نشریه علم و فناوری در مهندسی مکانیک

سال ۱۴۰۳ / دوره بهار و تابستان / شماره ۱ / صفحه ۱۵۳ - ۱۶۹





IE.2024.471431.1070

تهیه کامپوزیت Al-B4C به روش آلیاژسازی مکانیکی و بررسی خواص ترمومکانیکی آن

على عليزاده الله، مسعود لطفيان ۲، محسن حيدري بني۳، جعفر اسكندري جم

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

چکیدہ

كلمات كليدى

آلومینیوم، آلیاژسازی مکانیکی، آزمون فشار گرم، اکستروژن. در این پژوهش از تقویت کننده B4C جهت استحکام بخشی به آلیاژ آلومینیوم ۵۰۸۳ استفاده شد و نانو کامپوزیت 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 ۲۰۰۱ 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 دمایی ۲۵۰ درجه سلسیوس با نسبت اکستروژن ۱۰۹ اکسترود شدهاند. در ادامه رفتار تغییر شکل Al5083 در محدودهی ساختاری در هر یک از حالات تولیدی برای تنش سیلان به صورت سینوس هایپربولیک به دست آمده است. ساختاری در هر یک از حالات تولیدی برای تنش سیلان به صورت سینوس هایپربولیک به دست آمده است. میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکتروزی و برس-زینتر قبل از آزمون فشار گرم نیز توسط میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به طیفسنج EDS مورد بررسی قرارگرفته است. نتایچ آزمونهای ترمومکانیکی و مطالعات ریزساختاری نشان میدهد، نمونههای تولیدی به ورش اکستروژن خواص مکانیکی مطلوبتری نسبت به نمونههای پرس-زینتر را دارند.

۱– مقدمه

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 برخوردهای پرانرژی بین اجزا آسیا (گلوله و محفظه) قرار میگیرد. در حین انجام این فرآیند، تغییر شکل پلاستیک شدیدی در ذرات پودر

گیرند. باگذشت زمان، باندهای برشی ایجاد می شوند و شروع به رشد می کنند و در نهایت موجب شکسته شدن ذرات می گردند. 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 می رسد که سرعت جوش خوردن ذرات با سرعت شکستن آنها برابر باشد که نتیجهی آن، اندازه متوسط ذرات در یک حد ثابت است [۲و۳]. کامپوزیتهای آلومینیوم-کاربید بور (AI-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، گزینه ای مناسب برای تولید زره و تجهیزات با کارایی بالا هستند. نوآوریهای جدید در روشهای تولید مانند آلیاژسازی

^{*} نویسنده مسئول: <u>a_alizadeh@mut.ac.ir</u>

نشریه علم و فناوری در مهندسی مکانیک

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 Al5083/B4C [۴]. بهبود خواص ترمومكانيكي نانوكامپوزيتهاي A15083/SiC با پرس ایزو استاتیک [۵]. تأثیر نسبت اکستروژن بر خواص مكانيكي كامپوزيتهاي Al2024/SiC [۶]. بررسي 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 SiC وSiC [۹]، مطالعه ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیتهای Al6063 تقویتشده با ذرات کاربید بور [۱۰]، بررسی تأثیر محتوای مختلف B4C بر رفتار مکانیکی و تریبولوژیکی کامپوزیتهای آلومینیومی [۱۱]، بررسی تأثیر افزایش درصد B₄C بر خواص حرارتی و مکانیکی کامپوزیتهای Al-B4C [۱۲]، بررسی تأثیر فرایندهای ترمومکانیکی بر ساختار کامپوزیتهای آلومینیومی تقویت شده با B4C [۱۳]. تفاوت پژوهش حاضر با سایر پژوهش های انجامشده تاکنون، در نوع آلیاژ آلومینیوم (A15083) و ترکیب آن با روش آلیاژسازی مکانیکی تحت تأثیر دماهای به خصوصی است. با توجه

به نیروی محرکه بالا برای رشد دانهها در دماهای بالای تغییر شکل، بررسی رفتار تغییر شکل گرم در مواد نانوکامپوزیت و نانوساختار برای شکل دهی ثانویه دارای اهمیت ویژهای است. علاوه بر آن مکانیزمهای بازیابی 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 می سد. لذا، در این پژوهش شرایط ساخت آلیاژ به همراه تقویت کننده B₄C 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 تقویت کننده استفاده شده است که به روش افشانش گازی در متالورژی پودر مشهد ساخته شده است. پودر مذکور دارای متوسط اندازه ذرات زیر ۱۰۰ (µm85) میکرون بوده است. چگالی ظاهری این پودر به روش هال (استاندارد ASTM B417) اندازه گیری شد، که تقریباً A15083 است. ترکیب شیمیایی پودر A15083 استفاده شده در این پژوهش که به روش طیفسنجی جذب اتمی تعیین شده است در جدول ۱ آمده است.

عناصر	Al	Mg	Si	Mn	Fe	Ti	Cu	Zn	Cr
Wt- %	Rem.	4-/9 4	- •/V •/۴	- •/۴ •/1	•/۴	•/1۵	•/1•	•/۲۵	-•/۲۵ •/•۵

جدول ۱: ترکیب شیمیایی پودر Al5083.

از پودر B4C با متوسط اندازه ذرات ۲۰ میکرون و با چگالی ۲/۵۶gr/cm3 به میزان ۳ و ۵ درصد وزنی بهعنوان فاز تقویتکننده استفاده شد. در جدول ۲ درصد وزنی ترکیب شیمیایی پودرB4C ارائه شده است.

جدول ۲: درصد وزنی ترکیب شیمیایی پودر B4C.

کل بور و کربن	مجموع كربن	مجموع بور
٩٩٪.	·/.Υ ١/Δ	'/. YY/Δ

۲-۲- روش تحقيق

اسید استئاریک (CH₃(CH₂)₁₆COOH) بهعنوان عامل کنترل کننده ی فرآیند آلیاژسازی مورد استفاده قرار گرفت. میزان ۲ درصد وزنی از اسید استئاریک به پودرهای اولیه افزوده شد. انجام فرآیند آلیاژسازی مکانیکی و تولید پودرهای کامپوزیتی -A15083 B₄C در آسیای گلولهای از نوع سایشی مجهز به سیستم خنک کننده ی آبگرد صورت گرفت. محفظه ی آسیا از جنس فولاد زنگ نزن و با حجم سه لیتر بود. از گلولههایی از جنس فولاد زنگ نزن و با

۱۵۵ تهیه کامپوزیت Al-B₄C به روش آلیاژسازی مکانیکی ...

قطر ۴/۸mm استفاده شد. نسبت وزنی گلوله به پودر ۱:۲۰ و سرعت دوران 460rpm بود. محفظه ی آسیا تحت اتمسفر آرگون قرار داشت و آلیاژسازی به مدت ۲۴ ساعت ادامه یافت. جهت اندازه گیری دانسیته ظاهری پودر در حین فرآیند آسیای مکانیکی، عملیات آسیا در بازهی زمانی سه ساعته قطع شده و مقداری از پودر جهت اندازه گیری 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 A15083 و A15083-3wt%B4C نمونهبرداری شد. تغییر مورفولوژی پودرها در ابتدا و انتهای فرآیند آلیاژسازی مکانیکی بهوسیلهی ميكروسكوپ الكتروني روبشي (SEM) مدل S360 Cambridge مورد بررسی قرار گرفت. چگالی ظاهری پودرها به روش هال (استاندارد ASTM-B417) اندازه گیری 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 گرم کار با قطر محفظه ی سه سانتی متر به منظور آمادهسازی نمونههای اکستروژن مورد استفاده قرار گرفت. در هر دو قالب عمليات فشردن تحت تنش ٧٠٠ مكًا پاسكال انجام شد. زمان توقف در تنش فشاری مذکور دو دقیقه در نظر گرفته شد. پس از خروج نمونهها از قالب چگالی به روش حجمی اندازه گیری 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 تئوری 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

على عليزاده و همكاران

میباشد، ماتریس بالایی استوانهای شکل و ماتریس پایینی دارای شیب خروجی میباشد که توسط پیچ به هم متصل می شود و توسط یک سنبه استوانه ای شکل عمل فشردن صورت می گیرد (شکل ۳-۷). دمای موردنیاز برای اکستروژن از طریق سیم پیچی که دور قالب اکستروژن قرار دارد، فراهم می شود 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 گرفتهشده 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. عمليات اكستروژن توسط پرسي با ظرفیت ۱۰۰ تن و مجهز به سیستم اندازه گیری 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 گلویی شدن و در-نتیجه عدم محدودیت در اعمال کرنش، از آزمون فشار گرم استفاده شده است. به منظور انجام آزمون فشار گرم از دستگاه Zwick/Roll استفاده شد. این دستگاه مجهز به کوره با دقت $^{\circ}$ \pm 5 است. جنس فکهای فشاری از جنس سوپر آلیاژ پایه نیکل بود. نمونههای این آزمون استوانههایی با قطر mm 10 و ارتفاع mm 15 بودهاند. این آزمون در سه دمای ۳۵۰، ۴۵۰ و ۵۵۰ درجهی سانتی گراد 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 محاسبه ی تنش و کرنش در حین تغییر شکل گرم توسط دستگاه ثبت گردیده است. همچنین، ثابت بودن سرعت فک و كاهش ارتفاع نمونه در حين اعمال كرنش، باعث افزايش نرخ كرنش گردیده که به منظور تعیین نرخ کرنش متوسط، زمان نیز در حین اعمال كرنش ثبت شده است. به منظور بررسى تغييرات ريزساختارى، 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 تغییرشکل گرم، با استفاده از سنبادههای ۱۰۰–۲۰۰۰ سنبادهزنی شدند. در ادامه عملیات پولیش با خمیر الماسه ۶، ۳ و ۱ میکرون انجام گرفت. جهت حكاكي از محلول كلر (1/5 HCl، 2/5 HNO ، 1/5 HCl و

108

نشریه علم و فناوری در مهندسی مکانیک

95 H2O) استفاده شد. تصاوير مربوط به ميكروسكوپ الكتروني روبشي توسط میکروسکوپهای Cambridge S360 مدل ۱۹۹۰ و VEGA3 TESCAN گرفته شدند.

۳- نتايج

یکی از اهداف این مطالعه تولید پودر نانوساختار A15083 با استفاده از روش آلیاژسازی مکانیکی و سپس مخلوط پودر تقویت کننده B4C در زمینه Al5083 بهصورت همگن (داخل آسیا) و سرانجام تولید پودر نانوكامپوزيت Al5083-B4C است.

۳-۱- بررسی پودرهای فر آوری شده

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



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

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 تقويت كننده همانند پودر آلياژ آلومينيوم بدون حضور تقويت كننده 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 انعطاف پذیر توسط برخورد گلولهها پهن شده است. این در حالی است که ذرات تقویت کننده ی سخت، خرد یا تکهتکه شدهاند، این ذرات خردشده تمایل دارند تا توسط اجزا انعطاف پذیر

احاطه شوند. نتيجهى وجود اين ذرات سخت بين ذرات پودر فلزى نرم باعث افزایش تغییر شکل موضعی در هنگام جوش سرد شد. درنتیجه مکانیزمهای جوش سرد و شکست در حضور ذرات تقویت کننده 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.



شكل ۴: مورفولوژى پودر Al5083-3%B4C بعد ۲۴ ساعت آلياژسازى مکانیکی در دو بزرگنمایی (الف) X2000 و (ب) X1000.

۱۵۷ تهیه کامپوزیت Al-B4C به روش آلیاژسازی مکانیکی ...



شکل ۵: مورفولوژی پودر B4C%5-Al5083 بعد ۲۴ ساعت آلیاژسازی مکانیکی در دو بزرگنمایی (الف) 2000%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 اندازه گیری 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 نمى كند مىتوان نتيجه گرفت كه مجموعه تغييرات فيزيكى 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. همان طور که در تصاویر میکروسکوپ الکترونی نشان داده شده است، شکل ذرات اولیه ناهمگن بوده و پس از آسیا کاری به مدت ۲۴ ساعت، ذرات به صورت همگن خردشده و شکلی تقریباً کروی پیداکردهاند که دارای نسبت سطح به حجم بالاترى است. با مقايسه پودر حاوى تقويت كننده و پودر فاقد تقويت كننده ريزتر بودن ذرات پودر حاوى تقويت كننده مشخص است که نشان داد اضافه شدن ذرات سخت تقویت کننده در ریزتر شدن اندازه ذرات نهایی تأثیر مستقیم دارد. درواقع حضور ذرات سرامیکی در بین ذرات پودر آلیاژ زمینه در حین فرایند آسیا کاری میتواند باعث تغییر شکل در ذرات مجاور تقویت کننده شود. در واقع با افزایش تغییر شکل موضعی، ذرات زمینه کار سختتر شده و درنتیجه 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. درواقع این بدین معنی است که ذرات سخت تقویت کننده 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 می توان دریافت که با

Archive of SID.ir

على عليزاده و همكاران

افزودن ذرات تقویت کننده پودرهایی با مورفولوژی هم محورتر و با توزیع یکنواخت ر به دست آمده است. همچنین با اضافه شدن میزان تقویت کننده از ۳٪ به ۵٪ نیز پودر زمینه آلومینیوم نیز ریزتر شده است. درواقع می توان نتیجه گرفت که مکانیزمهای موجود در کامپوزیت های با مقدار بیشتر فاز تقویت کننده با سرعت بیشتری اتفاق افتاده است. همچنین سختی در زمینه به علت افزایش فاز تقویت کننده و ریزتر شدن اندازه دانه اتفاق افتاده است [۱۴].

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

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



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



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

نشریه علم و فناوری در مهندسی مکانیک

همان طور که مشاهده گردید، کشیدگی دانههای زمینهی آلومینیومی و همچنین ذرات تقویت کنندهی B4C در راستای محور اکستروژن بهخوبی مشخص شد. علاوه بر این، با توجه به شکلهای ۶ تا ۹، مرزدانهها در ریزساختار نمونهها بهراحتی قابل مشاهده نبودند و نمونه دارای تقویت کننده، ریزدانهتر از نمونهی بدون تقویت کننده بود [۱۵]. در شکلهای ۱۰ تا ۱۳ نیز میزان تخلخل بالا در نمونههای تولیدی به روش پرس-زینتر به خوبی مشاهده شد. به علاوه، در این تصاویر نیز به وضوح مشاهده گردید که نمونهی دارای تقویت کنندهی B4C از نمونهی بدون تقویت کننده ریزدانه تر بود [۱۶].



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



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



سال ۱۴۰۳/ دوره بهار و تابستان/ شماره ۱

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

Archive of SID.ir

۱۵۸

۱۵۹ تهیه کامپوزیت Al-B4C به روش آلیاژسازی مکانیکی ...



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

Al- 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 تقویت کننده آمده است. این نمونهها پس از آسیا کاری تحت عملیات پرس-زینتر قرارگرفتهاند که شکل ۱۴ مربوط به سطوح عمود بر فشار و شکل ۱۵ در جهت فشار اعمالی است. همان طورکه 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.

على عليزاده و همكاران



شکل ۱۵: ریزساختار SEM نمونهی Al-Mill ساخته شده به روش پرس-زینتر ، موازی برجهت پرس-زینتر در دو بزرگنمایی 22000 و X1000.

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 بهمراتب 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

نشریه علم و فناوری در مهندسی مکانیک

سال ۱۴۰۳/ دوره بهار و تابستان/ شماره ۱

180

B₄C بهعنوان فاز تقویت کننده قابل مشاهده است. این نمونهها نیز پس از عملیات آسیا کاری تحت عملیات پرس-زینتر قرارگرفتهاند. 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 شـکلهای ۲۰ و ۲۱ تصاویر مربوط به نمونههای با ۳٪ وزنی تقویت کننده آمده است که نمونهها پس از فرایند آسیا کاری تحت عملیات اکستروژن داغ قرار گرفتهاند. در نمونههای نشان داده شده در شکل های 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 ازسطح نمونه AI-3%B4C تولیدشده به روش اکستروژن ارائه شده است. با توجه به آنالیز EDS گرفتهشده ازسطح نمونه، میتوان توزیع نسبتا یکنواخت ذرات تقویت کننده 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

درنتیجهی 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 (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.

(الف) (ت) (پ)

شکل ۲۳: اسکن نقطه ای 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 تولیدشدهاند، تفاوتهای بارزی در رفتار فازهای مختلف و تعامل زمینه و تقویت کننده مشاهده شد. در نمونه آلومینیوم ۵۰۸۳ خالص بدون تقویت کننده، دانهها پس از فرآیند آسیا کاری ریزتر و همگن تر شدهاند، که این کاهش اندازه دانهها به دلیل افزایش نرخ جوانهزنی حین زینترینگ است. در نمونهAl-3% B4C ، ذرات B4C بهطور نسبتاً یکنواختی در زمینه آلومینیومی توزیع شدهاند و مرزهای دانهها تحت تأثير ذرات كاربيد بورون قرار گرفتهاند كه موجب بهبود توزيع تنش و كاهش تمايل به رشد دانهها شده است. اين فازها بهعنوان نقاط تمرکز کرنش در طی فرآیندهای ترمومکانیکی عمل کردند. از طرفی، در نمونهB4C %Al-5 ، به دلیل درصد بالاترB4C، تجمع ذرات تقویت کننده بیشتر و تشکیل خوشههایی در ساختار مشاهده شد؛ این خوشهها میتوانند بهعنوان مناطق تمرکز تنش عمل کنند و درنتيجه باعث افزايش احتمال ايجاد ريزتركها در حين فشار اکستروژن شوند. همچنین، در مرزهای مشترک بین زمینه آلومینیومی و ذرات B4C در نمونههای حاوی تقویت کننده، جدایش جزئی و منافذی در سطح نانو به چشم میخورد که به علت عدم ترشوندگی كامل ذرات B4C توسط مذاب آلومينيوم حين زينترينگ ايجادشده

است. این پدیده در نمونه B4C %Al-5 بیشتر مشهود است و می تواند منجر به کاهش انسجام ساختاری و کاهش استحکام کششی نهایی شود. در مجموع، میزان و توزیع ذرات تقویت کننده B4C به طور مستقیم بر روی رفتار مکانیکی، انسجام دانه ها و مقاومت به سایش تأثير گذار است.

۳-۳- نتایج آزمون فشار گرم

على عليزاده و همكاران

بهمنظور بررسی تأثیر پارامترهای دما، نرخ کرنش، اثر تقویتکننده و روش ساخت بر منحنیهای تنش سیلان A15083، آزمون فشار گرم در دماهای ۳۵۰، ۴۵۰ و ۵۵۰ درجهی سانتی گراد و در نرخ کرنش ۰/۰۱ و ۰/۱ بر روی نمونهها انجامشده است. پارامترهای بررسی شده علاوه بر دما و نرخ کرنش شامل نمونه های بدون تقویت کننده، تقویت کننده 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 می توان 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 نشان دهنده تعادل در فرآیندهای کار سختی و کارنرمی است و در حالت سوم که در آن نمودار به صورت صعودی شروع به بالا رفتن کرده که بیانگر غالب بودن فرآیندهای کارسختی بر کارنرمی است. بهطورکلی یک نمونه در حین آزمون فشار گرم میتواند متاثر از فرآیندهای کارنرمی و کارسختی بهصورت همزمان باشد ولی در انتها شکل منحنی، وابسته به فرآیند غالبی است که در نمونه اتفاق میافتد [77].

۳–۳–۱– تأثیر دما بر منحنیهای سیلان

همان طور که در منحنی های تنش-کرنش مشاهده شد (شکل ۲۴ تا ۲۹) با ازدیاد دما، منحنیها به سطوح پایین تر منتقل شدهاند. لازم به ذكر است كه مقدار تنش بيشينه و كرنش متناظر با آن هم با افزايش دما، کاهش یافته است. یعنی در نرخ کرنش ثابت، درصد تقویت کننده یکسان و روش ساخت مشابه تحت تأثیر افزایش دما، کاهش تنش تسلیم سیلان مشاهده شده است [۲۴].

Archive of SID.ir

۱۶۱ تهیه کامیوزیت Al-B4C به روش آلیاژسازی مکانیکی ...



185

نشریه علم و فناوری در مهندسی مکانیک

۳-۳-۲ تأثیر نرخ کرنش بر منحنیهای سیلان

در مقایسهی سطوح منحنیهای مختلف دیده شد که با افزایش نرخ كرنش، منحنىها به سطوح بالاتر (افزايش تنش تسليم) منتقل شدهاند. همچنین مقدار تنش بیشینه و کرنش متناظر با آن نیز افزایشیافته است. به عبارتی در دما یکسان، درصد تقویت کننده مشابه و روش ساخت ثابت تحت تأثير افزايش نرخ كرنش، افزايش تنش سيلان ديده شدهاست. در شکل ۲۴ نمودارهای تنش-کرنش آلومینیوم آسیا شده را که به روش اکستروژن ساختهشدهاند، در دماها و نرخ کرنشهای متفاوت نشان داده شده است. همان طور که در نمودارهای موجود در شكل مشخص است، با افزايش دما از \degc350 به \degc 550 منحنی های سیلان به سطوح پایین تری منتقل شدهاند. علاوه بر این با افزایش نرخ کرنش منحنیهای سیلان در سطوح بالاتری قرار دارند. می توان گفت در دمای \degc550، نرخ کرنش تأثیر کمتری در تغییر مساحت زیر نمودار تنش -کرنش نسبت به دماهای پایینتر دارد [۲۵و۲۶].



شکل ۲۴: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم برای آلیاژ آلومينيوم ۵۰۸۳ آسيا شده ساخته شده به روش پرس-زينتر.

در شکل ۲۵ نمودارهای تنش-کرنش حقیقی آلومینیوم آسیا شده به روش پرس-زینتر ساخته شده اند 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 منحنی های سیلان مشاهده و علاوه بر این با افزایش دما تأثیر افزایش نرخ کرنش بر تغییر تنش تسلیم، کمتر شد [77].

شکل ۲۶ مربوط به نمونههای آلومینیوم همراه با سه درصد فاز تقویت کننده ی B4C، ساخته شده به روش اکستروژن است که در دماها و نرخ کرنشهای متفاوت مورد آزمون فشار گرم قرارگرفتهاند. در این نمودارها نیز می توان میزان کاهش سطح منحنی های سیلان را با افزایش دما بهخوبی مشاهده کرد. در مورد نرخ کرنش نیز می توان گفت

که با افزایش نرخ کرنش انتقال سطوح منحنی های سیلان به سمت بالا اتفاق افتاده است. همچنین افزایش نرخکرنش 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 تقویت کننده (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.

۱۶۳ تهیه کامپوزیت Al-B4C به روش آلیاژسازی مکانیکی ...

شکل ۲۸ مربوط به نمونههای آلومینیوم آسیا شده با پنج درصد وزنی فاز تقویت کنندهی، تولیدشده به روش اکستروژن در دماها و نرخ کرنشهای متفاوت است. همین طور 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 [۸۲].



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

با مقایسه ی شکل ۲۶ با ۲۸ می توان دریافت که نمونه های با درصد تقویت کننده ی بیشتر میزان تنش اعمالی کمتری را تحمل کرده اند. اثبات شد که مقاومت به تغییر فرم با عدم پیوستگی فصل مشترک ذرات سخت تقویت کننده و زمینه نرم آلومینیوم کاهش یافته است. علت این امر آن است که این عدم پیوستگی می تواند مکان های مناسبی برای جوانه زنی ترک باشد، از این رو با توجه به توضیحات داده شده برای جوانه زنی ترک با افزایش فاز سخت B4C افزایش یافته است. در شکل ۲۹ نمودارهای تنش – کرنش آلومینیوم آسیا شده با پنج در صد وزنی فاز تقویت کننده که به روش پرس – زینتر ساخته شده اند، در دماها و نرخ کرنش مختلف ارائه شده است [۲۸].



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

على عليزاده و همكاران

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 تقویت کننده ثابت در نظر گرفتهشده، سطوح منحنی نمونههای ساخته شده به روش اکستروژن در سطح پایین تر از سطح منحنیهای ساخته شده به روش پرس-زینتر قرار گرفت. علت این امر همگن بودن نمونههای اکستروژنی و بالا بودن دانسیته آنها و درنتیجه کم بودن درصد تخلخل آنها نسبت به نمونههای پرس-زینتری است. به عبارت دیگر در نمونههای با تخلخل بالا، مكانيزم سخت شدن ناشى از افزايش دانسيته، مكانيزم 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. همان طور که مشاهده شد در نمونههای ساخته شده به روش اکستروژن با اضافه کردن و افزایش درصد تقویت کننده، مساحت زير نمودار تنش -كرنش كاهش يافته 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 می شود. در تبلور مجدد دینامیکی که با توجه به بررسی های محققین ديگر در اين آلياژ رخ ميدهد 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 تقویت کننده باعث ریزدانه شدن آلیاژ می گردد، به دلیل اندازه کوچک دانههای اولیه در نمونههای اکسترود شده، نیروی محرکه بالایی برای رشد دانه در دماهای بالا بهمنظور کاهش انرژی سطحی وجود دارد. به عبارت دیگر با افزایش فاز تقویت کننده، 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 تقویت کننده به صورت غیر مستقیم (با توجه به تأثیر در ریزدانه کردن آلیاژ) بر فرآیند تبلور مجدد اثرگذار است و با افزایش كسر حجمي، تنش تسليم نمودار كاهش يافته 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 تقویت کننده یکسان ارائه شده است.

نشریه علم و فناوری در مهندسی مکانیک

سال ۱۴۰۳/ دوره بهار و تابستان/ شماره ۱

نمودارها در حالتی که روش ساخت به صورت پر س-زینتر بوده است در مکانهای بالاتری قرار گرفتهاند که احتمال می رود، 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 اكستروژن با اضافه كردن و افزایش درصد تقویت كننده، مساحت زیر نمودار تنش -كرنش افزايشيافته است. همان طور كه گفته شد، فرآيند تبلور مجدد علاوه بر اثر پذیری از دما، تابع زمان نیز بود. تصور بر این است که زمان لازم برای اثر گذاری مطلوب فرآیند تبلور مجدد در اختیار نمونهها قرار نگرفته است لذا با افزایش درصد فاز تقویت کننده سطوح نمودار افزایشیافته است، زیرا ذرات فاز تقویت کننده باعث قفل شدن نابجاییها شده است. در مقایسه دو حالت ساخت در درصد تقویت کننده ی یکسان، مساحت زیر نمودار چقرمگی نمونه ساخته شده در حالت پرس-زینتر در مکان بالاتری نسبت به نمونهی ساخته شده به روش اكستروژن است. علت اين امر را مي توان وجود درصد تخلخل بالاتر این نمونهها نسبت به نمونههای ساخته شده توسط اکستروژن دانست. بهعبارتی سخت شدن ناشی از افزایش دانسیته مکانیزم غالب بوده است [۳۰].



۳۵۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۱.

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 تقویت کننده، سطوح نمودارهای سیلان را به میزان بیشتری کاهش دادهاند. که با نتایج گرفته شده 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 آسان تر بوده و درنتیجه 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-زينتر، بالاتر بودن تنش تسليم نمودار نمونهى داراى تقويت كننده را مى توان مربوط به اثر ذرات تقويت كننده در قفل كردن نابجايى ها دانست. با مقایسه دو روش ساخت در میزان درصد فاز تقویت کننده مشابه، مساحت زیر نمودار چقرمگی نمونه ساخته شده به روش پرس-زینتر بالاتر از مساحت زیر نمودار چقرمگی نمونه ساخته شده به روش اکستروژن بود که علت این امر را می توان با در نظر گرفتن میزان تخلخل موجود در آنها و بررسی حالات مشابه ذکر شده توجیه کرد .[٣٠]



شکل ۳۳ در دما و نرخ کرنش ثابت رسم شده است. همان طور 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 می توان دریافت که سطوح نمودار با نسبت کمتری در شکل ۲۸ افزایشیافتهاند. علت این امر را می توان با توجه به بالاتر بودن دما متوجه شد. هرچه دما بالاتر باشد، سطوح نمودار به سطوح پایین تری انتقال یافته است [۳۰].

184

Archive of SID.ir

على عليزاده و همكاران

افزایشیافته 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 ییکسان، مساحت زیر نمودار چقرمگیهای تولیدشده به روش پرس-زینتر بالاتر از سطح نمونههای تولیدی به روش اکستروژن است که علت آن غالب بودن مکانیزم سخت شدن بهواسطهی افزایش دانسیته بود[۲۹].



۵۵۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۱.

۳–۳–۴– تأثیر درصد تقویت کننده بر منحنیهای سیلان با مقایسهی 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 نحوهی پخش شدن آنها یکنواخت تر باشد، این ذرات به صورت موثرتری به عنوان مانع هایی در برابر حرکت نابجایی ها عمل كرده و مساحت زير نمودار چقرمگي بالاتر رفته است. البته خود ذرات تقويت كننده مي توانند به عنوان منابع توليد نابجايي ها عمل كرده و درنتیجه هرچه تعداد ذرات بیشتر باشد مساحت زیر نمودار چقرمگی بالاتر خواهد رفت. از طرفى اين ذرات تقويت كننده مى توانند فرآيند تبلور مجدد را در حالتی غیرمستقیم تسریع بخشند که نتیجهای جز پایین آمدن سطح منحنیها نخواهد داشت و از آنجا که تبلور مجدد فرآیند متالورژیکیای وابسته به دما و زمان است، با پایین آمدن نرخ کرنش و به تبع، زمان بیشتر جهت رسیدن به میزان کرنش مشخص، افت تنش تسليم در نمودار اتفاق افتاده است. وقتى نرخ كرنش زياد باشد درنتیجهی آن زمان رسیدن به کرنش مشخص کمتر بوده و مساحت زیر نمودار چقرمگی بالاتر است. در دماهای بالاتر، تبلور مجدد سريعتر انجام شده و درنتيجه تغيير شكل پلاستيك در ميزان تنش پایین تری اتفاق افتاده و مساحت زیر نمودار چقرمگیها پایین تر است. شایان ذکر است که در مورد نمونههای ساخته شده به روش پرس-زینتر عامل سخت شدن ناشی از افزایش دانسیته نیز در محل قرار گیری منحنیها مؤثر است و عامل غالب محسوب می شود. درنتیجه هرچه



مکل ۱۱: نمودار ننس-درنس حقیقی حاصل از تعییر سکل درم در دمای ۴۵۰ درجه سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۱.

در شکل ۳۴، نمودار نمونههای مختلف در دو پارامتر ثابت دما و نرخ کرنش رسم شده است. در نمونههای ساخته شده به روش اکستروژن با اضافه کردن و افزایش درصد تقویت کننده مساحت زیر نمودار چقرمگی افزایشیافته است. در تغییر شکل در دمای بالا تبدیل مرزهای زاویه کوچک به مرزهای زاویه بزرگ صورت گرفته است (تبلور مجدد دینامیکی پیوسته) که رشد دانهها در آلیاژ، باعث حرکت راحت ر نابجاییها در نمونه شده و درنتیجه 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 سریعتر نماید. تصور بر این است که تنها ذرات تقویت کننده مانع حرکت نابجاییها بودهاند 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 کنندهی یکسان، مساحت زیر نمودار چقرمگیهای تولیدشده به روش پرس-زینتر بالاتر از سطح نمونههای تولیدی به روش اکستروژن است که این امر به میزان تخلخل در نمونهها 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 سانتیگراد و نرخ کرنش ۰/۰۱.

شکل ۳۵ در دما و نرخ کرنش ثابت رسم شده است. در این نمودار نیز، برای نمونههای ساخته شده به روشهای اکستروژن و پرس-زینتر، با افزایش درصد فاز تقویتکننده، سطوح نمودارهای سیلان

۱۶۵ تهیه کامپوزیت Al-B4C به روش آلیاژسازی مکانیکی ...

188

درصد تقویت کننده بالاتر و تخلخل بیشتر باشد، ترک در نمونهها قبل از رسیدن به تنش پیک مشاهده شده و شکست نمونهها اتفاق می افتد. در شکل ۳۶ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت کننده همراه با درصدهای مختلف تقویت کننده در دمای یکسان و نرخ کرنشهای متفاوت که همگی توسط روش اکستروژن تولیدشدهاند 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 شدهاند. وجود ذرات تقویت کننده باعث ریزدانه شدن آلیاژ گردید. به دلیل اندازه کوچک دانههای اولیه در نمونهها برای رشد دانه در دماهای بالا جهت كاهش انرژى سطحى اشتياق بالايى وجود دارد. درواقع با افزايش فاز تقویت کننده و به تبع آن ریزدانگی بیشتر در نمونه ها، فرآیند تبلور مجدد راحتتر صورت گرفته و با توجه به زمان كافى كه در نرخ كرنش 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 نابجاییها باعث افزایش در سطح منحنیهای تنش سیلان شده است [W· 979].



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

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



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

True Strain

در شکل ۳۸ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویت کننده همراه با درصدهای مختلف تقویت کننده در دمای یکسان و نرخ كرنشهاى متفاوت (كه همكى توسط روش اكستروژن توليدشدهاند) ارائه شده است. همان طور که مشاهده شد در این منحنیها، در نرخ-كرنش يكسان، كاهش سطوح نمودار با افزايش درصد فاز تقويت كننده 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 یآن کاهش در سطح منحنى هاى تنش سيلان بود [٣٠].



شکل ۳۸: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۴۵۰ درجه سانتیگراد 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 تولیدشدهاند نمایش داده شده است. همان طور که انتظار می رفت، به دلیل وجود تخلخل در نمونههای تولیدی به روش پرس-زینتر و افزایش کارسختی ناشی از افزایش دانسیته بهواسطه فشار گرم، فرآیند غالب در این نمونهها فرآیند کارسختی است. در مورد نمونههای با درصد فاز تقویتکننده پنج درصد وجود تخلخل و تردی ناشی از افزایش فاز تقویت کننده

۱۶۷ تهیه کامپوزیت Al-B4C به روش آلیاژسازی مکانیکی ...

على عليزاده و همكاران

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



شکل ۳۹: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۴۵۰ درجه سانتیگراد 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 کرنشهای متفاوت(که همگی توسط روش اکستروژن تولیدشدهاند) ارائه شدهاست. همان طور که بیان شد در این دما، تبلور مجدد بهراحتی اتفاق میافتد 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 منحنیهای سیلان رخ داده است. نکته قابل توجه در نمودار پایین تر بودن سطح منحنی نمودار ۵ درصد B4C نسبت به نمودار ۳ درصد B4 است که احتمال می رود، ناشی از اثر هم زمان دما و زمان و درنتیجه میزان بیشتر تبلور مجدد بوده باشد [۳۰].



شکل ۴۰: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۵۵۰ درجه سانتیگراد ساخته شده به روش اکستروژن.

شکل ۴۱ نمودارهای مربوط به آلومینیوم بدون تقویتکننده و همراه با درصدهای مختلف تقویتکننده در دمای یکسان و نرخ کرنشهای متفاوت که همگی توسط روش پرس-زینتر تولیدشدهاند را نشان میدهد. در این منحنیها نیز در نرخ کرنش یکسان، با افزایش

درصد فاز تقویت کننده، افزایش را در مساحت زیر نمودار چقرمگیهای تنش سیلان شاهد هستیم. با توجه به نمودار، فرآیندهای کارسختی بر کارنرمی غلبه کردهاند که پیشبینی میشود علت این امر نیز سخت شدن ناشی از افزایش دانسیته بوده باشد [۲۹].



شکل ۴۱: نمودار تنش-کرنش حقیقی حاصل از تغییر شکل گرم در دمای ۵۵۰ درجه سانتیگراد ساخته شده به روش پرس-زینتر.

۴- نتیجهگیری

در این پژوهش نانوکامپوزیت زمینه آلیاژ Al5083 تقویتشده 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 نمونهها و مکانیزمهای تغییر فرم در دمای بالا در نانوکامپوزیت Al5083 ها آلیاژ نانوساختار Al5083 مقایسه گردید. نمونههای تغییر فرم داده نیز در انتها مورد بررسی ریزساختاری قرار گرفتند. اهم نتایج به دست آمده عبارتاند از:

- مکانیزمهای جوش سرد و شکست ذرات پودر در حین آسیا مکانیکی در حضور تقویت کننده B₄C تسریع شده و زمان موردنیاز برای آسیا پودر در حضور ذرات تقویت کننده کاهش یافت. می توان نتیجه گرفت که با افزایش سینتیک ریز شدن اندازه دانهها، میزان کرنش ایجادشده در شبکه نیز افزایش یافته است.
- کامپوزیتهای Al-B4C تولیدشده از طریق آلیاژسازی مکانیکی و پرس-زینتر بهطور معناداری خواص ترمومکانیکی بهتری نسببت به آلومینیوم خالص دارند. این بهبود خواص به دلیل توزیع یکنواخت و همگن نانوذرات B4C در ماتریس آلومینیوم

188

سال ۱۴۰۳/ دوره بهار و تابستان/ شماره ۱

Materials Processing Technology, Vol. 175, pp. 364-375, DOI: 10.1016/j.jmetprotee 2006.01.010.2006

- 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,"

نشریه علم و فناوری در مهندسی مکانیک

است.

- منش سیلان بالاتری برای نانوکامپوزیتهای Al5083-B₄C در دماهای بالای تغییر 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 تولیدشـده به روش اکسـتروژن به طور مداوم تنش جریان کمتری نسـبت به نمونههای تولیدشـده به روش پرس-زینتر نشـان داد. این امر به دلیل چگالی بالاتر و همگنی بیشـتر نمونههای اکستروژن و تخلخل کمتر آنها است.
- افزایش کسری حجم تقویت کننده B₄C باعث کاهش سطوح تنش جریان در هر دو نوع نمونههای Al-3% B₄C و Al-5% و Al-5% و Al-5%
 B₄C شد. این کاهش ناشی از شرایط مناسب برای آغاز ترک به دلیل عدم پیوستگی در محل تماس بین ذرات تقویت کننده B₄C ماتریس نرم Al است.
- با استناد به آنالیز میکروسکوپ الکترونی روبشی و همچنین میکروسکوپ نوری میتوان دریافت ذرات تقویت کننده دارای پخش شوندگی بهتری در روش ساخت با اکستروژن نسبت به حالت پرس-زینتر هستند.
- وجود ذرات تقویت کننده تأثیر مثبتی بر مکانیزمهای باز کریستالی سازی دارد و موجب ریز ساختار دانه ای بهتر شد. این امر به بهبود مهاجرت مرز دانه ها و تسهیل حرکت شکستگی ها در دماه ای 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 (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

على عليزاده و همكاران

- [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.

۱۶۹ تهیه کامپوزیت Al-B4C به روش آلیاژسازی مکانیکی ...

Materials & Design, Vol. 196, pp. 109057, DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109057, 2023.

- [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.