

ساخت و ارزیابی خواص تریبولوژیکی قطعات آلیاژی Mo-Si-B

پژمان رضایی طالقانی، سعیدرضا بخشی، غلامحسین برهانی و محمد عرفانمنش

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر شاهین شهر اصفهان

(دریافت مقاله : ۹۱/۰۳/۳۱ - پذیرش مقاله : ۹۲/۰۱/۱۷)

چکیده

در این تحقیق ترکیبات پودری ۷۶Mo - ۱۴Si - ۱۰B و ۳۰Mo - ۴۷Si - ۲۳B (بر حسب درصد اتمی) توسط آسیاب گلوله‌ای سایشی با سرعت ساینده ۳۶۵ rpm در محیط کاملاً خنثی و آبگرد در زمان ۲۰ ساعت تحت عملیات آلیاژسازی مکانیکی قرار گرفتند، پودرهای آسیاب‌کاری شده پس از گاززدایی در دمای ۴۵۰°C به مدت ۲ ساعت، بصورت قطعات دیسکی شکل با قطر ۲۵mm درآمده و در دماهای ۱۱۰۰°C - ۱۴۰۰°C توسط کوره مقاومتی لوله‌ای تحت اتمسفر آرگون زینتر شدند. قطعات آلیاژی ساخته شده تحت آزمون سایش پین روی دیسک قرار گرفته و رفتار سایشی آنها مورد بررسی قرار گرفت. نتایج حاصل از آزمون‌های سایش تحت نیروهای ۲۰ و ۳۰ نیوتن نشان داد که در قطعات آلیاژی با ترکیب اولیه ۳۰Mo - ۴۷Si - ۲۳B زینتر شده در دمای ۱۳۰۰°C به مدت ۳ ساعت، به دلیل توزیع یکنواخت و ریزی از ذرات بین‌فلزی سخت MoSi₂ و MoB در ریزساختار نمونه، مقاومت به سایش بالاتری نسبت به ترکیب غنی از مولیبدن (۷۶Mo - ۱۴Si - ۱۰B) حاصل شد.

واژه های کلیدی: Mo-Si-B، آلیاژسازی مکانیکی، مقاومت به سایش، کامپوزیت MoSi₂ / MoB.

Fabrication and evaluation of tribological properties of multiphase Mo-Si-B alloys

P. R. Taleghani, S. R. Bakhshi, G. H. Borhani and M. Erfanmanesh

Department of Materials Engineering, Malek Ashtar University of Technology, Shahin Shahr

(Received 20 June 2012, accepted 5 April 2013)

Abstract

In this study, 76Mo-14Si-10B and 30Mo-47Si-23B (at.%) powder compounds were milled for 20 hours using an attritor ball mill with milling speed of 365rpm under inert gas atmosphere. After degasing of As-milled powders at 450°C temperature for 2 hours, they were pressed into cylindrical samples with 25mm diameter and were sintered at 1100°C-1400°C temperature range by tube resistance furnace under Ar gas atmosphere. Wear behavior of Mo-Si-B alloys were investigated using a pin-on-disk wear test machine. The results of waer tests under 20N and 30N forces showed that sintered 30Mo-47Si-23B alloy at 1300°C temperature for 3 hours has more wear resistance than 76Mo-14Si-10B alloy because of MoSi₂ and MoB intermetallic particles fine and uniform distribution.

Keywords: : Mo-Si-B, Mechanical alloying, Wear resistance, MoB /MoSi₂ Composite.

E-mail of corresponding author: Taleghani@mut-es.ac.ir

مقدمه

اکسیداسیون بسیار بالا تا دمای 1600°C ، مقاومت به خوردگی بالا، مدول الاستیسیته زیاد، مقاومت به شوک حرارتی عالی و هدایت حرارتی و الکتریکی خوبی می‌باشد [۵-۷]. در میان ترکیبات بورایدی، فاز MoB خواص منحصر بفردی در دماهای بسیار بالا دارد که از آن جمله می‌توان، نقطه ذوب بسیار بالا (2600°C)، پایداری شیمیایی، سختی فوق العاده زیاد، مقاومت به خوردگی خوب و استحکام عالی در دماهای بالا را نام برد [۸].

دو سیستم آلیاژی مهم در ترکیبات سه‌جزئی Mo-Si-B وجود دارند، سیستم آلیاژی اول از حضور هم زمان ترکیبات بین‌فلزی با محلول جامد مولیبدن ($\alpha\text{-Mo}$) تشکیل شده است، اتم‌های Si به صورت جان‌شینی و مقدار بسیار کمی از اتم‌های B (کمتر از ۱ درصد اتمی) در داخل شبکه مولیبدن حل شده و فاز $\alpha\text{-Mo}$ را تشکیل می‌دهند [۴]. در این سیستم آلیاژی ترکیبات بین‌فلزی استحکام بالایی خود را تا دمای نزدیک به 1400°C حفظ کرده و فاز $\alpha\text{-Mo}$ نیز باعث بهبود تافنس شکست می‌شود [۹]. سیستم آلیاژی مهم دیگر، سیستم سه‌فازی Mo_5Si_3 ، Mo_5SiB_2 و Mo_3Si است. این ترکیب سه‌فازی دارای مقاومت به اکسیداسیون بسیار خوبی در دماهای حدوداً 1300°C بوده که از سیستم آلیاژی اول بیشتر می‌باشد، ولی به دلیل فقدان فاز انعطاف‌پذیر $\alpha\text{-Mo}$ تافنس شکست چندان بالایی ندارد [۱۰]. فرایند ذوب قوسی^۱ یکی از روش‌های متداول در ساخت قطعات Mo-Si-B می‌باشد، بطوریکه در این روش ابتدا عناصر مولیبدن، سیلیسیم و بور با نسبت اتمی مشخص ذوب شده و به درون قالب‌های مسی استوانه‌ای شکل ریخته می‌شوند و سپس به منظور کاهش تخلخل، قطعات ریخته‌گری شده در دماهای بسیار بالا تحت عملیات پرس ایزواستاتیک گرم^۲ قرار می‌گیرند [۱].

فرایندهای ساخت اکستروژن داغ و فورج هم‌دما نیز برای تولید قطعات آلیاژی Mo-Si-B به کار برده شده است [۱۱ و ۱۲]. در سال‌های اخیر به منظور کاهش هزینه‌های تولید،

توسعه مواد سازه‌ای در دماهای بالا یکی از مهم‌ترین مشکلات پیش‌رو در بخش‌های مختلف صنعتی و نظامی است. برای اینکه یک ماده بتواند در دماهای بالا کارکرد مطلوبی داشته باشد، باید دارای ویژگی‌های خاصی از قبیل: نقطه ذوب بالا، مقاومت به اکسیداسیون، خوردگی، سایش و شوک حرارتی عالی در دماهای بالا، مقاومت خزشی بالا و چقرمگی شکست مطلوب باشد [۱]. از میان کاربردهای سازه‌ای دمای بالا می‌توان به قسمت‌های تحت حرارت شدید در موتورهای توربین گازی مانند کمپرسورها، پره‌ها و نازل‌ها، مشعل‌های گاز صنعتی و همچنین اجزاء کوره‌های صنعتی (مانند المان‌های حرارتی) اشاره کرد. ترکیبات بین‌فلزی دسته مهمی از مواد سازه‌ای دمای بالا را تشکیل می‌دهند، این مواد به دلیل ماهیت منظمی که دارند خواص قابل توجهی از قبیل استحکام و سختی بالا، نقطه ذوب بالا و مقاومت به اکسایش در دماهای بالا از خود نشان می‌دهند [۲]. تلاش‌های گسترده‌ای در زمینه به کار بردن مواد جدید مقاوم در دماهای بالا در موتورهای توربین گازی به جای سوپر آلیاژهای پایه نیکل صورت گرفته است، در میان این مواد، ترکیبات بین‌فلزی موجود در سیستم آلیاژی Mo-Si-B توجه زیادی را به خود جلب کرده‌اند که به خاطر عملکرد خوب این مواد در دماهای بالاتر از دمای کارکرد سوپر آلیاژهای بر پایه نیکل می‌باشد [۳].

سیستم سه‌تایی Mo-Si-B از مقاومت به اکسیداسیون بالایی تا دماهای حدود 1450°C ، تافنس شکست نسبتاً بالا در دمای اتاق، مقاومت به خزش عالی در دماهای بالاتر از 1200°C و مقاومت به سایش مطلوبی برخوردار است. سیستم سه‌تایی Mo-Si-B شامل فازهای بین‌فلزی (بر پایه مولیبدن) Mo_3Si ، MoSi_2 می‌باشد. تمامی این فازها نقطه ذوب بسیار بالایی دارند و مواد دیرگداز به حساب می‌آیند، در میان این فازها، ترکیب بین‌فلزی MoSi_2 کاربردهای صنعتی بیشتری به خصوص در ارتباط با المان‌های حرارتی پیدا کرده است [۴]. MoSi_2 دارای خواص ویژه‌ای از قبیل نقطه ذوب بالا (2020°C)، دانسیته نسبتاً پایین (6.24 gr/cm^3)، مقاومت به

¹- Arc melting

²- HIP

ساجمه به پودر برابر با ۲۰، در مدت زمان ۲۰ ساعت تحت عملیات آلیاژسازی مکانیکی قرار گرفتند. به منظور جلوگیری از چسبیدن پودرها به محفظه آسیاب از اسید استئاریک به میزان ۰/۷۵ درصد وزنی کل مخلوط پودری به عنوان عامل کنترل کننده فرایند به کار برده شد. پودرهای آسیاب کاری شده پس از گاززدایی در دمای 450°C ، به کمک دستگاه پرس هیدرولیک با ظرفیت ۲۵۰۰kN، تحت فشار ۶۰۰ MPa به صورت قطعات دیسکی شکل با ابعاد ۲۵ میلی‌متر فشرده شدند. سپس عملیات زینتر قطعات خام در کوره مقاومتی لوله‌ای تحت اتمسفر آرگون صورت پذیرفت. قطعات ساخته شده تحت آزمون سایش پین روی دیسک در دمای محیط (27°C)، درصد رطوبت ۳۶-۴۰٪ و سرعت خطی ۱۰cm/s قرار گرفتند. جنس پین، فولاد بلبرینگ AISI ۵۲۱۰۰ دارای سختی ۸۰۰ ویکرز، طول ۵۰ میلی‌متر و قطر ۵ میلی‌متر بود. نمودارهای کاهش وزن بر حسب بار اعمالی در مسافت ثابت ۱۰۰ متر (نمودار بارپذیری) برای هر نمونه رسم شد تا مقدار بار (نیرو) ثابت برای آزمون سایش تعیین شود. پس از تعیین بار ثابت، نمودارهای کاهش حجم بر حسب مسافت در بار ثابت (نمودارهای سایش) ترسیم شده و مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت. در انتها به منظور تعیین ضریب اصطکاک و سنجش نیروی افقی حین فرایند سایش، نمودارهای ضریب اصطکاک بر اساس رابطه $\mu = F/W$ (نیروی افقی و نیروی عمودی اعمالی بر سطح نمونه‌ها در حین فرایند سایش) توسط نرم‌افزار مربوط به دستگاه سایش رسم شده و مقدار ضریب اصطکاک تعیین شد. جهت بررسی آنالیز فازی قطعات ساخته شده پس از زینتر از دستگاه پراش اشعه ایکس ساخت شرکت فیلیپس مدل MPD-Xpert با اشعه تکفام $\text{CuK}\alpha$ با طول موج ۱/۵۴۲ آنگستروم، زمان هر گام ۲ ثانیه، اندازه گام ۰/۰۵ درجه و در محدوده ۲۵ از ۱۰۰-۲۰ درجه به کار گرفته شد. به منظور مشاهده توزیع فازها در ریزساختار قطعات زینتر شده و تصاویر سطوح ساییده شده، میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGA-XMU با ولتاژ ۱۵ کیلو ولت مورد استفاده قرار گرفت. برای تعیین غلظت عناصر مولیبدن، سیلیسیم و بور در

فرایند آلیاژسازی مکانیکی به صورت محدود برای ساخت آلیاژهای سه تایی Mo-Si-B مورد استفاده قرار گرفته است. در همه تحقیقات صورت گرفته، به منظور انجام فرایند آلیاژسازی مکانیکی آسیاب گلوله‌ای سیاره‌ای با حداکثر میزان تولید پودر ۴۵ الی ۵۰۰ گرم استفاده شده بود [۱۳-۱۶]. به طور کلی خواص منحصر بفرد آلیاژهای سه تایی Mo-Si-B در دماهای بالا موجب شده است که تحقیقات گسترده‌ای روی آنها صورت بگیرد و هنوز هم برای رسیدن به خواص بهتر، کارهای پژوهشی زیادی بر روی این ترکیبات در حال انجام است. تاکنون تحقیقات وسیعی در زمینه خواص اکسایشی و مکانیکی (استحکام و تافنس شکست) قطعات آلیاژی Mo-Si-B صورت گرفته است، اما تحقیق جامعی در خصوص رفتار سایشی این ترکیبات انجام نشده، در این تحقیق سعی بر آن است که، خواص سایشی قطعات آلیاژی Mo-Si-B ساخته شده توسط فرایند آلیاژسازی مکانیکی، پرس سرد و زینترینگ در دمای بالا، مورد بررسی قرار گیرد و در این راستا مقاومت به سایش دو سیستم آلیاژی متفاوت یکی غنی از مولیبدن ($10\text{B}-14\text{Si}-76\text{Mo}$) و دیگری غنی از سیلیسیم ($30\text{Mo}-47\text{Si}-23\text{B}$) با یکدیگر مقایسه و تأثیر ترکیبات بین‌فلزی و محلول جامد مولیبدن روی رفتار تریبولوژیکی آلیاژهای Mo-Si-B بررسی شد.

مواد و روش آزمایش‌ها

در این تحقیق، ابتدا بوسیله آلیاژسازی مکانیکی در آسیاب‌های گلوله‌ای سایشی^۱، ترکیبات پودری $10\text{B}-14\text{Si}-76\text{Mo}$ و $23\text{B}-47\text{Si}-30\text{Mo}$ (اعداد برحسب درصد اتمی) تولید شد. به طوریکه پودرهای خالص مولیبدن، سیلیسیم و بور با متوسط اندازه ذرات به ترتیب برابر با ۱، ۸ و ۲ میکرومتر بوسیله آسیاب سایشی با سرعت ساینده ۳۶۵ rpm در محیط خنثی و آب‌گرد، ساجمه‌هایی از جنس فولاد ابزار با قطر ۱۰ میلی‌متر و سختی ۸۰۰ ویکرز و نسبت وزنی

^۱ - این نوع آسیاب‌ها دارای کاربرد صنعتی بوده به طوریکه می‌توانند تا حداکثر ۴۰۰۰۰ گرم پودر تولید کنند [۱۷].

فازهای نمونه و همچنین جهت آنالیز عنصری سطوح ساییده شده نیز آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی^۱ به صورت نقطه‌ای با استفاده از دستگاه مدل رونتک^۲ نصب شده روی میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل VEGA-XMU انجام گرفت، در تمامی موارد آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی، قطر پروب یک میکرومتر در نظر گرفته شد.

نتایج و بحث

پودرهای حاصل از فرایند آلیاژسازی مکانیکی، ریزتر و فعال‌تر شده و در عین حال از توزیع همگنی نیز برخوردار بودند، این امر در هنگام زیتتر کمک شایانی به سنتز ترکیبات بین فلزی در دماهای نسبتاً پایین کرد. تحت این شرایط، ترکیب بین فلزی خاصی پس از آسیاکاری به مدت ۲۰ ساعت حاصل نشد. استفاده از روش آلیاژسازی مکانیکی موجب می‌شود ذرات پودر دچار تغییر شکل شدیدی شده و انواعی از عیوب کریستالی پس از فرایند آلیاژسازی مکانیکی در پودرها بوجود آیند، همچنین تحت این شرایط نفوذ عناصر محلول در زمینه نیز افزایش خواهد یافت. در نتیجه به کار بردن فرایندهای میانی یا نهایی بعدی (زیتتر کردن در دمای نسبتاً بالا)، شرایط لازم جهت نفوذ متقابل عناصر را فراهم می‌کند و با در نظر گرفتن فعل و انفعالات ترمودینامیکی و سینتیکی حاصل، ترکیبات بین فلزی مورد نظر دریافت می‌شوند [۱۷]. بطوریکه در تحقیق قبلی انجام شده با به کار بردن عملیات آنیل نفوذی در دمای بالا روی ترکیب غنی از مولیبدن (۱۰B - ۱۴Si - ۷۶Mo) بدون به کار بردن هرگونه آلیاژسازی مکانیکی قبلی، هیچگونه ترکیب بین فلزی تشکیل نشد [۱۸]، در شکل ۱ الگوهای پراش پرتو ایکس قطعه آلیاژی با ترکیب اولیه ۱۰B- ۱۴Si- ۷۶Mo پس از ۲۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی و سپس زیتتر در محدوده دمایی ۱۱۰۰°C-۱۴۰۰°C نشان داده شده است.

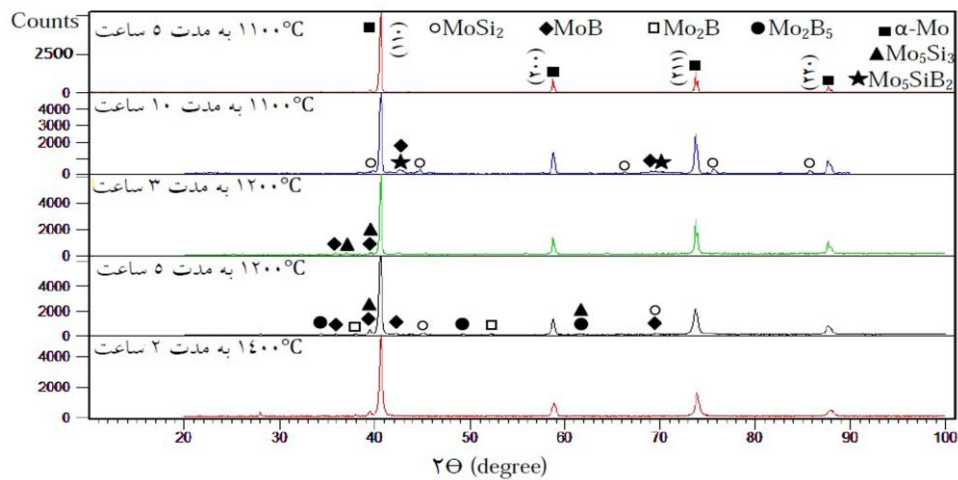
همانطوریکه از شکل ۱ مشخص است، تنها نمونه‌های زیتتر شده در دماهای ۱۱۰۰°C به مدت ۱۰ ساعت و ۱۲۰۰°C در

زمان ۵ ساعت، ترکیبات بین فلزی محدودی تشکیل داده‌اند. در بقیه نمونه‌ها در حین زیتتر، ترکیبات بین فلزی چندانی تشکیل نشده، آنچنانکه در الگوی پراش آن‌ها تنها فاز مولیبدن مشخص است. به دلیل زمان زیتتر بسیار طولانی در قطعات زیتتر شده در دمای ۱۱۰۰°C به مدت ۱۰ ساعت انقباض پخت نمونه‌ها به حدی رسید که، خلل و فرج‌های باقیمانده در داخل نمونه یا از بین رفته بودند و یا اینکه به صورت حفرات محبوس بسیار ریز درون قطعه حضور داشتند، در نتیجه فشار هوای زیاد محبوس شده داخل حفرات، ضربات شدیدی را به دیواره حفرات وارد می‌کرد که در نهایت منجر به باد کردن^۳ قطعه و بوجود آمدن سوراخ‌هایی روی سطوح خارجی آن شد، در حالی که در نمونه‌های زیتتر شده در دمای ۱۲۰۰°C به مدت ۵ ساعت مشکل فوق رخ نداده و قطعات سالمی تولید شدند. در شکل ۲ الگوی پراش پرتو ایکس قطعه آلیاژی با ترکیب اولیه ۱۰B- ۱۴Si- ۷۶Mo پس از ۲۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی و سپس زیتتر در دمای ۱۲۰۰°C به مدت ۵ ساعت آورده شده است. در این حالت، اکثراً ترکیبات بین فلزی دوتایی مولیبدن - بور به همراه مولیبدن در الگوی پراش حضور دارند، به دلیل آنکه در دماهای زیتتر نسبتاً بالا شرایط ترمودینامیکی مطلوب‌تری برای تشکیل ترکیبات بورایدی نسبت به ترکیبات سیلیسایدی فراهم می‌شود. البته با افزایش بیشتر دمای زیتتر تا ۱۴۰۰°C، ترکیبات بورایدی نیز پایداری خود را از دست داده و از بین رفتند. بنابراین با توجه به نوع ترکیبات سنتز شده، ادامه عملیات زیتتر در دماهای بیش از ۱۲۰۰°C نمی‌توانست مؤثر باشد.

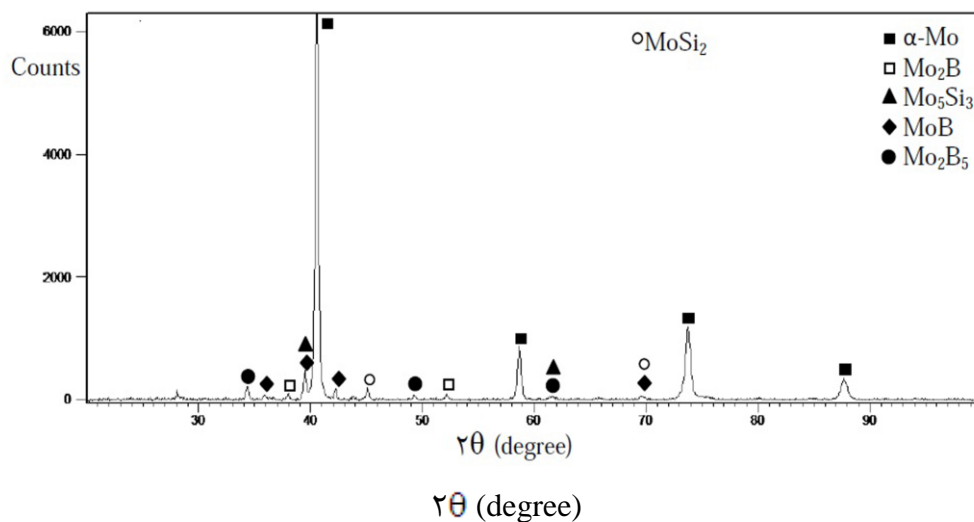
^۳ Bloating

^۱- Energy Dispersive Spectroscopy (EDS)

^۲- RONTEC



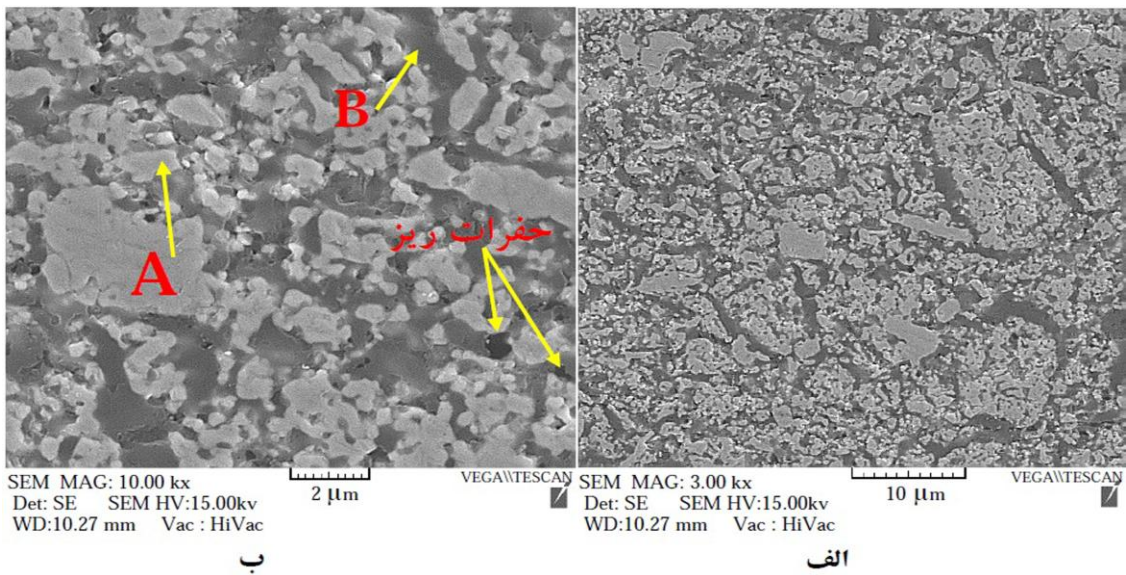
شکل ۱. الگوهای پراش پرتو ایکس قطعه آلیاژی با ترکیب اولیه $10B-14Si-76Mo$ پس از ۲۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی و سپس زیتزر در محدوده دمایی $1100^{\circ}C-1400^{\circ}C$.



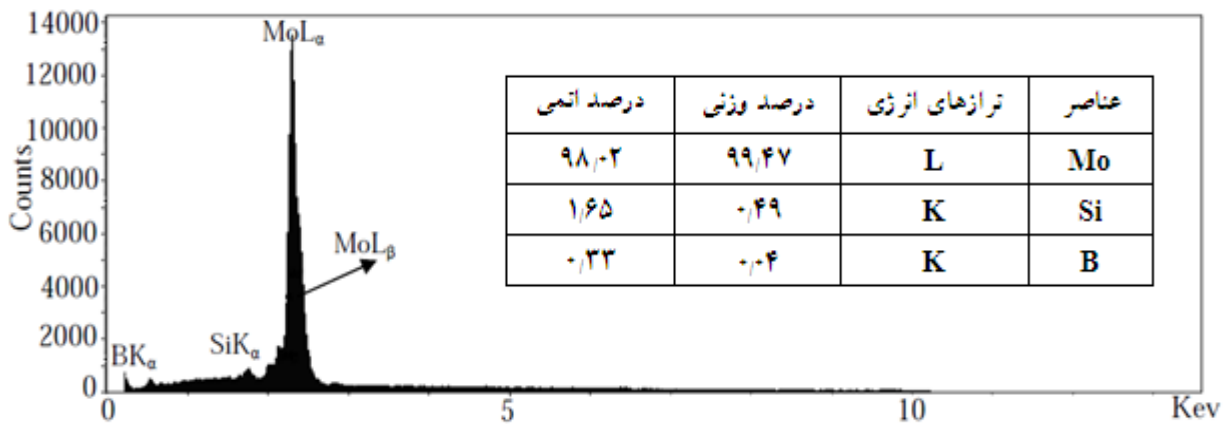
شکل ۲. الگوی پراش پرتو ایکس قطعه آلیاژی با ترکیب اولیه $10B-14Si-76Mo$ پس از ۲۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی و سپس زیتزر در دمای $1200^{\circ}C$ به مدت ۵ ساعت.

به نظر می‌رسد نقاط **B** ترکیبات بین‌فلزی دوتایی مولیبدن-بور و مولیبدن-سیلیسیم باشند. همانطوریکه از شکل ۳ پیداست، ذرات $\alpha-Mo$ از توزیع نسبتاً یکنواختی برخوردار بوده و با وجود آنکه مقدار قابل توجهی از آن در آلیاژ موجود است، زمینه پیوسته‌ای را تشکیل نداده‌اند. ریزساختار شکل ۳ نسبتاً متراکم است و فقط نقاط سیاه رنگ ریزی (خلل و فرج‌ها) در تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی شکل ۳ قابل رؤیت است. دانسیته اندازه‌گیری شده توسط آزمون ارشمیدوس نیز میزان تخلخل قطعات را تقریباً ۳ درصد نشان داد.

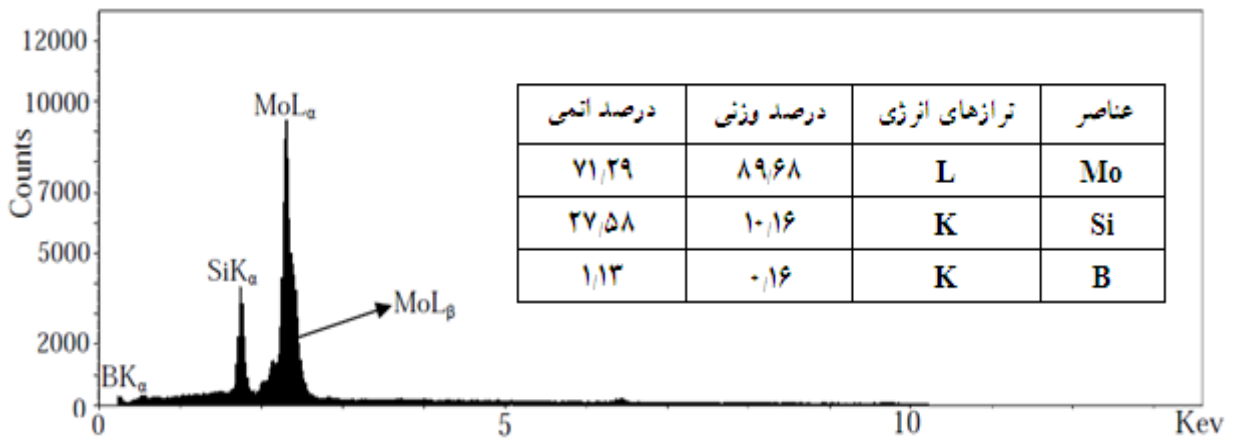
با توجه به تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع نمونه آلیاژی $10B-14Si-76Mo$ زیتزر شده در دمای $1200^{\circ}C$ به مدت ۵ ساعت (شکل ۳)، مناطق تیره (**B**) و روشن (**A**) از یکدیگر قابل تشخیص هستند. نتایج آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی مناطق **A** (شکل ۴) به اثبات رساند که مناطق **A** منطبق با ترکیب شیمیایی محلول جامد مولیبدن ($\alpha-Mo$) می‌باشند. نتایج آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی مناطق **B** (شکل ۵) نتوانست ترکیب بین‌فلزی خاصی را شناسایی کند، ولی با در نظر گرفتن یافته‌های شکل‌های ۲ و ۴



شکل ۳. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در حالت تصویری الکترون‌های ثانویه از سطح مقطع پولیش و اچ شده (با محلول واکنشگر موراکامی^۱) نمونه آلیاژی با ترکیب اولیه 76Mo-14Si-10B زینتر شده در دمای ۱۲۰۰ °C به مدت ۵ ساعت، در بزرگنمایی‌های متفاوت: (الف) ۳۰۰۰ و (ب) ۱۰۰۰۰ برابر.



شکل ۴. آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی نقاط A شکل ۳.

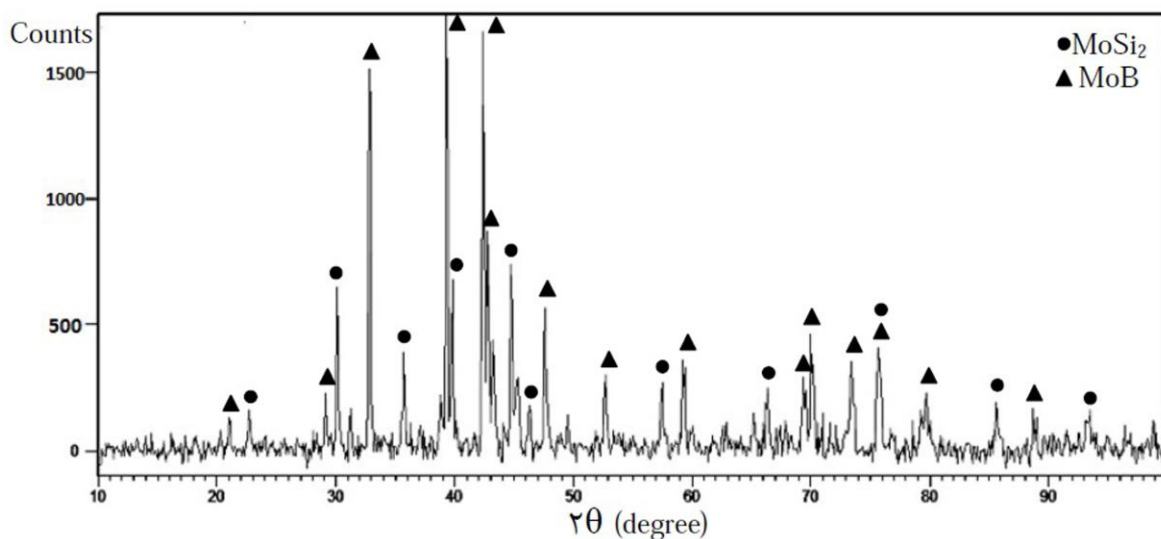


شکل ۵. آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی نقاط B شکل ۳.

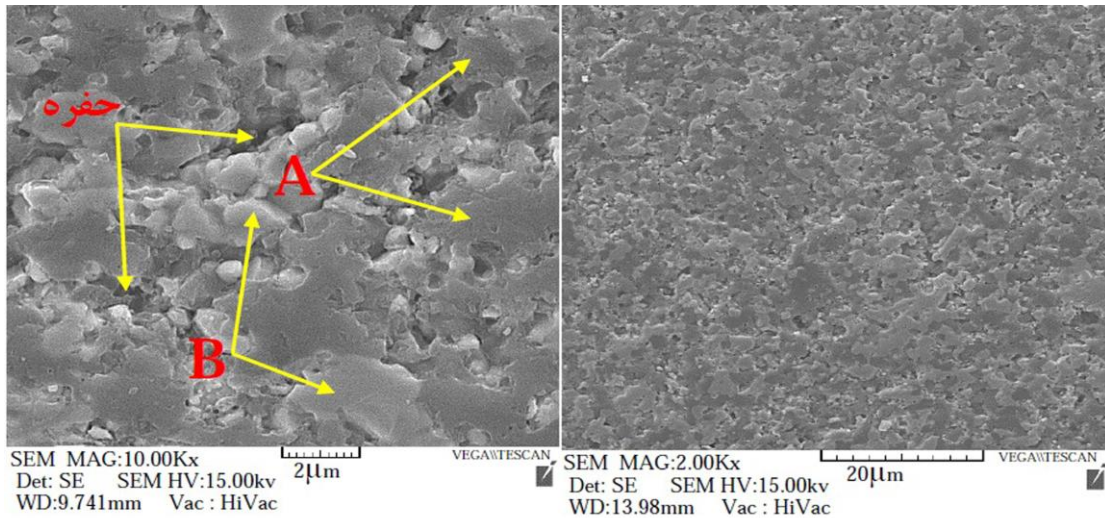
^۱- Murakami

پولیش، سطح مقطع قطعه کاملاً صاف شده و ناهمواری‌هایی که در اثر خلل و فرج‌های درشت درون قطعه بوجود می‌آیند، در این وضعیت وجود ندارند. البته باز هم حفراتی روی سطح مقطع پولیش داده شده در شکل ۷ ب مشاهده می‌شوند، ولی مقدار آن‌ها بسیار کم بوده و از توزیع بسیار ریزی نیز برخوردار هستند. با در نظر گرفتن شکل ۷ ب، دو تباین کاملاً متمایز از هم (A و B) در تصویر میکروسکوپی قابل رؤیت است، در مناطق تیره‌تر (A) نتایج آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی (شکل ۸) تطابق خوبی با ترکیب بین فلزی MoSi₂ دارد، در مورد مناطق روشن (B) به دلیل وجود عنصر بور (وزن اتمی بسیار پایینی دارد) آنالیز درستی نمی‌توان انجام داد (شکل ۹)، ولی با در نظر الگوی پراش پرتو ایکس و حضور پیک‌های با شدت بالا از ترکیب بین فلزی MoB در الگوی پراش، به احتمال فراوان نقاط B منطبق با ترکیب بین فلزی مونو بوراید مولیبدن می‌باشند. با دقت بیشتر در شکل ۷ الف می‌توان توزیع کاملاً یکنواختی از ذرات مجزای MoSi₂ را در زمینه‌ای از فاز MoB مشاهده کرد. در نتیجه با زینتر قطعات آلیاژی با ترکیب اولیه Mo-Si-B-۳۰ (۲۳B-۴۷Si) در دمای ۱۳۰۰°C به مدت ۳ ساعت، کامپوزیت MoB / MoSi₂ با دانسیته نسبتاً بالایی ساخته شده است.

در مورد قطعات آلیاژی با ترکیب اولیه Mo-۳۰ (۲۳B-۴۷Si)، نمونه‌هایی که در دماهای کمتر از ۱۳۰۰°C زینتر شده بودند، دانسیته چندان بالایی نداشتند. اما نمونه‌های زینتر شده در دمای ۱۳۰۰°C به مدت ۳ ساعت، از دانسیته بالایی برخوردار بوده و میزان تخلخل این قطعات که توسط آزمون ارشمیدوس اندازه‌گیری شده بود، حدوداً ۴ درصد بدست آمد. در شکل ۶ الگوی پراش پرتو ایکس قطعات آلیاژی با ترکیب اولیه Mo-۳۰ (۲۳B-۴۷Si) پس از ۲۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی و سپس زینترینگ در دمای ۱۳۰۰°C به مدت ۳ ساعت نشان داده شده است. با توجه به این شکل مخلوط کامل دو فازی MoB و MoSi₂ در دمای زینتر ۱۳۰۰°C سنتز شد، به طوری که میزان کسر حجمی فاز MoB برابر با ۴ ± ۶۲ بدست آمد. تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع قطعه آلیاژی با ترکیب اولیه Mo-۳۰ (۲۳B-۴۷Si) زینتر شده در دمای ۱۳۰۰°C به مدت ۳ ساعت در شکل ۷ آورده شده است. مشاهدات میکروسکوپی نمونه‌های زینتر شده در دمای ۱۳۰۰°C مؤید این مطلب است که دمای زینتر بالا موجب بوجود آمدن ریز ساختار نسبتاً چگالی شده است (حد اکثر میزان تخلخل قطعات نزدیک به ۴ درصد بود). ریز ساختار شکل ۷ الف نیز به وضوح نشان می‌دهد که پس از



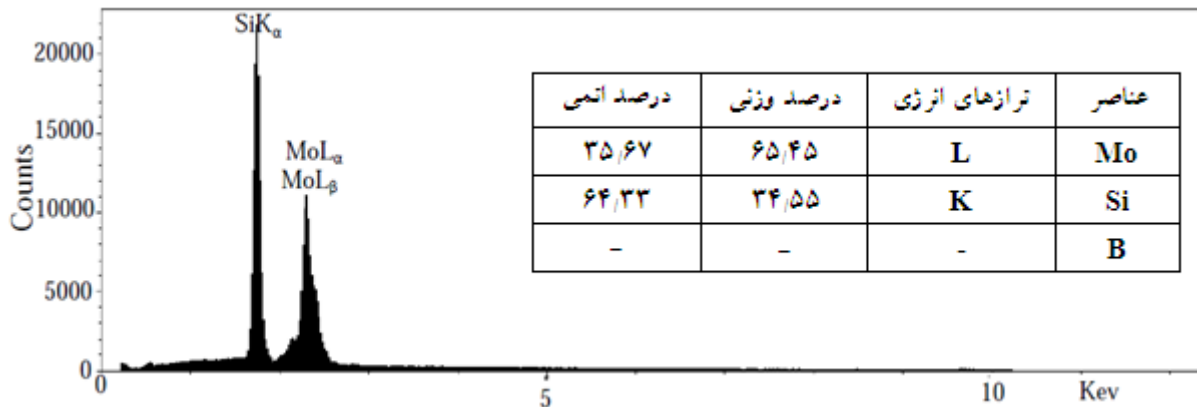
شکل ۶. الگوی پراش پرتو ایکس قطعه آلیاژی با ترکیب اولیه Mo-۳۰ (۲۳B-۴۷Si) پس از ۲۰ ساعت آلیاژسازی مکانیکی و سپس زینترینگ در دمای ۱۳۰۰°C به مدت ۳ ساعت.



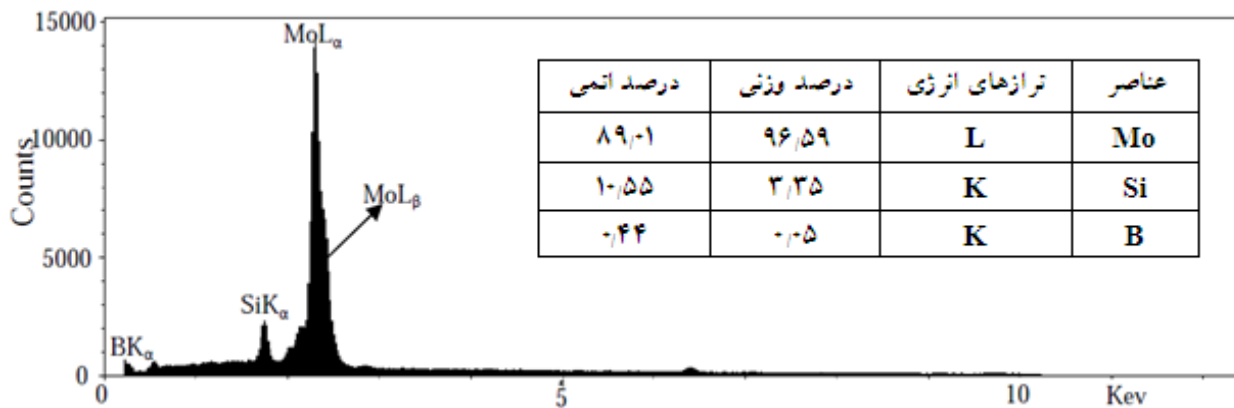
ب

الف

شکل ۷. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در حالت تصویری الکترون‌های ثانویه از سطح مقطع پولیش و اچ شده (با محلول واکنشگر موراکامی) نمونه آلیاژی با ترکیب اولیه 30Mo-47Si-23B زینتر شده در دمای ۱۳۰۰ °C به مدت ۳ ساعت، در بزرگنمایی‌های متفاوت: الف) ۲۰۰۰ و ب) ۱۰۰۰۰ برابر.



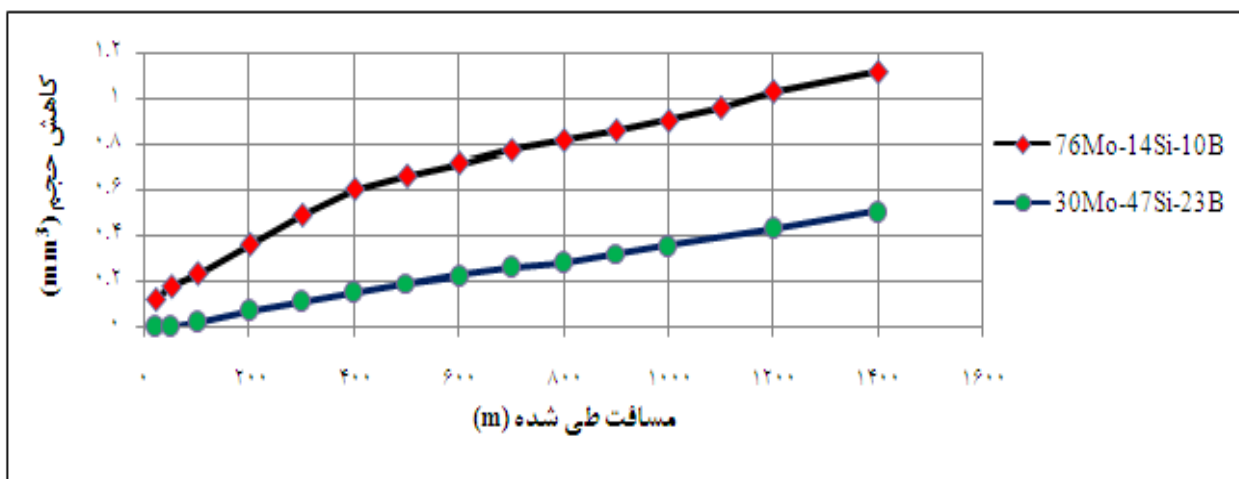
شکل ۸. آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی نقاط A شکل ۷ ب.



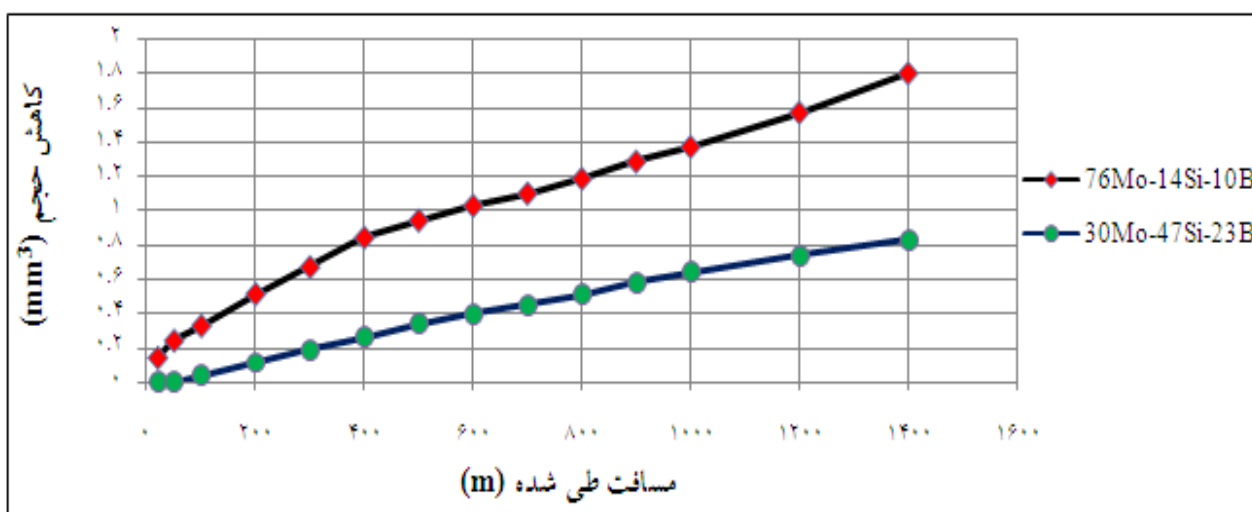
شکل ۹. آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی نقاط B شکل ۷ ب.

با انجام آزمون بارپذیری، بارهای ۲۰ و ۳۰ نیوتن به منظور انجام آزمون سایش انتخاب شد. معیار اتمام آزمون‌ها در کلیه ارزیابی‌های سایشی قطعات آلیاژی Mo-Si-B، فراهم شدن حالت یکنواخت (پایدار) در روند کاهش وزن یا حجم نمونه‌ها بوده است. نمودارهای کاهش حجم نمونه‌ها بر حسب مسافت طی شده تحت بارهای ۲۰ و ۳۰ نیوتن (نمودارهای سایش) در شکل‌های ۱۰ و ۱۱ آورده شده‌اند. مقادیر سختی قطعات آلیاژی با ترکیب اولیه $76\text{Mo}-14\text{Si}-10\text{B}$ و $30\text{Mo}-47\text{Si}-23\text{B}$ در جدول ۱ و مقادیر متوسط ضریب اصطکاک نمونه‌ها در جدول ۲ ذکر شده است. مقادیر ذکر شده در جدول ۲ حد میانگین نمودارهای ضریب اصطکاک بر حسب مسافت طی شده می‌باشند. منظور از تغییرات ضریب اصطکاک نیز، مقادیر حداقل و حداکثر ضریب اصطکاک ثبت شده در حین انجام آزمون سایش هستند. نتایج مربوط به کاهش وزن سطح ساییده مقابل به نمونه‌ها (پین فولادی) در جدول ۳ نشان داده شده است.

با انجام آزمون بارپذیری، بارهای ۲۰ و ۳۰ نیوتن به منظور انجام آزمون سایش انتخاب شد. معیار اتمام آزمون‌ها در کلیه ارزیابی‌های سایشی قطعات آلیاژی Mo-Si-B، فراهم شدن حالت یکنواخت (پایدار) در روند کاهش وزن یا حجم نمونه‌ها بوده است. نمودارهای کاهش حجم نمونه‌ها بر حسب مسافت طی شده تحت بارهای ۲۰ و ۳۰ نیوتن (نمودارهای سایش) در شکل‌های ۱۰ و ۱۱ آورده شده‌اند. مقادیر سختی قطعات آلیاژی با ترکیب اولیه $76\text{Mo}-14\text{Si}-10\text{B}$ و $30\text{Mo}-47\text{Si}-23\text{B}$ در جدول ۱ و مقادیر متوسط ضریب اصطکاک نمونه‌ها در جدول ۲ ذکر شده است. مقادیر ذکر شده در جدول ۲ حد میانگین نمودارهای ضریب اصطکاک بر حسب مسافت طی شده می‌باشند. منظور از تغییرات ضریب اصطکاک نیز، مقادیر حداقل و حداکثر ضریب اصطکاک ثبت شده در حین انجام آزمون سایش هستند. نتایج مربوط به کاهش وزن سطح ساییده مقابل به نمونه‌ها (پین فولادی) در جدول ۳ نشان داده شده است.



شکل ۱۰. نتایج آزمون سایش قطعات آلیاژی $76\text{Mo}-14\text{Si}-10\text{B}$ زیتتر شده در دمای 1200°C به مدت ۵ ساعت و $30\text{Mo}-47\text{Si}-23\text{B}$ زیتتر شده در دمای 1300°C به مدت ۳ ساعت در نیروی اعمالی ثابت ۲۰ N.



شکل ۱۱. نتایج آزمون سایش قطعات آلیاژی $76\text{Mo}-14\text{Si}-10\text{B}$ زیتتر شده در دمای 1200°C به مدت ۵ ساعت و $30\text{Mo}-47\text{Si}-23\text{B}$ زیتتر شده در دمای 1300°C به مدت ۳ ساعت در نیروی اعمالی ثابت ۳۰ N.

جدول ۱. نتایج گرفته شده از آزمون ماکروسختی قطعات آلیاژی Mo-Si-B.

ترکیب اولیه (درصد اتمی)	دما (°C) و زمان زیتتر (ساعت)	درصد تخلخل	میزان بار اعمالی (Kgf)	عدد سختی (ویکرز)
۷۶Mo-۱۴Si-۱۰B	۵-۱۲۰۰	۲٫۴ ± ۰٫۲	۳۰	۵۷۶ ± ۸
۳۰Mo-۴۷Si-۲۳B	۳-۱۳۰۰	۳٫۵۸ ± ۰٫۹۶	۳۰	۶۶۰ ± ۵

جدول ۲. مقادیر متوسط ضریب اصطکاک قطعات آلیاژی Mo-Si-B در آزمون سایش تحت نیروهای ۲۰ و ۳۰ نیوتن.

نیروی اعمالی (N)	۷۶Mo-۱۴Si-۱۰B	۳۰Mo-۴۷Si-۲۳B
۲۰	+ ۰٫۲۱	++ ۰٫۲۴
۳۰	+ ۰٫۲۴	++ ۰٫۲۶

+: تغییرات ضریب اصطکاک در حد کم ++: تغییرات ضریب اصطکاک در حد متوسط

جدول ۳. میزان کاهش وزن (بر حسب میلی‌گرم) سطح ساییده مقابل به نمونه‌ها (پین) پس از طی مسافت ۱۰۰۰ متر در آزمون سایش تحت نیروهای ۲۰ و ۳۰ نیوتن.

نیروی اعمالی (N)	۷۶Mo-۱۴Si-۱۰B	۳۰Mo-۴۷Si-۲۳B
۲۰	۰٫۶	۱٫۴
۳۰	۰٫۹	۳٫۳

سنجی توزیع انرژی مناطق تیره‌تر (A) شکل ۱۲ و حضور اکسیژن زیاد در این مناطق، دلیلی بر تشکیل لایه اکسیدی در بعضی مناطق و به تبع آن کاهش نرخ سایش است. در این وضعیت دو سطح لغزنده توسط لایه‌های اکسیدی از هم جدا می‌شوند و فقط به صورت لحظه‌ای تماس مستقیم برقرار می‌شود. اکسید وارد شده در لایه سطحی نمونه، آن را مستحکم می‌کند و همچنین استحکام برشی پایینی را در فصل مشترک ایجاد کرده و موجب کاهش اصطکاک می‌شود و در نتیجه افزایش مقاومت به سایش را در پی دارد [۱۹]. با دقت بیشتر در تصاویر میکروسکوپی سطح سایشی قطعه آلیاژی ۷۶Mo-۱۴Si-۱۰B (شکل‌های ۱۲ و ۱۳)، می‌توان مناطقی با تغییر شکل نسبی بالاتر (B) را از قسمت‌های دیگر سطح ساییده شده تشخیص داد، میزان اکسید کمتر در این مناطق (شکل ۱۵) نسبت به مناطق A (شکل ۱۴) به نظر می‌رسد ناشی از کندگی لایه اکسیدی محافظ باشد، در نتیجه اکسیدهای باقیمانده دیگر نمی‌توانند نقش محافظتی خود را ایفا کنند و به تبع آن سایش شدیدتری در مناطق B انتظار می‌رود. در مناطق A همانطور که از شکل ۱۳ پیداست، سطح

در قطعه آلیاژی ۷۶Mo-۱۴Si-۱۰B زیتتر شده در دمای ۱۲۰۰°C به مدت ۵ ساعت در نیروی ۲۰ نیوتن (شکل ۱۰)، پس از طی یک مسافت اولیه حدوداً ۴۰۰ متر با نرخ سایش بیشتر (منطقه غیر یکنواخت)، این وضعیت تغییر نموده و از میزان نرخ سایش کاسته می‌شود و در نهایت به یک مقدار ثابت می‌رسد (سایش حالت یکنواخت). در این حالت میزان نرخ سایش حدوداً $5.7 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{m}$ می‌باشد. کاهش نرخ سایش (کاهش شیب نمودار در شکل ۱۰) با گذشت زمان در حین آزمون سایش به نظر می‌رسد ناشی از حضور ذرات اکسیدی در فصل مشترک سایش باشد. به طور کلی در بسیاری از سیستم‌های سایشی، در شروع سایش رفتار انتقالی مشاهده می‌شود، تا اینکه شرایط تعادلی سطح حکم‌فرما شود، نرخ سایش در طی این مدت زمان اولیه، می‌تواند کمتر یا بیشتر از نرخ سایش حالت یکنواخت باشد [۱۹]. در شکل‌های ۱۲ و ۱۳ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی سطح سایشی قطعه آلیاژی ۷۶Mo-۱۴Si-۱۰B و نتایج آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی مناطق A و B مشخص شده در شکل ۱۲ در شکل‌های ۱۴ و ۱۵ آورده شده‌اند. با توجه به آنالیز طیف-

ارزیابی‌های سایشی باید این موضوع را مد نظر داشت که، میزان سختی توده‌ای ماده اغلب (به خصوص در مورد فلزات) در حین فرایند سایش تغییر کرده و در بسیاری از موارد در اثر کار سختی بوجود آمده بوسیله سیلان پلاستیکی، سختی فصل مشترک سایش بیشتر از سختی توده ماده تحت سایش خواهد شد. در مورد نمونه غنی از مولیبدن ($10B-14Si-76Mo$) با توجه به سیستم‌های لغزش فعال در فاز مولیبدن (البته حضور عناصر حل شده سیلیسیم و بور در شبکه مولیبدن میزان انعطاف‌پذیری آن را تا حد زیادی کاهش داده است)، میزان کار سختی آن در حین سایش بیشتر است. ترک‌های روی سطح مناطق A (شکل ۱۳) نیز نمایانگر کار سختی بوجود آمده‌اند. این ترک‌ها نخست در نواحی زیر سطح جوانه‌زنی می‌کنند و سپس موازی با سطح رشد خواهند کرد، ترک‌ها در منطقه‌ای از زیر سطح بوجود می‌آیند که ماده در آنجا تغییر شکل پلاستیکی داده است، رشد ترک‌ها تا سطح آزاد نمونه باعث برداشت ماده از سطح می‌شود.

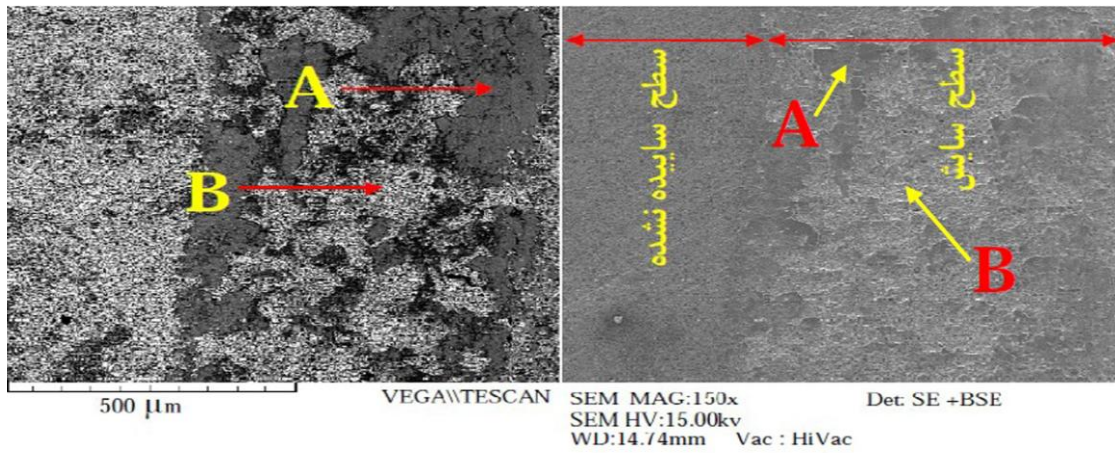
در مورد قطعه آلیاژی $23B-47Si-30Mo$ که در ریزساختار آن فقط فازهای سخت سیلیسایدی و بورایدی حضور دارند، سیلان پلاستیکی چندانی نمی‌توان انتظار داشت. البته به دلیل مقاومت بالای قطعه مذکور در برابر نیروهای سایشی، سیلان پلاستیک موضعی محدودی در هنگام سایش این نمونه نیز رخ داده و در نتیجه از شکست ترد شدید جلوگیری به عمل آمده است. میزان کار سختی قطعه آلیاژی $23B-47Si-30Mo$ در حین آزمون سایش تأثیر چندانی روی نرخ سایش نداشته و سختی سطحی در برابر سختی توده ماده (زیر سطح) تغییر چندانی نمی‌کند. رفتارهای سایشی اشاره شده در مورد نیروی ۳۰ نیوتن (شکل ۱۱) نیز به همین صورت می‌باشد. با این تفاوت که با افزایش نیروی اعمالی بر طبق معادله آرچارد باید میزان کاهش حجم در واحد مسافت لغزش افزایش یابد. روند کاهش حجم نمودارهای شکل ۱۱ نیز این موضوع را به اثبات رسانده است.

نسبتاً صاف‌تری قابل رؤیت است که به دلیل تشکیل لایه محافظ اکسیدی در مناطق مذکور می‌باشد. در مورد قطعه آلیاژی $30Mo-47Si-23B$ زیتر شده در دمای $1300^{\circ}C$ به مدت ۳ ساعت نیز روند سایشی مشابهی رخ می‌دهد. در شکل ۱۶ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی سطح سایشی نمونه مذکور و در شکل‌های ۱۷ و ۱۸ نتایج آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی مناطق C و D مشخص شده در شکل ۱۶ نشان داده شده است. با در نظر گرفتن آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی مناطق C سطح ساییده شده (شکل ۱۷) مقادیر بالای اکسید در این مناطق تأیید می‌شود. در مورد این قطعه نرخ سایش در مرحله یکنواخت تحت نیروی ۲۰ نیوتن (شکل ۱۰) تقریباً برابر با $2.8 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{m}$ است. میزان کاهش حجم نیز برای قطعه مذکور کمتر از آلیاژ $10B-14Si-76Mo$ می‌باشد. مقاومت به سایش بالاتر قطعه آلیاژی $23B-47Si-30Mo$ را می‌توان از طریق معادله آرچارد به اثبات رساند، معادله آرچارد به صورت زیر تعریف می‌شود [۱۹]:

$$Q = KW/H \quad (1)$$

Q نرخ سایش یا حجم ماده ساییده شده در واحد مسافت طی شده (mm^3/m)، K ضریب سایش بدون بعد (مقداری ثابت)، W بار عمودی اعمالی (در مورد این آزمون سایش ۲۰ یا ۳۰ نیوتن) و H سختی ماده است.

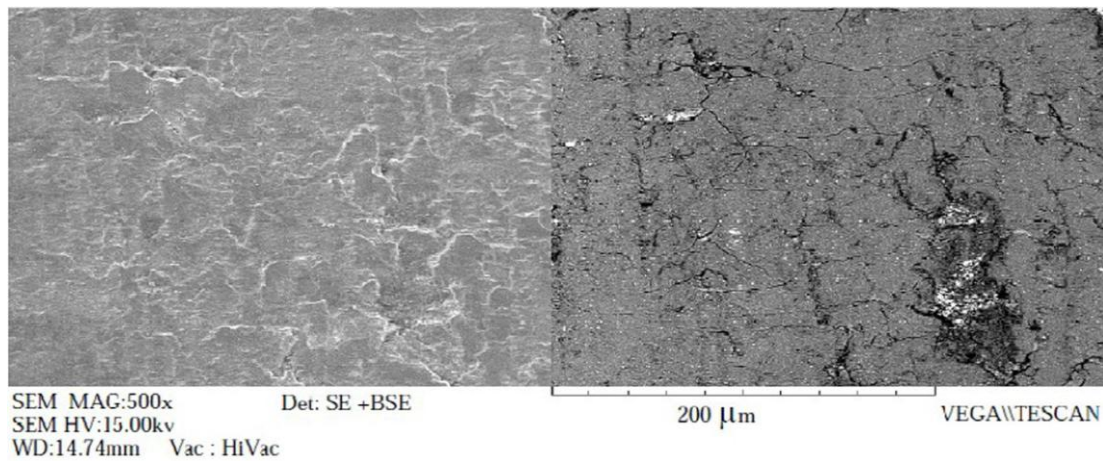
در نتیجه با در نظر گرفتن رابطه ۱، سختی بالاتر قطعه آلیاژی $23B-47Si-30Mo$ (جدول ۱) مقاومت به سایش بالاتر آن را موجب شده است. تخلخل پایین و حضور فازهای بین فلزی سخت $MoSi_2$ و MoB با توزیع یکنواخت و نسبتاً ریز در ریزساختار نمونه آلیاژی $23B-47Si-30Mo$ سختی را تا حد زیادی افزایش داده و به تبع آن مقاومت به سایش نیز افزایش یافته است. در مورد قطعه آلیاژی $10B-14Si-76Mo$ ذرات نرم‌تر مولیبدن در هنگام انجام آزمون سایش، سیلان پلاستیکی بیشتری (نسبت به آلیاژ $23B-47Si-30Mo$) از خود نشان داده و برداشت ماده از طریق سیلان پلاستیکی، کاهش وزن (حجم) بالاتری را به همراه داشته است. در مورد



ب

الف

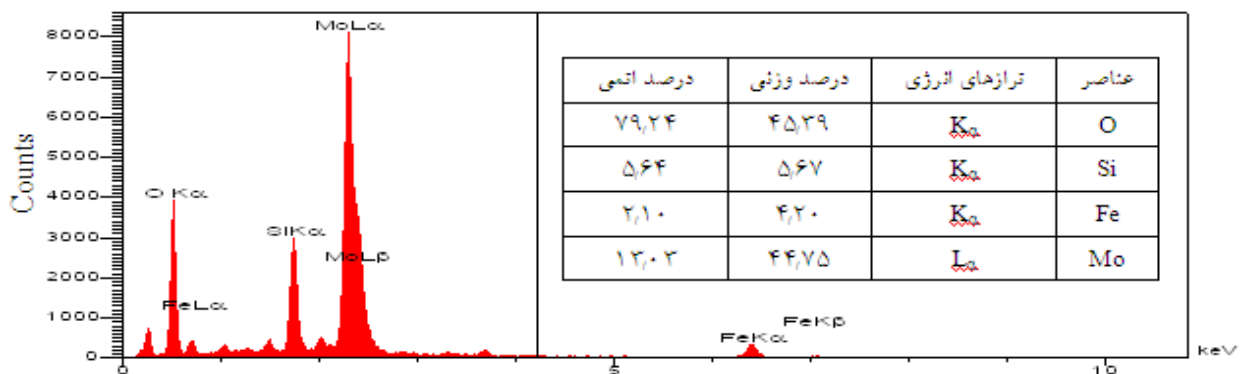
شکل ۱۲. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از فصل مشترک سطح سایش و سطح ساییده نشده قطعه آلیاژی با ترکیب اولیه 76Mo-14Si-10B زیتر شده در دمای ۱۲۰۰°C به مدت ۵ ساعت، پس از آزمون سایش پین روی صفحه در نیروی ثابت ۲۰ نیوتن: در حالت‌های تصویری الف) الکترون‌های ثانویه و ب) الکترون‌های برگشتی.



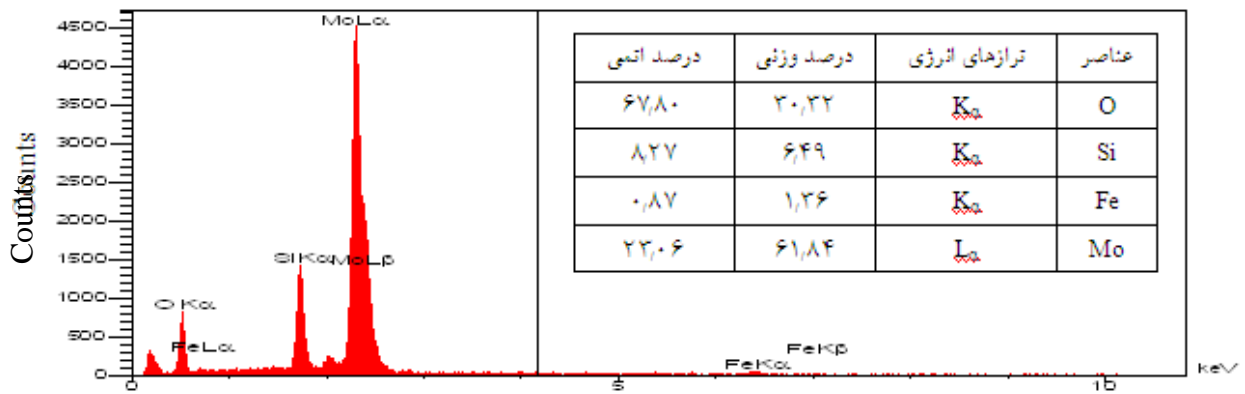
ب

الف

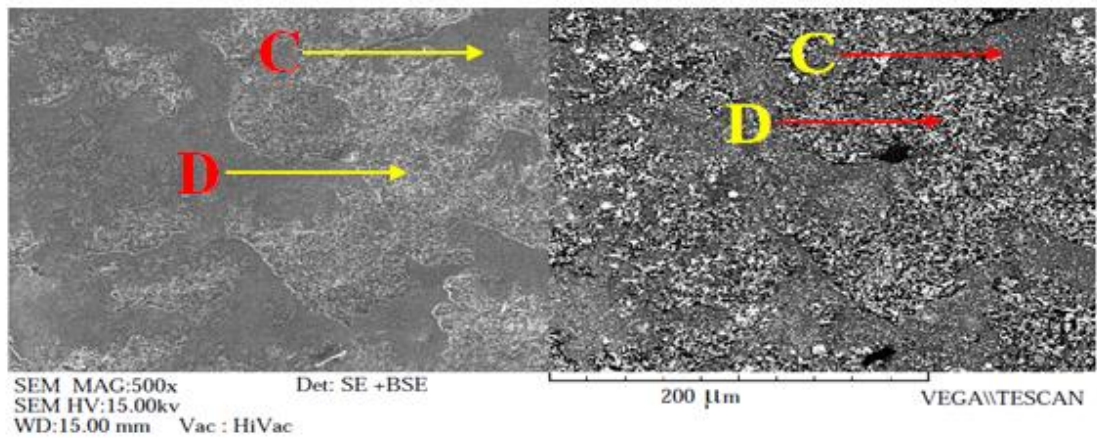
شکل ۱۳. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی مناطق A سطح ساییده شده شکل ۱۲، در حالت‌های تصویری الف) الکترون‌های برگشتی و ب) الکترون‌های ثانویه.



شکل ۱۴. آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی از مناطق A شکل ۱۲.



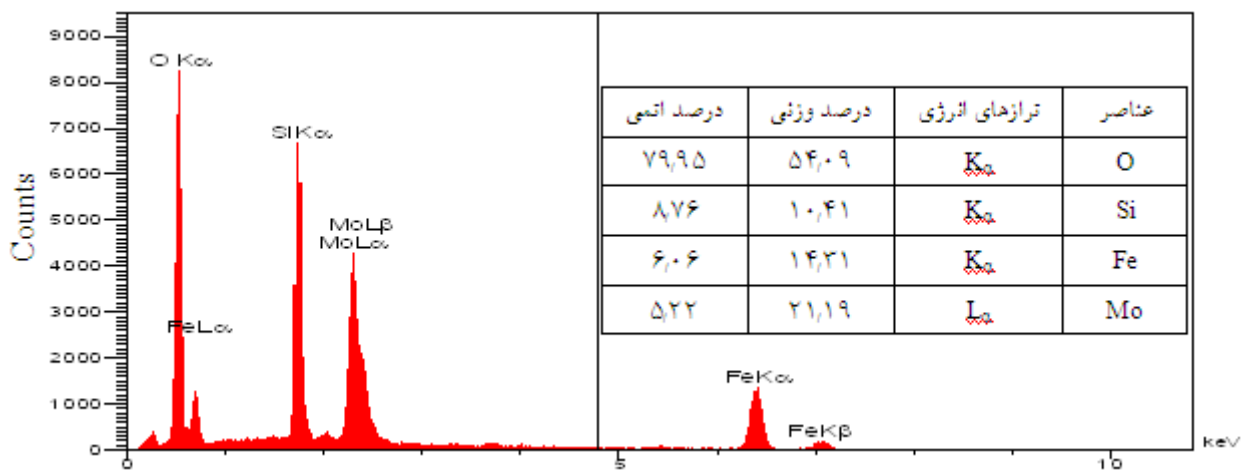
شکل ۱۵. آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی از مناطق B شکل ۱۲.



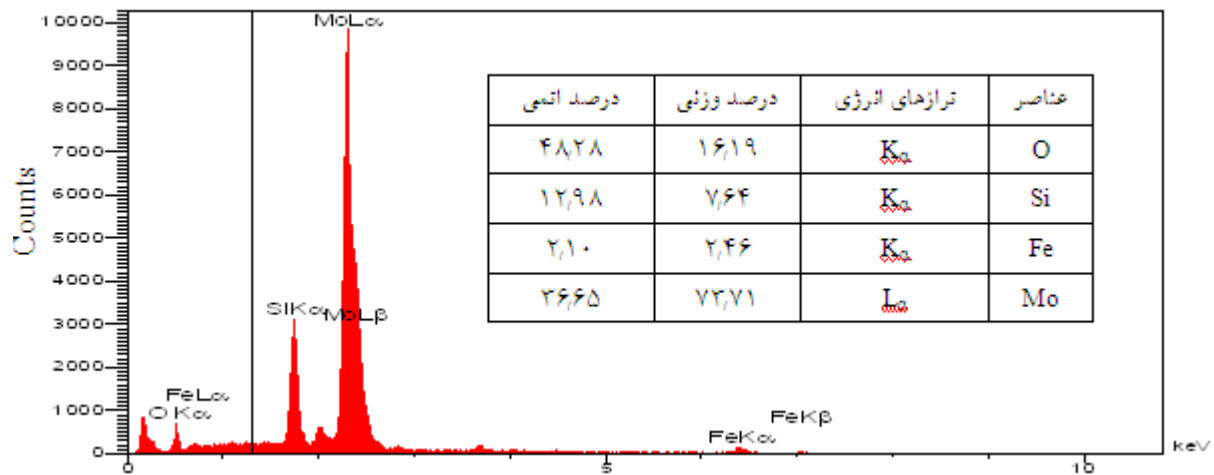
ب

الف

شکل ۱۶. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی سطح ساییده شده قطعه آلیاژی با ترکیب اولیه 30Mo-47Si-23B زیرتر شده در دمای ۱۳۰۰°C به مدت ۳ ساعت پس از آزمون سایش پین روی صفحه در نیروی ثابت ۲۰ نیوتن: در حالت‌های تصویری الف) الکترون‌های برگشتی و ب) الکترون‌های ثانویه.



شکل ۱۷. آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی از مناطق C شکل ۱۶.



شکل ۱۸. آنالیز طیفسنجی توزیع انرژی از مناطق D شکل ۱۶.

آلیاژی $23B-47Si-30Mo$ رسید، شرایطی فراهم شد که بتوان از طریق فرایند زینتر در دمای $1300^{\circ}C$ به مدت ۳ ساعت به کامپوزیت شامل ۳۸ درصد حجمی ذرات $MoSi_2$ در زمینه پیوسته‌ای از ترکیب بین‌فلزی MoB دست یافت.

۳- پس از زینتر قطعه آلیاژی $10B-14Si-76Mo$ در دمای $1200^{\circ}C$ و آلیاژ $23B-47Si-30Mo$ در دمای $1300^{\circ}C$ دانسیته نسبتاً بالایی حاصل شد، به‌طوریکه بیشترین میزان تخلخل قطعات نزدیک به ۴ درصد بود.

۴- در قطعات آلیاژی با ترکیب اولیه $23B-47Si-30Mo$ زینتر شده در دمای $1300^{\circ}C$ به مدت ۳ ساعت به‌جهت توزیع یکنواخت و ریزی از ذرات بین‌فلزی سخت $MoSi_2$ و MoB در ریزساختار نمونه، مقاومت به سایش بالایی در دمای محیط به دست آمد.

۵- مکانیزم اصلی سایش قطعات آلیاژی $Mo-Si-B$ ، تشکیل لایه محافظ اکسیدی روی سطح نمونه‌ها حین آزمون سایش تعیین شد.

با مشاهده نتایج ضریب اصطکاک (جدول ۲) مشخص می‌شود که در قطعات آلیاژی $10B-14Si-76Mo$ و $23B-47Si-30Mo$ با تشکیل لایه اکسیدی (بیشتر به صورت اکسیداسیون موضعی) و مقاوم بودن آن نسبت به سایش، این لایه به عنوان روانکار عمل کرده و ضریب اصطکاک را کاهش داده است. نتایج سطح ساییده مقابل به نمونه‌ها (پین) در طی ارزیابی‌های سایشی در نیروهای ۲۰ و ۳۰ نیوتن (جدول ۳) موضوعات بحث شده در قسمت‌های قبلی را به گونه‌ای دیگر تأیید می‌کند. با توجه به نتایج جدول ۳، در قطعه آلیاژی $10B-14Si-76Mo$ با حضور مقادیر قابل توجهی از محلول جامد مولیبدن و حضور محدود ترکیبات بین‌فلزی سخت و ساییده، ساینده‌گی کمتر پین را موجب شده است. مقادیر بیشتری از سایش پین برای قطعه آلیاژی $23B-47Si-30Mo$ گزارش شده است که مربوط به حضور ترکیبات بین‌فلزی سخت و ساییده قابل توجه در ریزساختار این قطعات می‌شود.

نتیجه‌گیری

۱- در ترکیب غنی از مولیبدن ($10B-14Si-76Mo$)، پس از انجام فرایند زینتر در دمای $1200^{\circ}C$ به مدت ۵ ساعت، عمدتاً محلول جامد مولیبدن و بصورت محدود ترکیبات بین‌فلزی بورایدی و سیلیسایدی برپایه مولیبدن سنتز شدند.

۲- افزایش همزمان درصد اتمی عناصر سیلیسیم و بور در ترکیبات پودری $Mo-Si-B$ به نحوی که بتوان به سیستم

منابع

- continuous α -Mo matrix and improved mechanical properties*, Intermetallics, 16 (2008) 933–941.
15. S. Burk, B. Gorr and H.J. Christ, *High temperature oxidation of Mo–Si–B alloys: Effect of low and very low oxygen partial pressures*, Acta Materialia, 58 (2010) 6154–6165.
 16. O. Hassomeris, G. Schumacher, M. Krüger, M. Heilmaier and J. Banhart, *Phase continuity in high temperature Mo-Si-B alloys: A FIB-Tomography Study*, Intermetallics, 19 (2011) 470-475.
 17. C. Suryanarayana, *Mechanical Alloying and Milling*, Marcel Dekker, New York, 2004.
 ۱۸. بخشی سعیدرضا، توسعه پوشش پاشش حرارتی ترکیبات بین فلزی Mo-Si-B به کمک فرایند آلیاژسازی مکانیکی بر اساس شاخص‌های سطحی، رساله مقطع دکتری رشته مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۸۷.
 ۱۹. هوتچینگز ای ام، اصطکاک و سایش مواد مهندسی، مترجم بخشی سعیدرضا، انتشارات دانشگاه صنعتی مالک اشتر، اصفهان، ۱۳۸۳.
 1. J.H. Schneibel and E.J. Felderman, *Development and testing of new materials for aerospace applications*, Proceedings of 24th Aerodynamic Measurement Technology and Ground Testing Conference, Portland (Oregon) AIAA, (2004) 2593- 2599.
 2. R.W. Cahn, A.G. Evans and M. McLean, *High-temperature structural materials*, Philosophical Transactions of the Royal Society of London A, 351 (1995) 417-632.
 3. P. Jéhanno, M. Heilmaier, H. Kestler, M. Böning, A. Venskutonis, B. Bewlay and M. Jackson, *Assessment of a powder metallurgical Processing Route for Refractory Metal Silicide Alloys*, Metallurgical and materials transactions A, 36 (2005) 515-523.
 4. P. Jain and K.S. Kumar, *Dissolved Si in Mo and its effects on the properties of Mo–Si–B alloys*, Scripta Materialia, (2009).
 5. P. Feng, J. Wu, S.H. Islam, W. Liu, J. Niu, X. Wang and Y. Qiang, *Effects of boron addition on the formation of MoSi₂ by combustion synthesis mode*, Alloys and Compounds, 494 (2010) 161–165.
 6. C. Suryanarayana, *Structure and properties of ultrafine-grained MoSi₂ + Si₃N₄ composites synthesized by mechanical alloying*, Materials Science and Engineering A, 479 (2008) 23–30.
 7. R.B. Schwarz, S.R. Srinivasan, J.J. Petrovic and C.-J. Maggiore, *Synthesis of molybdenum disilicide by mechanical alloying*, Materials Science and Engineering A, 155 (1992) 75-83.
 8. C.L. Yeh and W.S. Hsu, *Preparation of MoB and MoB–MoSi₂ composites by combustion synthesis in SHS mode*, Alloys and Compounds, 440 (2007) 193–198.
 9. J.H. Schneibel, M.J. Kramer and D.S. Easton, *A Mo–Si–B intermetallic alloy with a continuous α -Mo matrix*, Scripta Materialia, 46 (2002) 217–221.
 10. J.H. Schneibel, C.T. Liu, L. Heatherly, and M.J. Kramer, *Assessment of processing routes and strength of a 3-phase molybdenum boron silicide (Mo₅Si₃-Mo₅SiB₂-Mo₃Si)*, Scripta Materialia, 38 (1998) 1169-1176.
 11. E. Summers, A.J. Thom, B. Cook and M. Akinc, *Extrusion and selected engineering properties of Mo-Si-B intermetallics*, Intermetallics, 8 (2000) 1169-1174.
 12. A.P. Alur and K.S. Kumar, *Monotonic and cyclic crack growth response of a Mo–Si–B alloy*, Acta Materialia, 54 (2006) 385–400.
 13. A.Yamauchi, K. Yoshimi, K. Kurokawa and S. Hanada, *Synthesis of Mo–Si–B in situ composites by mechanical alloying*, Alloys and Compounds, 434–435 (2007) 420–423.
 14. M. Krüger, S. Franz, H. Saage, M. Heilmaier, J.H. Schneibel, P. Jéhanno, M. Böning and H. Kestler, *Mechanically alloyed Mo–Si–B alloys with a*