

ارزیابی ساختاری پوشش پاشش حرارتی Mo-Si-B

سعیدرضا بخشی، مهدی صالحی، حسین ادريس

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

غلام حسین برهانی

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان

چکیده

در این تحقیق ترکیب پودری ۱۰% atB Si-۱۴% atMo-۷۶% به کمک آسیاب سایشی و در شرایطی ویژه، آلیاژسازی مکانیکی شد. پودرهای حاصله در قالب فلزی، فشرده شده و به مدت ۱۰ ساعت در دمای ۱۱۰۰°C تحت عملیات آنیل نفوذی خنثی قرار گرفتند؛ سپس قرص‌های زیرتر شده کاملاً خورد شده و پس از دانه‌بندی، به کمک روش پاشش حرارتی APS در شرایط حفاظت شده و حفاظت نشده، بر روی زیرلایه‌هایی از فولاد معمولی قرار گرفتند. خصوصیات فازی و ساختاری پودرها و پوشش‌های اعمالی به وسیله SEM، میکروسکوپ نوری، XRD و AAS تجزیه و تحلیل شدند. نتایج حاصله نشان داد که پس از فرایند آلیاژسازی مکانیکی، هیچ‌گونه ترکیب بین‌فلزی از سیلیساید‌های مولیبدن حاصل نخواهد شد؛ اما با انجام عملیات آنیل نفوذی، ترکیبات بین‌فلزی از Mo-Si و Mo-Si-B تشکیل می‌گردد. با پاشش حرارتی پودرهای Mo-Si-B در دو حالت آگلومره شده و ترکیبی، به دلیل تفاوت در میزان گرم شدن و اکسایش ذرات پاشش شده، نوع ساختار حاصله از پوشش، متفاوت خواهد شد.

واژه‌های کلیدی: آلیاژسازی مکانیکی، سیلیساید‌های مولیبدن، Mo-Si-B، ترکیبات بین‌فلزی چندفازی، پاشش حرارتی، APS

Evaluation structural evolution of plasma-sprayed Mo-Si-B alloy

S.R. Bakhshi, M. Salehi, H. Edris

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

G.H. Borhani

Department of Materials Engineering, Malek-ashtar University of Technology, Shahinshahr, Isfahan, Iran.

Abstract: In this study, an attempt was made to synthesize Mo-Si-B multiphase alloy coatings using a combination of mechanical alloying (MA) and air plasma spraying (APS). Mo-14Si-10B (at%) elemental powders were milled using an attritor mill. Mechanically alloyed (MAed) powders as compacted buttons were annealed in an atmosphere controlled furnace at 1100°C for different times. The annealed Mo-Si-B buttons were crushed, sieved and prepared for coating. Then, powders of Mo-Si-B as alloyed and agglomerated, were plasma sprayed under different conditions onto plain carbon steel. Metallurgical characteristics of powders and coatings were evaluated by SEM, OM, XRD and AAS. The results did not show any related intermetallics after MA. However, Molybdenum silicides were identified when the MAed powders were subjected to high temperature annealing over 10 h. Also, the critical parameters in APS to maintain the starting stoichiometry were identified; this included thermal spraying in an inert environment to minimize the oxidation of coatings. No intermetallic compounds could be identified when alloyed powders were sprayed.

Keywords: Mechanical alloying; Molybdenum silicides; Mo-Si-B; Multiphase intermetallics; Thermal spraying; APS

E-mail of corresponding author (s): bakhshsr@ma.iut.ac.ir

مقدمه

اصولاً جهت افزایش بازدهی موتورهای توربین گازی (از نقطه نظر ترمودینامیکی) و یا به عبارت دقیق‌تر افزایش نسبت توان به وزن، به دوگونه می‌توان عمل نمود: (۱) کاهش وزن اجزاء با استفاده از مواد سبک وزن به جای آلیاژهای متداول و (۲) افزایش توان موتور با افزایش قابلیت دمای سطحی مواد از طریق دمای احتراق گاز. جهت حصول اهداف فوق‌الذکر، از چندین نوع سیستم‌های آلیاژی بین‌فلزی استفاده شده است که در زمره‌ی آنها می‌توان به (۱) آلومینیدهای تیتانیم γ جهت کاهش وزن و (۲) فلزات نسوز بر پایه‌ی سیلیسایدها به دلیل نقطه ذوب بالا و تحمل دمایی قابل توجه اشاره نمود. در این خصوص آلیاژهای سیلیسایدی بر پایه مولیبدن، بهترین انتخاب جهت استفاده در دماهای کاری سوپرآلیاژها محسوب می‌شوند. با توجه به مقاومت به اکسایش عالی فازهای سیلیسایدی بین‌فلزی و از سویی خواص مکانیکی مطلوب مولیبدن در دماهای بالای 1000°C ، ماده‌ای کامپوزیت با خواص متعادل قابل حصول است [۲۰].

دیگرام فازی دوتایی Mo-Si دارای سه ترکیب بین‌فلزی MoSi_2 و Mo_3Si و Mo_5Si_3 با نقاط ذوب به ترتیب 2030°C ، 2180°C و 2025°C می‌باشد. MoSi_2 از لحاظ مقاومت به اکسایش، ترکیبی شناخته شده محسوب می‌شود، چراکه لایه‌ای غیر قابل نفوذ و محافظ از SiO_2 بر روی آن تشکیل می‌گردد؛ اما از سوی دیگر از آنجا که پوسته‌ی SiO_2 نقش محافظت‌کنندگی مطلوبی بر روی Mo_3Si و Mo_5Si_3 ندارد، این ترکیبات در مقابل اکسایش در دمای بالا آسیب‌پذیر هستند. همچنین مشخص شده است که داکتیلیته در دمای اتاق ترکیبات بین‌فلزی بر پایه سیلیساید مولیبدن و نیز چقرمگی شکست این آلیاژها در دمای اتاق چندان مطلوب نمی‌باشد [۳].

در اواخر دهه ۱۹۹۰، محققان مختلفی گزارش نمودند که آلیاژی کردن Mo_5Si_3 با عنصر بور، تا حد زیادی مقاومت به اکسایش آن را بهبود می‌بخشد، چرا که لایه‌ای از بروسیلیکات شیشه‌ای بر روی آن حاصل می‌شود که این

ترکیب در مقایسه با SiO_2 از سیالیت بالاتری برخوردار بوده و نقش خودحفاظت‌کنندگی مطلوبی از خود نشان می‌دهد [۴]؛ علاوه بر آن استحکام خزشی نیز نسبت به MoSi_2 افزایش قابل توجه می‌یابد [۵]؛ بنابراین بررسی‌های زیادی در خصوص توسعه‌ی آلیاژهای سه‌تایی Mo-Si-B انجام گردید [۶-۷]، به گونه‌ای که در مقطع ایزوترمال سه‌تایی Mo-Si-B، بیشترین توجه به آن دسته از آلیاژهای چند فازی معطوف گشته است که شامل فازهای $\alpha\text{-Mo}$ ، Mo_3Si و Mo_5Si_3 (معروف به فاز T_2) باشند؛ دلیل این موضوع مقاومت به اکسایش دمای بالای این ترکیبات، همراه با خواص مکانیکی مطلوب در دمای پائین گزارش شده است [۳ و ۸].

تولید و سنتز ترکیبات چندفازی بر پایه Mo-Si-B به روش‌های مختلفی امکان‌پذیر است که از جمله‌ی این روش‌ها می‌توان به روش ذوب و انجماد [۳ و ۷]، فشرده‌سازی پودر و استفاده از فرایند HIP [۲]، سیلیکونایزینگ مولیبدن و سپس برونایزینگ ترکیب حاصله [۹] و استفاده از فرایند الکتروود چرخان پلاسما^۱ [۱۰] اشاره نمود.

بررسی‌های اخیر نشان داده است که استفاده از روش آلیاژسازی مکانیکی برای تولید ترکیبات MoSi_2 با موفقیت‌های چشمگیری همراه بوده است [۱۱ و ۱۲]، اما در خصوص سنتز ترکیبات سه‌تایی Mo-Si-B به روش آلیاژسازی مکانیکی و سپس پاشش حرارتی پودرهای حاصله به منظور ایجاد پوششی مناسب از ترکیبات یاد شده، تلاش‌های ناچیزی صورت گرفته است.

در این تحقیق، ارزیابی ساختاری و فازی ترکیبات بین‌فلزی Mo-Si-B به کمک روش آلیاژسازی مکانیکی همراه با استفاده از فرایند پاشش حرارتی بعدی، مورد بررسی قرار گرفته است، به طوری که از دو نوع پودر به صورت آگلومره و ترکیبی و دو نوع نحوه‌ی پاشش، همراه و بدون گاز محافظ استفاده گردید.

^۱ - Plasma rotating electrode process-PREP

مواد و روش آزمایش

مخلوطی از پودر خالص مولیبدن، سیلیسیم و بور با مشخصات ارائه شده در جدول ۱ و در محدوده ترکیب اسمی $B_{10\%}Si_{14\%}Mo_{76\%}$ جهت انجام فرایند آلیاژسازی مکانیکی انتخاب گردید. انتخاب این ترکیب بر اساس مقطع ایزوترمال Mo-Si-B در دمای $1600^{\circ}C$ در شرایط کاملاً تعادلی و پایدار، فازهای سه تایی $\alpha-Mo$ ، Mo_3Si و T_2 را در پی دارد [۳ و ۱۳]. به منظور حصول اطمینان از خلوص مواد به کار گرفته شده، پودرهای اولیه ی مولیبدن، سیلیسیم و بور به کمک دستگاه طیف سنج جذب اتمی (جدول ۱) و XRD مورد بررسی و آنالیز قرار گرفتند.

آلیاژسازی مکانیکی با استفاده از یک آسیاب سایشی با محفظه ی ثابت^۱ در محیطی از جریان مداوم گاز آرگن و به صورت آبگرد با نسبت وزنی ساچمه به پودر ۲۰ و به مدت ۲۰ ساعت صورت گرفت؛ سرعت چرخش ساینده در کل فرایند آلیاژسازی ثابت و برابر ۳۶۵ rpm در نظر گرفته شد [۱۳]. در حالت اولیه، پودرهای به دست آمده با کمک ترکیب مناسبی از آب دیونیزه و کربوکسی متیل سلولز و سپس خشک کردن در آونی با دمای $150^{\circ}C$ به مدت ۳ ساعت، به صورت آگلومره شده، دانه بندی گردیدند؛ همچنین به منظور عملیات حرارتی پودر آلیاژسازی مکانیکی شده و ایجاد بستر لازم جهت نفوذ و واکنش متقابل عناصر، پودرهای بدست آمده از فرایند آلیاژسازی مکانیکی، در یک قالب فولادی استوانه ای تحت فشار $350 MPa$ فشرده شده و قرص های حاصله، به مدت زمان ۱۰ ساعت در دمای $1100 \pm 1^{\circ}C$ در محیط خنثی قرار گرفتند؛ نهایتاً نمونه های زینتر شده کاملاً خورد شده و دانه بندی گردیدند.

پودرهای دانه بندی شده در دو حالت آگلومره و ترکیبی، با کمک روش پاشش حرارتی پلاسمایی (APS)^۲ بر روی زیرلایه هایی از فولاد ساده ی کربنی با ضخامت حدود

$110 \mu m$ پوشش داده شدند؛ پارامترهای در نظر گرفته شده برای فرایند APS عبارتند از ولتاژ: ۵۶ ولت؛ جریان اعمالی: ۵۰۰ آمپر؛ سرعت سیلان گاز آرگن پلاسمای: $55 lit/min$ ؛ سرعت سیلان گاز هیدروژن پلاسمای: $9 lit/min$ ؛ سرعت سیلان گاز آرگن حامل پودر: $2.6 lit/min$ و فاصله ی نازل تا زیرلایه: ۱۱۰ میلیمتر. برای بررسی اکسایش پودرهای بکار گرفته شده در حین فرایند پاشش، از نازل پاششی مجهز به گاز آرگن محافظ (دوش آرگنی) استفاده گردید و نتایج حاصله با نمونه های بدون تجهیزات محافظتی مقایسه شد.

همچنین نمونه های زیرلایه، قبل از فرایند پاشش توسط ذرات ریز ماسه تحت عملیات سندبلاست قرار گرفتند. خصوصیات فازی و ساختاری پودرها و پوشش حاصله به کمک میکروسکوپ های SEM و نوری و تفرق سنج اشعه X مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفتند. دستگاه XRD استفاده شده، دارای تیوپ مسی با طول موج $K_{\alpha 1} 1.5405 \text{ \AA}$ ، ولتاژ ۴۰ kV و جریان ۳۰ mA در گام روبشی 0.4° و در محدوده ی 2θ از 90° - 20° بوده است و آنالیزهای پراش پرتو ایکس از سطح پوشش ها به عمل آمده است.

نتایج

شکل ۱ تصویر میکروسکوپ الکترونی مخلوط پودر استفاده شده، قبل و بعد از فرایند آلیاژسازی مکانیکی را در سه حالت بدون عملیات بعدی، آگلومره شده و ترکیبی نشان می دهد؛ در شکل ۲، نمودارهای تفرق اشعه X مربوط به هر یک از پودرهای فوق الذکر، نشان داده شده است.

شکل ۳ تصاویر میکروسکوپ نوری پوشش Mo-Si-B را از پودر آگلومره شده، بدون استفاده از گاز آرگن محافظ نشان می دهد و در شکل ۴، تصاویر پوشش Mo-Si-B مربوط به پودر ترکیبی با استفاده از گاز آرگن محافظ آورده شده است؛ در شکل ۵ نیز نمودارهای تفرق اشعه X مربوط به هر یک از پوشش های شکل های ۳ و ۴ آمده است.

^۱ - Attritor mill^۲ - Air plasma spraying

پودرهای آگلومره نشده نشان نمی‌دهد (شکل‌های ۲ ب و پ) و این، مبین آن است که ترکیبات استفاده شده برای آگلومره نمودن پودرها، ناخالصی قابل توجهی وارد ترکیب پودر نمی‌کند و از طرف دیگر اندازه‌ی ذرات به حد قابل قبول و مطلوب جهت انجام فرآیند پاشش خواهد رسید (شکل ۱ا).

اصولاً تشکیل فاز در طی آسیاب سایشی پر انرژی در اثر واکنش حالت جامد بین اجزاء پودر صورت می‌گیرد و دمای واکنش در این فرایند زیر 400°C بوده و نفوذ عناصر، غالباً متأثر از عیوب ساختاری نظیر نابجایی‌ها، مرزخانه‌ها و فصل مشترک‌ها است [۱۴]. با توجه به عدم مشاهده‌ی هرگونه فاز جدید در ارزیابی‌های XRD (شکل ۲ب)، می‌توان دریافت که علی‌رغم حادث شدن موارد فوق برای ترکیب پودری Mo-Si-B، شرایط کافی برای حصول فازهای جدید مورد نظر فراهم نبوده است؛ بر این اساس، پودر ترکیبی فعال شده به صورت قرص‌های فشرده شده در آمده و در زمان‌های مختلف و در محیط ختنی مورد عملیات آنیل نفوذی قرار گرفت. نتایج یافته‌های قبلی نشان داد که انجام عملیات حرارتی تا زمان کمتر از ۱۰ ساعت هیچگونه ترکیب جدیدی را نشان نمی‌دهد [۱۳]، اما در زمان ۱۰ ساعت، حضور ترکیب Mo_3Si ، Mo_5Si_2 و در حد کمتر MoSi_2 و Mo_5Si_3 کاملاً مشهود است (شکل ۲ت)؛ هنگامی که ذرات ریز مولیبدن و سیلیسیم به صورت کاملاً فعال شده، در کنار یکدیگر قرار می‌گیرند و کوپل دیفوزیونی تشکیل داده و در دماهای پائین آنیل می‌شوند، می‌توان تشکیل یک یا چند نوع سیلیساید‌های سه‌تایی و دوتایی مولیبدن را انتظار داشت.

با توجه به آنکه هدف اصلی از انجام این تحقیق، پاشش حرارتی پودرهای تولید شده از ترکیب Mo-Si-B بوده است، لذا پودرهای آگلومره شده (بدون وجود هیچگونه ترکیب بین‌فلزی اولیه) و پودرهای زینتر شده و خورد شده (همراه با ترکیب بین فلزی اولیه)، با کمک فرایند APS در دو حالت شرایط حفاظت شده و حفاظت نشده بر روی زیر لایه‌هایی از فولاد ساده‌ی کربنی

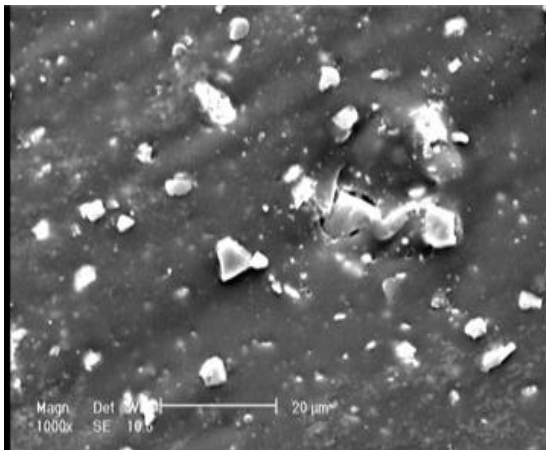
جدول ۱: میزان خلوص و اندازه ذرات مواد اولیه‌ی بکار گرفته شده

ماده اولیه	میزان خلوص (%)	اندازه متوسط ذرات (μm)
مولیبدن	$96 <$	$12 >$
سیلیسیم	$98 <$	$40 >$
بور	$98 <$	$100 >$

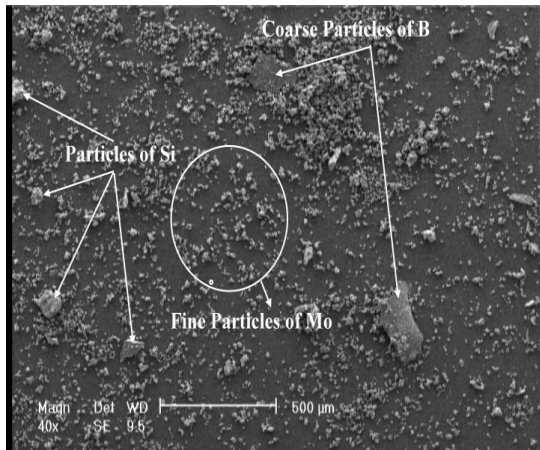
بحث

از مقایسه‌ی شکل‌های ۱ می‌توان دریافت که ذرات پودر ترکیبی آسیاب شده پس از ۲۰ ساعت فرایند آلیاژسازی، از یکنواختی بالائی برخوردار شده (شکل ۱ب) و اندازه دانه‌ی متوسط، کاهش قابل توجه یافته است (شکل ۱پ)؛ این، در حالی است که با توجه به شکل ۱ الف، عدم یکنواختی اندازه دانه‌ی پودرهای مولیبدن با سیلیسیم و بور، در قبل از فرایند آلیاژسازی مکانیکی کاملاً مشهود است؛ به عبارت دیگر پودر مولیبدن، بعنوان ماده‌ی اصلی، به صورت ریز و کاملاً پراکنده در کنار پودرهای درشت سیلیسیم و بور به عنوان مواد آلیاژی قرار گرفته است. همچنین با توجه به شکل ۱ا، آگلومره شدن ذرات حاصل از فرایند آلیاژسازی مکانیکی به صورت موفقیت‌آمیزی صورت گرفته و به منظور پاشش از کیفیت بالایی برخوردار است. شکل‌های ۱ ث و ج نیز ذرات خورده شده‌ی قرص‌های زینتر شده را نشان داده که با توجه به این اشکال، زینتر شدن ذرات (شکل ۱ث) و تا حدی گوشه‌دار بودن آن‌ها (شکل ۱ج) مشخص می‌باشد.

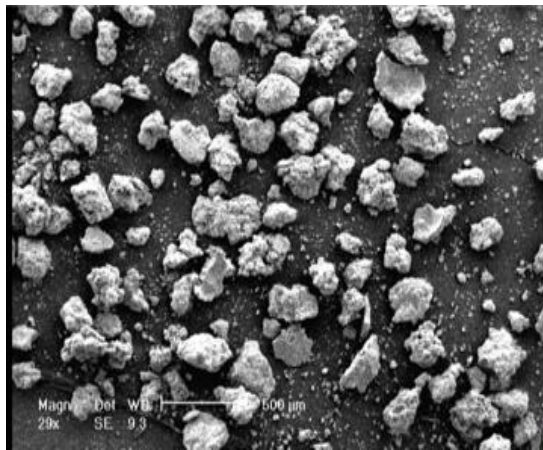
از بررسی دقیق نمودارهای XRD پودرها حین فرایند آلیاژسازی مکانیکی، مشخص می‌شود که پیک‌های سیلیسیم با افزایش زمان آسیاب، محو شده‌اند، به طوری که در مدت زمان ۲۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی، تقریباً هیچگونه اثری از پیک‌های سیلیسیم وجود نداشته و پیک‌های اصلی مولیبدن نیز پهن شده‌اند [۱۳]؛ ذکر این نکته نیز ضروری است که با توجه به مقدار کم پودر بور در ترکیب اولیه (معادل ۱۰٪ اتمی یا ۲٪ وزنی)، پیک‌های مربوط به بور در آنالیز XRD ظاهر نمی‌شوند (شکل ۲ الف). همچنین پیک‌های XRD پودرهای آگلومره شده، تفاوت خاصی با



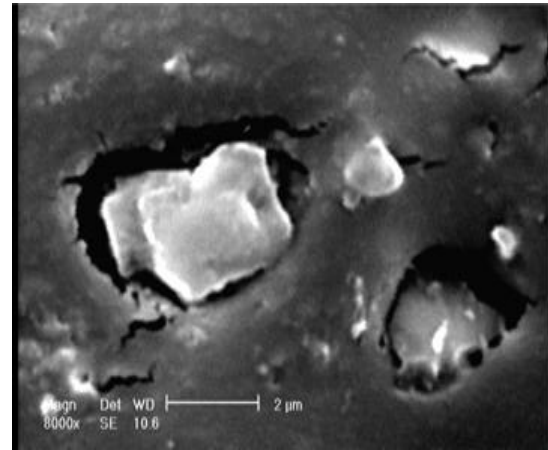
(ب)



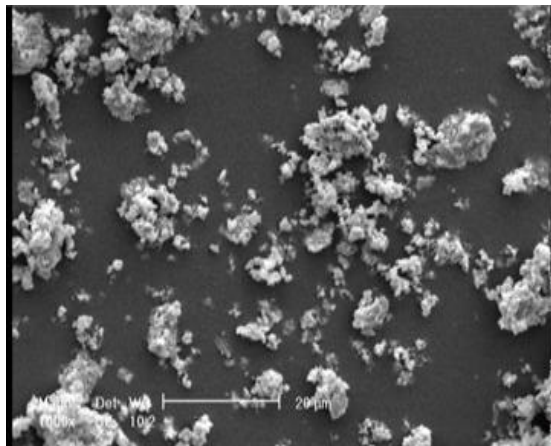
(الف)



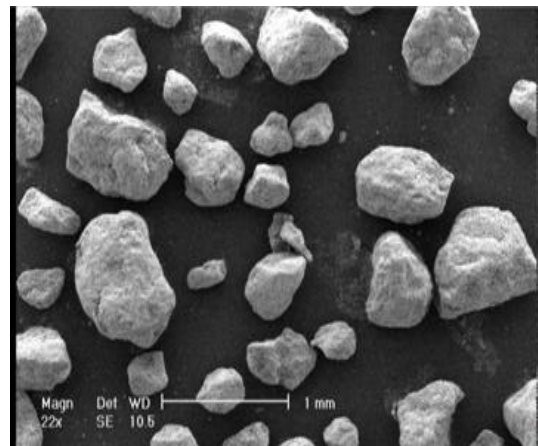
(ت)



(پ)

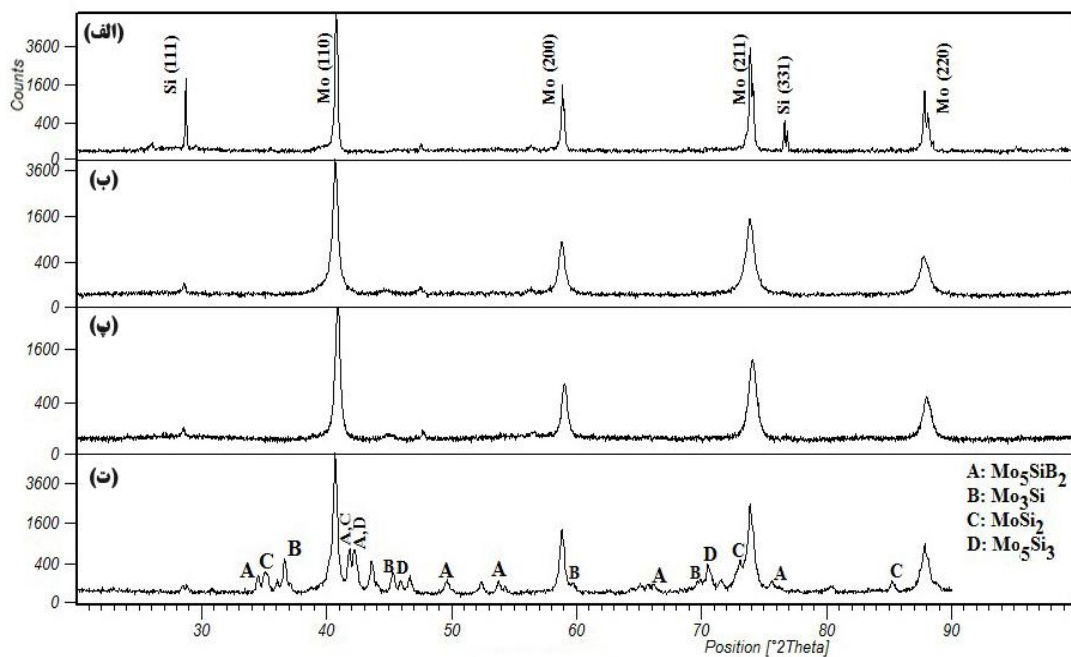


(ج)

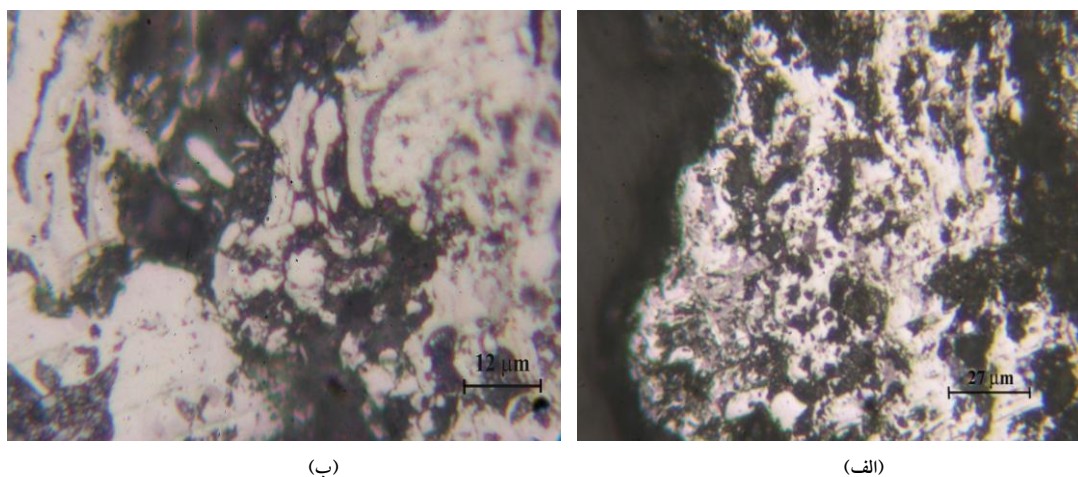


(ث)

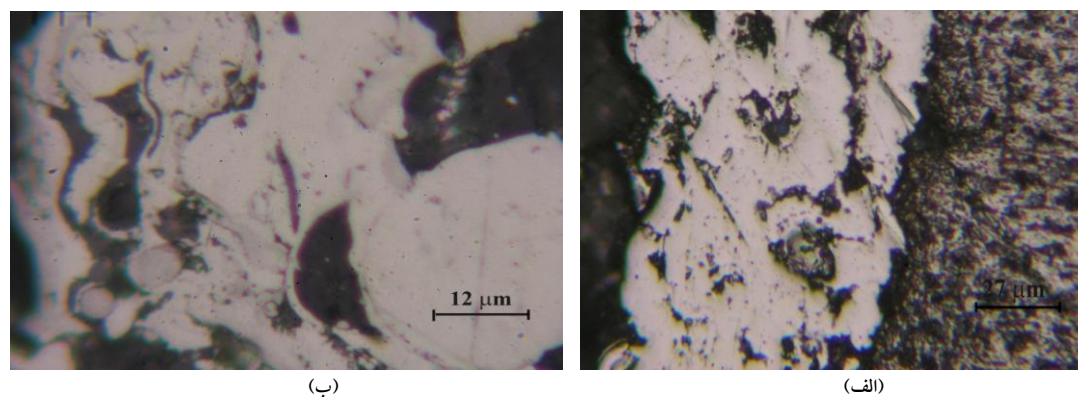
شکل ۱: تصاویر SEM ترکیب پودری Mo-Si-B: (الف) قبل از فرایند آلیاژسازی مکانیکی؛ (ب) بعد از ۲۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی در بزرگنمایی کم و (پ) در بزرگنمایی بالا؛ (ت) ذرات آگلومره و دانه بندی شده؛ (ث) ذرات ترکیبی زیتتر شده پس از خوردشدگی اولیه و (ج) پس از خوردشدگی نهایی و دانه بندی.



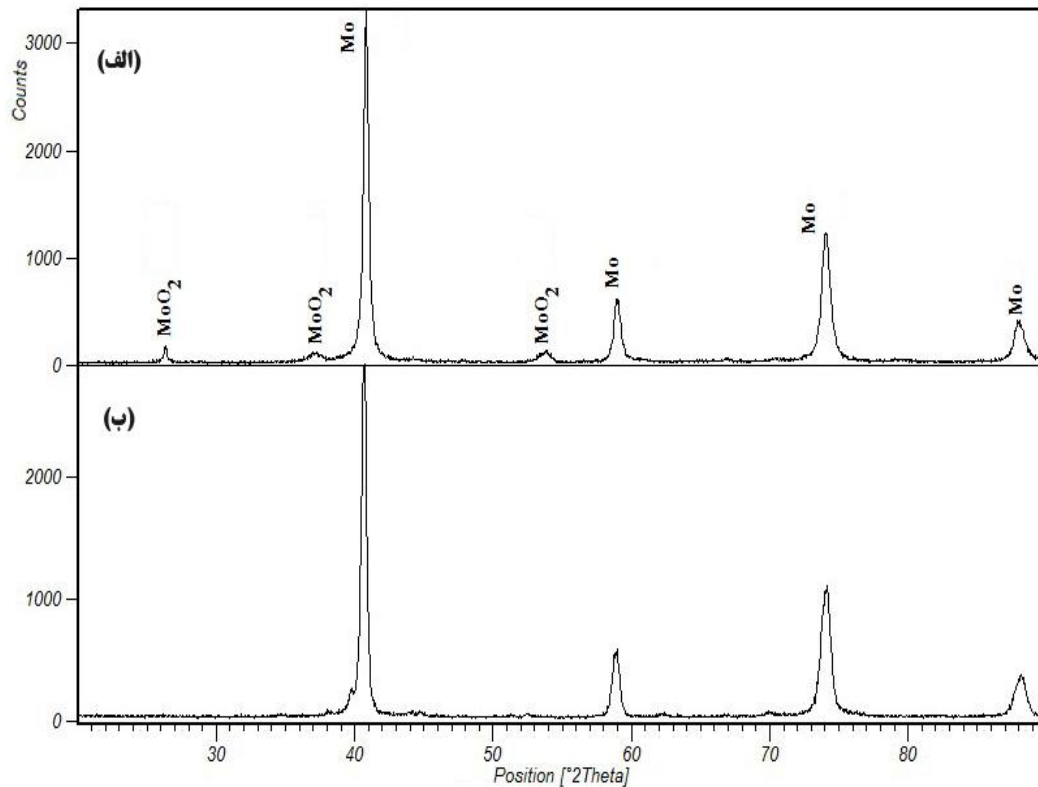
شکل ۲: نمودارهای XRD ترکیب پودری Mo-Si-B: (الف) قبل از فرایند آلیاژسازی مکانیکی؛ (ب) بعد از ۲۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی؛ (پ) ذرات آگلومره و دانه بندی شده؛ (ت) ذرات ترکیبی زینتر شده پس از خوردشدگی نهایی و دانه بندی.



شکل ۳: تصاویر میکروسکوپ نوری پوشش Mo-Si-B از پودر آگلومره شده، بدون استفاده از گاز آرگن محافظ در: (الف) بزرگنمایی پایین (۵۶۰×) و (ب) بزرگنمایی بالا (۱۴۴۰×)؛ جهت پاشش از سمت چپ به راست.



شکل ۴: تصاویر میکروسکوپ نوری پوشش Mo-Si-B از ذرات ترکیبی زینتر و خورد شده با استفاده از گاز آرگن محافظ در: (الف) بزرگنمایی پایین (۵۶۰×) و (ب) بزرگنمایی بالا (۱۴۴۰×)؛ جهت پاشش از سمت چپ به راست.



شکل ۵: نمودارهای XRD پوشش APS از Mo-Si-B: (الف) به دست آمده از پودر آگلومره شده، بدون استفاده از گاز آرگن محافظ و (ب) به دست آمده از پودر ترکیبی زینتر و خورده شده، با استفاده از گاز آرگن محافظ.

فرآیند APS، غیریکنواختی فازی قابل توجهی بر روی پودرهای ترکیبی Mo-Si-B حاصل می‌کند و به منظور غلبه بر این موضوع، تغییر پارامترهای فرآیند APS ضروری به نظر می‌رسد؛ این نتیجه، علی‌رغم تفاوت اساسی در ترکیب منحصر به فرد استفاده شده در این تحقیق و روش به کار گرفته شده در محافظت پودرها از اکسایش، با یافته‌های محققان دیگر [۱۵، ۱۶] نیز تطابق کاملی دارد.

نتیجه‌گیری

۱. بر اساس یافته‌های تحقیق، مشخص گردید که پس از فرآیند آلیاژسازی مکانیکی به مدت ۲۰ ساعت و زینتر کردن پودرهای فشرده شده، فازهای جدید دوتایی و سه‌تایی حاصل می‌گردد.

۲. با اعمال پودرهای Mo-Si-B در دو حالت آگلومره شده و ترکیبی به صورت حفاظت شده و حفاظت نشده، بر روی زیرلایه‌هایی از فولاد ساده کربنی به کمک فرآیند

پاشش حرارتی شدند. با توجه به شکل ۳ و ۵ الف می‌توان دریافت که در پوشش حاصله از پودر آگلومره شده، ذرات موجود با توجه به در معرض قرارگیری گرمای کمتر و اکسایش بیشتر، علاوه بر عدم تشکیل هیچگونه ترکیب بین‌فلزی Mo-Si-B، بعضاً از ذوب‌شدگی جزئی و ناقص (شکل ۳) و اکسایش محدود (شکل ۵ الف) برخوردار هستند و می‌توان ذرات ذوب نشده و توده‌های اکسیدی را در مقطع پوشش مشاهده نمود (شکل ۳). با اعمال شرایط حفاظتی بر روی پودرهای ترکیبی حین فرآیند پاشش و ثابت نگه‌داشتن سایر پارامترها، مشخص می‌گردد که گرمای کافی به ذرات ریز خورد شده منتقل گردیده است و تا حد قابل توجهی از میزان اکسایش پودرها جلوگیری به عمل آمده است؛ این موضوع علاوه بر ذوب‌شدگی نسبتاً کامل ذرات بر روی سطح (شکل ۴)، باعث تجزیه‌ی ترکیبات حاصله نیز شده است، به گونه‌ای که منطبق بر شکل ۵ ب هیچگونه اثری از ترکیبات موجود قبلی (شکل ۲) در پوشش وجود ندارد. نتیجه‌ی اخیر، مبین آن است که اساساً

1. P. Jéhanno, M. Heilmaier, H. Saage, H. Heyse, M. Böning, H. Kestler and J.H. Schneibel, *Superplasticity of a multiphase refractory Mo-Si-B alloy*, Scr. Mater., 55(2006)525-528.
 2. P. Jéhanno, M. Heilmaier and H. Kestler, *Characterization of an industrially processed Mo-based silicide alloy*, Intermetallics, 12(2004)1005-1009.
 3. R. Mitra, A.K. Srivastava, N. E. Prasad and S. Kumari, *Microstructure and mechanical behaviour of reaction hot pressed multiphase Mo-Si-B and Mo-Si-B-Al intermetallic alloys*, Intermetallics, 14(2006)1461-1471.
 4. M.K. Meyer, A.J. Thom and M. Akinc, *Oxide scale formation and isothermal oxidation behavior of Mo-Si-B intermetallics at 600-1000 °C*, Intermetallics, 7(1999)153-162.
 5. T. Hayashi, K. Ito, K. Ihara, M. Fujikura and M. Yamaguchi, *Creep of single crystalline and polycrystalline T₂ phase in the Mo-Si-B system*, Intermetallics, 12(2004)699-704.
 6. S.Paswan, R.Mitra and S.K.Roy, *Isothermal oxidation behaviour of Mo-Si-B and Mo-Si-B-Al alloys in the temperature range of 400-800°C*, Mater. Sci. Eng.A, 424(2006)251-265.
 7. P. Jain, A.P. Alur and K.S. Kumar, *High temperature compressive flow behavior of a Mo-Si-B solid solution alloy*, Scr. Mater., 54(2006)13-17.
 8. A.P. Alur, N. Chollacoop and K.S. Kumar, *High-temperature compression behavior of Mo-Si-B alloys*, Acta Mater., 52(2004)5571-5587.
 9. S.A. Kuznetsov, E.V. Rebrov, M.J.M. Mies, M.H.J.M. de Croon and J.C. Schouten, *Synthesis of protective Mo-Si-B coatings in molten salts and their oxidation behavior in an air-water mixture*, Surface and Coatings Technology, 201(2006)971-978.
 10. A.P. Alur and K.S. Kumar, *Monotonic and cyclic crack growth response of a Mo-Si-B alloy*, Acta Mater., 54(2006)385-400.
 11. K. Zuo, S. Xi and J. Zhou, *Structure evolution and thermodynamics analysis* APS, به دلیل تفاوت در میزان گرم شدن و اکسایش ذرات پاشش شده، نوع ساختار حاصله از پوشش متفاوت خواهد شد.
 ۳. یافته‌های این تحقیق نشان می‌دهد که اساساً فرآیند APS، غیریکنواختی فازی قابل توجهی بر روی پودرهای ترکیبی Mo-Si-B حاصل می‌کند.
- تشکر و قدردانی**
- از آنجائی که بسیاری از فعالیت‌های آزمایشگاهی این تحقیق در آزمایشگاه‌های دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی مالک اشتر انجام گردیده است، لذا از همکاری مسئولین ذیربط قدردانی می‌گردد.
- مراجع**
- of MoSi₂ during mechanical alloying, Mater. Sci. Eng. A, 445-446(2007)48-53.
 12. P.C. Kang and Z.D. Yin, *Formation mechanism and nanocrystalline phase transformation of molybdenum disilicide by mechanical alloying*, Nanotechnology, 15(2004)851-855.
 ۱۳. سعیدرضا بخشی، مهدی صالحی، حسین ادریس، غلامحسین برهانی، ارزیابی ساختاری ترکیبات Mo-Si-B در اثر فرایند آلیاژسازی مکانیکی، یازدهمین کنگره‌ی سالانه‌ی انجمن مهندسیین متالورژی ایران، آبان ماه ۱۳۸۶.
 14. D.L. Zhang, *Phase formation during mechanical alloying of Mo and Si powders*, Journal of Materials Science Letters, 14(1995)1508-1511.
 15. M.J. Kramer, S.C. Okumus, M.F. Besser, O. Unal and M. Akinc, *Microstructure of a plasma-sprayed Mo-Si-B alloy*, Journal of Thermal Spray Technology, 9(1)(2000)90-94.
 16. T.C. Totemeier, R.N. Wright and W.D. Swank, *FeAl and Mo-Si-B intermetallic coatings prepared by thermal spraying*, Intermetallics, 12(2004)1335-1344.