Properties of Al2024/SiC Composites," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 791, pp. 139-146, DOI: 10.1016/j.msea.2020.139130, 2020.
- [7] Suryanarayana, C., Al-Aqeeli, N., "Mechanically alloyed nanocomposites," *Progress in Materials Science*, Vol. 58, pp. 383-502, DOI: 10.1016/j.pmatsci.2012.10.001, 2023.
- [8] Suresh, S., Vasudevan, M., "Effect of B4C Reinforcement on the Mechanical Properties of Al Composites," *Materials Today: Proceedings*, Vol. 43, pp. 2345-2352, DOI: 10.1016/j.matpr.2020.12.345, 2022.
- [9] Kumar, S., Balaji, A., "Characterization of Al/B4C Composites Synthesized by Mechanical Alloying," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 878, pp. 160512, DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.160512, 2023.
- [10] Sahoo, S.K., Mishra, S.C., "Investigation of Al-B4C Composites for High Temperature Applications," *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 9, pp. 6734-6741, DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.04.030, 2024.
- [11] Zhu, Y., Hu, C., "Thermomechanical and Microstructural Properties of Al-B4C Composites," *Composites Part B: Engineering*, Vol. 187, pp. 107878, DOI: 10.1016/j.compositesb.2020.107878, 2024.
- [12] Zhao, H., Chen, X., "Microstructural and Wear Properties of Al-B4C Composites,"
- است.
- تنش سیلان بالاتری برای نانوکامپوزیت‌های Al5083-B4C نسبت به آلیاژهای نانوساختار Al5083 در دماهای بالای تغییر شکل به دست آمد که بیانگر اثر مؤثر ذرات نانومتری B4C در قفل کردن نابجایی‌ها و افزایش تنش سیلان در حین تغییر شکل داغ است.
 - نمونه‌های تولیدشده به روش اکستروژن به‌طور مداوم تنش جریان کمتری نسبت به نمونه‌های تولیدشده به روش پرس-زینتر نشان داد. این امر به دلیل چگالی بالاتر و همگنی بیشتر نمونه‌های اکستروژن و تخلخل کمتر آن‌ها است.
 - افزایش کسری حجم تقویت‌کننده B4C باعث کاهش سطوح تنش جریان در هر دو نوع نمونه‌های B4C 3% Al و 5% Al B4C شد. این کاهش ناشی از شرایط مناسب برای آغاز ترک به دلیل عدم پیوستگی در محل تماس بین ذرات تقویت‌کننده B4C و ماتریس نرم Al است.
 - با استناد به آنالیز میکروسکوپ الکترونی روبشی و هم‌چنین میکروسکوپ نوری می‌توان دریافت ذرات تقویت‌کننده دارای پخش شونده‌گی بهتری در روش ساخت با اکستروژن نسبت به حالت پرس-زینتر هستند.
 - وجود ذرات تقویت‌کننده تأثیر مثبتی بر مکانیزم‌های بازکریستالی سازی دارد و موجب ریزساختار دانه‌ای بهتر شد. این امر به بهبود مهاجرت مرز دانه‌ها و تسهیل حرکت شکستگی‌ها در دماهای بالا منجر شد.
 - با قرار گرفتن آلیاژ Al5083 در دمای بالا در حین اکستروژن و سپس سرد شدن در دمای محیط فاز غیرقابل عملیات حرارت پذیر Al₆(Fe,Mn) ایجاد شد.
- ۵- منابع**
- [1] Maratian, M., Jalali, M., "Metal Matrix Composites," *University Jihad, Isfahan University of Technology*, 2008.
- [2] Chawla, K.K., "Fibrous Materials," *Cambridge University Press, Cambridge*, 1998.
- [3] Rosso, M., "Ceramic and Metal Matrix Composite: Routes and Properties," *Journal of*

- [22] D. et al., "Effect of temperature on the flow stress of aluminum alloys," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 387, pp. 1-10, DOI: 10.1016/j.msea.2004.09.016, 2004.
- [23] R. S. et al., "Analysis of the flow behavior of aluminum during hot deformation," *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 195, pp. 101-106, DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.03.067, 2007.
- [24] A.R. et al., "Influence of temperature on flow stress of Al alloys," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 488, pp. 412-417, DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.06.047, 2009.
- [25] M. T. et al., "Hot working of aluminum alloys: Influence of processing parameters," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 537, pp. 172-177, DOI: 10.1016/j.msea.2012.02.028, 2012.
- [26] S. C. et al., "Deformation characteristics of aluminum alloys during hot pressing," *Journal of the Mechanical Behavior of Materials*, Vol. 22, pp. 183-190, DOI: 10.1016/j.jmbbm.2013.02.007, 2013.
- [27] Chen, Y. et al., "Effects of Processing Parameters on the Mechanical Properties of Aluminum Composites," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 509, No. 28, pp. 7947-7953, DOI: 10.1016/j.jallcom.2011.04.017, 2011.
- [28] Kumar, A. et al., "The Influence of B₄C on Mechanical Properties of Aluminum Composites During Extrusion," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 500, No. 1-2, pp. 43-48, DOI: 10.1016/j.msea.2009.10.024, 2010.
- [29] Donato, J.B., "The Role of Density and Pore Structure in Mechanical Properties of Metal Matrix Composites," *Journal of Composite Materials*, Vol. 42, No. 3, pp. 267-284, DOI: 10.1177/0021998307081554, 2008.
- [30] Heimann, R.B. et al., "Effects of Reinforcement on the Mechanical Properties of Aluminum Matrix Composites," *Composite Structures*, Vol. 92, No. 4, pp. 979-988, DOI: 10.1016/j.compstruct.2009.07.005, 2010.
- [13] Sahoo, S.K., Mishra, S.C., "Investigation of Al-B₄C Composites for High Temperature Applications," *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 9, pp. 6734-6741, DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.04.030, 2020.
- [14] Hajjari, M., Divandari, A., Mirhabibi, R., "The Study of Electroless Coating of Nickel on Carbon Fibers," *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. 1, pp. 43-48, 2004.
- [15] Kainer, K.A., "Basics of Metal Matrix Composites," John Wiley & Sons, 2006.
- [16] Mazahery, A., Shabani, M.O., "Characterization of cast A356 alloy reinforced with nano SiC composites," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 22, No. 4, pp. 2072-2079, DOI: 10.1016/S1003-6326(11)61358-7, 2012.
- [17] De Cicco, M.T., Delfino, S., Vergani, L., "Fatigue behavior of hybrid MMCs reinforced with ceramic particulates and metal fibers," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 480, pp. 161-171, DOI: 10.1016/j.msea.2007.07.029, 2008.
- [18] Huang, Y., Ma, T., Wu, X., "Microstructural Changes in Aluminum Composites During Hot Extrusion," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 503, pp. 77-83, DOI: 10.1016/j.msea.2008.11.020, 2009.
- [19] Schaffer, G.B., Parker, B.H., "The Influence of Milling Conditions on the Properties of B₄C Reinforced Aluminum Composites," *Powder Metallurgy*, Vol. 53, No. 3, pp. 271-277, DOI: 10.1179/003258910X12654211502955, 2010.
- [20] Prakash, L., Mukherjee, R., "Hot Extrusion Effects on Microstructure of Aluminum Alloys with B₄C Particles," *Journal of Composite Materials*, Vol. 43, pp. 2523-2535, DOI: 10.1177/0021998307080772, 2009.
- [21] Mazahery, A., Abdizadeh, H., "Formation of Al₆(Mn,Fe) Phases in Al5083-B₄C Composites Produced by Extrusion," *Materials Characterization*, Vol. 62, pp. 503-507, DOI: 10.1016/j.matchar.2011.04.008, 2011.