



نشریه علمی پژوهشی

علوم و فناوری کامپوزیت

http://jstc.iust.ac.ir



تأثیر افزودن پودر آلومیناید آهن نانو ساختار بر خواص مکانیکی کامپوزیت کاربرد تنگستن تولید شده به روش سینترینگ پلاسمای جرقه‌ای

مرتضی هادی¹، هادی کریمی²، امید بیات^{3*}، ایمان ابراهیمزاده⁴

1- دکتری تخصصی، مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی و مهندسی گلپایگان، اصفهان

2- کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، شاهین شهر

3- استادیار، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی همدان، همدان

4- استادیار، مهندسی مواد، مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد

*obayat@hut.ac.ir، 579-65155

چکیده

اطلاعات مقاله

در این تحقیق از پودر آلومیناید آهن سنتز شده به روش آلیاژسازی مکانیکی و عملیات آنیل به عنوان فاز زمینه برای تولید کامپوزیت کاربرد تنگستن- آلومیناید آهن استفاده شد. مخلوط پودرهای کاربرد تنگستن و آلومیناید آهن با ترکیب WC-25vol% FeAl به کمک روش سینترینگ پلاسمای جرقه‌ای در دمای 1150 °C سنتز شد. سختی، تافنس شکست و رفتار سایشی نمونه تولیدی مورد ارزیابی قرار گرفت و نتایج آن با نمونه کاربرد تنگستن- کبالت تجاری مقایسه شد. بررسی ساختاری از مخلوط پودری نشان داد که ذرات آلومیناید آهن و ذرات کاربرد تنگستن به صورت کاملاً همگن در بین همدیگر پخش شده‌اند که دلیل آن وجود ذرات آلومیناید آهن با اندازه ذره در محدوده 50 تا 800 نانومتر بوده است. در شرایط سینترینگ، وجود ذرات فاز زمینه آلومیناید آهن با اندازه نانو توانایی نفوذ سریع بین ذرات کاربردی و همچنین پر کردن فضاهای خالی بین ذرات بزرگتر را داشته و منجر به تشکیل ساختار کاملاً همگن با چگالی تقریباً برابر با چگالی تئوری شده است. سختی و تافنس شکست نمونه کاربرد تنگستن- آلومیناید آهن تولیدی به ترتیب برابر با 17.9 GPa و 9.1 MPa√m به دست آمده است که نسبت به نمونه کاربرد تنگستن- کبالت دارای سختی بالاتر (15.7 GPa) و تافنس شکست به میزان جزئی پایین تر است. نتایج آزمون سایش نشان داد که با افزایش دمای آزمون از دمای اتاق به 500 °C، نرخ سایش ویژه برای هر دو نمونه افزایش یافته است. همچنین نمونه کاربرد تنگستن- آلومیناید آهن نسبت به نمونه کاربرد تنگستن- کبالت در دو شرایط دمای اتاق و دمای 500 °C مقاومت به سایش بالاتری از خود نشان داد.

دریافت: 97/04/17

پذیرش: 97/07/19

کلیدواژگان:

کاربرد تنگستن

سینترینگ

خواص مکانیکی

سایش

Influence of nanostructured FeAl powder addition on mechanical properties of WC composites produced by Spark plasma sintering technique

Morteza Hadi¹, Hadi Karimi², Omid Bayat^{3*}, Iman Ebrahimzadeh

1- Department of Material Engineering, Golpayegan University, Isfahan, Iran.

2- Department of Material Engineering, Malek ashtar university of technology, Shahinshahr, Iran.

3- Department of Metallurgy and Materials Engineering, Hamedan University of Technology, Hamedan, Iran

4- Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran

* P.O.B. 65155-579, Hamedan, Iran, obayat@hut.ac.ir

Keywords

Tungsten carbide
Sintering
Mechanical properties
Wear

Abstract

In this study, a FeAl powder synthesized by mechanical alloying and annealing process was used as a binder to produce WC-FeAl composite. The powders of WC and FeAl were blended with composition of WC-25 vol% FeAl and sintered by spark plasma sintering at 1150°C. The hardness, fracture toughness and wear behavior of sintered WC-FeAl sample was investigated and compared with a commercial WC-Co. Structural evaluation of mixed powder was showed a homogeneous distribution of WC and FeAl which related to particle size of FeAl to be in the range of 50-800 nm. FeAl nanoparticles were able to diffuse faster between WC particles and occupy interparticle spaces among larger particles in the sintering condition; thus resulted to formation of an almost homogeneous structure with densification to near theoretical density. The hardness and fracture toughness of WC-FeAl was 17.90 GPa and 9.1 MPa√m, respectively that this hardness was higher than that of WC-Co (15.7 GPa) and fracture toughness was lower slightly. The results for wear test showed that the specific wear rate of both samples was enhanced with increasing the test temperature from room temperature to 500°C. Furthermore, WC-FeAl showed higher wear resistance than WC-Co at both room and 1150 °C temperatures.

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

Hadi, M., Karimi, H., Bayat, O., Ebrahimzadeh, I., "Influence of nanostructured FeAl powder addition on mechanical properties of WC composites produced by Spark plasma sintering technique", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 6, No. 2, pp. 225-233, 2019.

1- مقدمه

کامپوزیت‌های کاربید تنگستن-کبالت (WC-Co) به دلیل دارا بودن ویژگی‌های منحصر به فردی نظیر سختی، چقرمگی شکست و مقاومت به سایش بالا به صورت وسیعی در صنایع مختلف نظیر سوراخ کاری و برش کاری مورد استفاده قرار می‌گیرند [1، 2]. در کنار این خصوصیات ویژه، چالش‌هایی در ارتباط با کاربرد این ترکیبات وجود دارد که مربوط به محدودیت‌های عنصر کبالت بوده که به عنوان فاز زمینه استفاده می‌شود. محدودیت‌های عنصر کبالت شامل سمی بودن، مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون پایین و هزینه‌های بالای تولید این عنصر است [3، 4]. در نتیجه در دو دهه‌ی اخیر، تلاش‌های بسیاری در راستای بهبود خواص کامپوزیت‌های کاربید تنگستن صورت گرفته است که هدف آن‌ها جایگزینی فاز زمینه‌ی جدیدی با عنصر کبالت می‌باشد. با توجه به تحقیقات انجام شده، آلومیناید آهن به عنوان گزینه مناسب برای جایگزینی کبالت در نظر گرفته شده است. مزیت‌های آلومیناید آهن نسبت به کبالت شامل مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون بالاتر، سختی بیشتر، خواص مکانیکی بهتر در دماهای بالا و هزینه‌های تولید پایین‌تر است. این خصوصیات ویژه آلومیناید آهن می‌تواند بسیاری از کاستی‌های مربوط به کبالت در کامپوزیت‌های کاربید تنگستن را برطرف نماید [5-7].

تولید کامپوزیت کاربید تنگستن-آلومیناید آهن (WC-FeAl) به روش‌های مختلفی نظیر پرس گرم [8، 9] و سینترینگ بدون فشار انجام شده است [10، 11]. تولید از طریق این روش‌ها به دلیل زمان‌های طولانی سینترینگ منجر به رشد دانه در حین فرآیند می‌شود. در تحقیقات اخیر تمرکز بر روی توسعه روش‌هایی می‌باشد که امکان تولید نمونه در دماهای پایین‌تر و زمان‌های حرارت‌دهی کوتاه‌تر را فراهم آورد. فرآیند سینترینگ پلاسما جرقه‌ای (Spark plasma sintering) با ایجاد پلاسما در بین ذرات پودر تحت جریان DC پالسی با فرکانس و آمپراژ بالا این امکان را فراهم می‌آورد. از مزایای این روش می‌توان به نرخ حرارت‌دهی بالا، زمان بسیار پایین عملیات سینترینگ و همچنین حفظ اندازه دانه پودر در حین عملیات اشاره کرد. در مطالعات مختلفی امکان تولید کامپوزیت کاربید تنگستن-آلومیناید آهن به روش سینترینگ پلاسما جرقه‌ای با کنترل ریزساختار در حین سینترینگ و همچنین خواص مکانیکی بهتر نسبت به روش‌های تولیدی متعارف گزارش شده است [3-6].

در اغلب پژوهش‌های انجام گرفته در زمینه تولید کامپوزیت کاربید تنگستن-آلومیناید آهن، از پودر آلومیناید آهن تولید شده به روش اتمایزینگ یا پودر به دست آمده از آسیاب کاری شمش ریخته‌گری استفاده شده است. تولید پودر به این دو روش هزینه‌بر بوده و نیاز به دستگاه‌های مجهز می‌باشد. در این تحقیق از ایده جدیدی برای تولید کامپوزیت کاربید تنگستن-آلومیناید آهن استفاده شده است که در آن پودر آلومیناید آهن به روش آلیاژسازی مکانیکی و عملیات آنیل امکان تولید ترکیب آلومیناید آهن را با ساختار کاملاً همگن و اندازه ذره زیر میکرون فراهم می‌کند. با این روش بسیاری از مشکلات مربوط به متالورژی شمش نظیر تخلخل، غیرهمگن بودن ترکیب شیمیایی، مناطق با دانسیته متفاوت و ریزساختار نامطلوب را می‌توان برطرف کرد [12، 13].

هدف از این پژوهش ارزیابی رفتار مکانیکی و سایشی کامپوزیت کاربید تنگستن-آلومیناید آهن تولید شده به روش سینترینگ پلاسما جرقه‌ای است. در این راستا خواص مکانیکی کامپوزیت تولیدی نظیر سختی و

چقرمگی شکست و همچنین مقاومت به سایش ارزیابی شد و با کامپوزیت کاربید تنگستن-کبالت تجاری مورد مقایسه قرار گرفت.

2- مواد و روش آزمون

مواد اولیه استفاده شده در این تحقیق شامل پودرهای آهن (خلوص 99 درصد، اندازه ذره کمتر از $150 \mu\text{m}$)، آلومینیوم (خلوص 99 درصد، اندازه ذره کمتر از $100 \mu\text{m}$) و کاربید تنگستن (خلوص 99.8 درصد، اندازه ذره کمتر از $20 \mu\text{m}$) است. در ابتدا پودرهای آهن و آلومینیوم مطابق با ترکیب شیمیایی Fe-40at. \% Al مخلوط شدند. عملیات آلیاژسازی مکانیکی در یک آسیاب گلوله‌ای سیاره‌ای مدل (Fritsch pulverisette 6 type) به مدت 20 ساعت با استفاده از محفظه و گلوله‌های فولادی انجام شد. نسبت وزنی گلوله به پودر 10:1 و سرعت چرخش دیسک 300 rpm انتخاب شد. پس از آلیاژسازی مکانیکی، پودرهای حاصله تحت عملیات آنیل در کوره تیویی در دما $800 \square$ به مدت 1 ساعت تحت اتمسفر آرگون قرار گرفتند.

در مرحله بعد، پودرهای کاربید تنگستن و آلومیناید آهن با ترکیب WC-25 vol% FeAl (معادل با WC-11.34 wt% FeAl) مخلوط شدند. از آسیاب سیاره‌ای مرحله قبل با محفظه و گلوله‌ها از جنس کاربید تنگستن، سرعت چرخش دیسک 100 rpm و محیط تر (100 میلی لیتر اتانول) جهت مخلوط-سازی پودرها استفاده شد. در انتها پودرها در دمای 55°C خشک شدند. تولید قطعات بالک به کمک فرآیند سینترینگ پلاسما جرقه‌ای در دمای 1150°C به مدت 3 دقیقه در فشار 40 MPa انجام گرفت. نرخ افزایش دما $60 \text{ min}/^\circ\text{C}$ بوده و از قالب گرافیتی با قطر داخلی 20 میلی‌متر استفاده شد. تمام پارامترها شامل ترکیب کامپوزیت، شرایط آماده‌سازی پودر و همچنین شرایط سینترینگ نمونه با توجه به تحقیقات قبلی انجام شده در این زمینه انتخاب شد [4، 5].

برای مقایسه خواص کامپوزیت تولیدی، نمونه WC-10 wt% Co با قطر 20 میلی‌متر تولید شده در شرکت (DONIX Ltd., Ukraine) تهیه شد. پس از عملیات سینترینگ، نمونه‌های تولیدی به روش غوطه‌وری ارشمیدس مطابق با استاندارد ASTM C20 تحت عملیات چگالی‌سنجی قرار گرفتند. سختی نمونه‌ها توسط ماکروسختی‌سنجی ویکرز بر اساس استاندارد ASTM E92-82 تحت نیروهای 30 و 50 Kgf انجام شد.

به منظور تعیین چقرمگی شکست نمونه‌ها، از روش اندازه‌گیری طول ترک ایجاد شده به واسطه‌ی اثرگذار ویکرز استفاده شد. به همین منظور به کمک تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نقطه اثر ویکرز، طول ترک اندازه‌گیری و به کمک رابطه Shetty چقرمگی شکست نمونه‌ها محاسبه شد [5]:

$$K_{IC} = 4.4 \times 10^{-8} \times \sqrt{\frac{H_v \cdot P}{C}} \quad (1)$$

که در این رابطه H_v سختی (Pa)، P نیروی اثرگذار (N) و C فاصله بین مرکز اثرگذار ویکرز تا نوک ترک (m) است. همچنین واحد چقرمگی شکست $\text{MN m}^{-1.5}$ یا $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ می‌باشد.

آزمون سایش با استفاده از دستگاه تست سایش به روش گلوله بر روی دیسک مطابق با استاندارد ASTM G99 انجام شد. خواص سایشی نمونه‌ها در دو شرایط دمای اتاق و دمای 500°C مورد ارزیابی قرار گرفت. برای انجام آزمون سایش از گلوله آلومینایی به عنوان عامل ساینده استفاده شد. در این آزمون سرعت خطی برابر با 0.05 m/s و نیرو برابر با 25 نیوتن انتخاب شد.

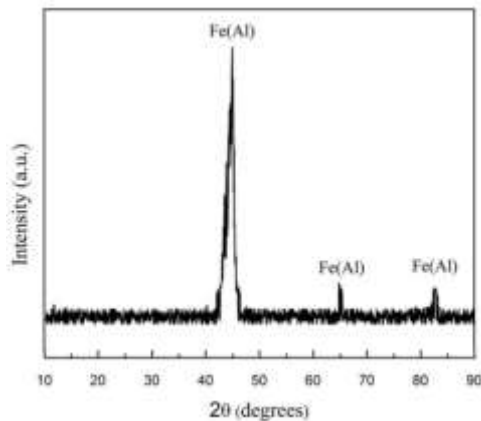


Fig. 1. XRD pattern of Fe-40 at% Al mechanically alloyed for 20 h.

شکل 1 الگوی پراش پرتو ایکس نمونه آلیاژی مکانیکی شده با ترکیب Fe-40 at% Al به مدت 20 ساعت.

جدول 1 میزان جابجایی پیک‌های آهن پس از 20 ساعت آلیاژی در مقایسه با شماره کارت استاندارد

Table 1 The amount of Fe peaks displacement after 20 h mechanical alloying as compared to standard card.

| θ ₂ | θ ₂ | θ ₂ | |
|----------------|----------------|----------------|--------------------------|
| 82.257 | 65.090 | 45.049 | نمونه 20 ساعت آلیاژی |
| 82.352 | 65.186 | 45.068 | زوایای پیک استاندارد آهن |

تولید ترکیب بین‌فلزی FeAl تنها با انجام فرآیند آلیاژی مکانیکی در یک زمان محدود انجام نمی‌گیرد و به انجام عملیات آنیل پس از فرآیند آلیاژی مکانیکی نیاز است [12, 13]. شکل 2 الگوی پراش پرتو ایکس نمونه‌ی پودری Fe-40 at% Al را پس از عملیات آنیل در دمای 800 °C به مدت 1 ساعت نشان می‌دهد. در این الگو پیک‌های مربوط به فاز بین‌فلزی FeAl مشاهده می‌شود. مقادیر متوسط اندازه کریستالیت و کرنش شبکه بر اساس رابطه ویلیامسون- هال محاسبه شد. اندازه کریستالیت نمونه FeAl تولیدی برابر با 23.5 نانومتر و کرنش شبکه برابر با 0.37 درصد بوده است.

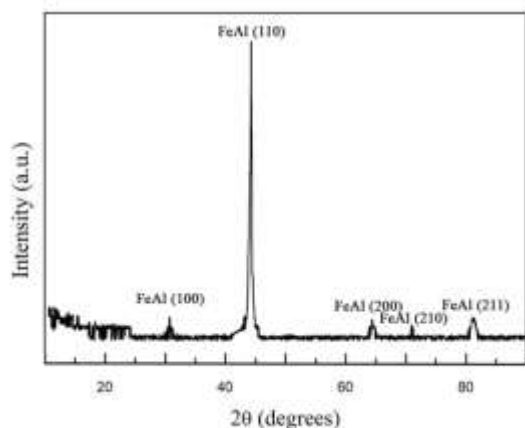


Fig. 2. XRD pattern of Fe-40 at% Al mechanically alloyed for 20 h and annealed at 800 °C for 1 h.

شکل 2 الگوی پراش پرتو ایکس نمونه با ترکیب Fe-40 at% Al آلیاژی مکانیکی شده به مدت 20 ساعت و آنیل شده در دمای 800 °C به مدت 1 ساعت.

مسافت سایش در دمای اتاق به میزان 1000 متر و در دمای 500 °C به میزان 350 متر انجام شد.

نرخ سایش ویژه با استفاده از رابطه زیر محاسبه شد:

$$W_s = \frac{V}{PL} \quad (2)$$

که W_s نرخ سایش ویژه (mm³/m.N)، V حجم کاهش یافته از نمونه در حین آزمون سایش (mm³), P نیروی اعمالی (N) و L مسافت سایش (m) است.

جهت شناسایی فازهای تشکیل شده در نمونه‌ها از دستگاه پراش سنج پرتو ایکس ساخت شرکت فیلیپس دارای آند مسی با طول موج $\lambda_{CuK\alpha} = 1.542 \text{ \AA}$ ولتاژ 40 kV، جریان 30 mA و اندازه گام 0.05 درجه استفاده شد. برای تعیین اندازه کریستالیت و کرنش شبکه به کمک الگوی پراش پرتو ایکس از رابطه ویلیامسون- هال استفاده شد.

$$\beta \cos \theta = (0.9 \lambda) / d + \eta \sin \theta \quad (3)$$

که در این رابطه θ زاویه پراش برحسب درجه، d اندازه کریستالیت برحسب نانومتر، η متوسط کرنش داخلی شبکه، β عرض پیک پراش در نصف شدت ماکزیمم آن و λ طول موج اشعه ایکس استفاده شده می‌باشد.

مطالعات مورفولوژی پودرها و ریزساختار نمونه‌های بالک توسط دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی انتشار میدانی (Fe-SEM) مدل MIRA- TESCAN با قدرت عکس‌برداری تا بزرگنمایی 80 هزار برابر مجهز به آنالیزگر طیف‌سنج انرژی اشعه ایکس (EDS) انجام پذیرفت.

3- نتایج و بحث

3-1- سنتز پودر آلومیناید آهن

شکل 1 الگوی پراش پرتو ایکس نمونه با ترکیب Fe-40 at% Al آلیاژی مکانیکی شده به مدت 20 ساعت را نشان می‌دهد. در این الگو پیک‌های مربوط به فاز آلومینیوم خالص در زوایای 38.43 و 78.30 مشاهده نمی‌شود. عدم حضور پیک‌های مربوط به آلومینیوم و جابجایی پیک‌های آهن به سمت زوایای کمتر نشان‌دهنده تشکیل محلول جامد آلومینیوم در آهن پس از 20 ساعت آلیاژی مکانیکی است. جدول 1 میزان جابجایی پیک‌های آهن پس از 20 ساعت آلیاژی مکانیکی را در مقایسه با زوایای استاندارد پراش پرتو ایکس آهن نشان می‌دهد. با توجه به اندازه بزرگتر شعاع اتمی آلومینیوم (1.43 Å) در مقایسه با شعاع اتمی آهن (1.26 Å)، می‌توان گفت اتم‌های آلومینیوم در ساختار آهن نفوذ کرده و با جایگزینی به جای اتم‌های آهن موجب افزایش پارامتر شبکه و در نتیجه افزایش فاصله بین صفحه‌ای در ساختار آهن شده است که مطابق با قانون براگ باعث کاهش زوایای پراش می‌شود. در این الگوی پراش حضور چندین پیک پهن مشاهده می‌شود. پارامتر عرض پیک در نصف ماکزیمم شدت (FWHM) که معیاری از پهن‌شدگی پیک می‌باشد برای نمونه‌های آهن اولیه و نمونه 20 ساعت آلیاژی مکانیکی شده در زاویه 45 درجه محاسبه شد که مقادیر آن‌ها بر حسب 2θ به ترتیب برابر با 0.19 و 0.48 می‌باشد. این دو برابر شدن مقدار (FWHM) نشان‌دهنده پهن‌شدگی پیک نمونه 20 ساعت آلیاژی مکانیکی شده است. دلیل این پهن‌شدگی کاهش اندازه دانه‌ها و افزایش تنش در شبکه در اثر انجام کار سرد در طول آلیاژی مکانیکی است.

2-3- سنتز کامپوزیت کاربید تنگستن-آلومیناید آهن

آسیاب کاری مخلوط پودرهای کاربید تنگستن و آلومیناید آهن مطابق با ترکیب WC-25 vol% FeAl به منظور اختلاط کامل پودرها انجام شد. اختلاط کامل پودرها یک مرحله ضروری به منظور بدست آمدن کامپوزیت با ساختار همگن و خواص مکانیکی بالا است. زمان آلیاژسازی کوتاه منجر به عدم توزیع یکنواخت ذرات کاربیدی در زمینه و ایجاد تخلخل‌های باقی‌مانده در نمونه می‌شود [14]. شکل 3 الگوی پراش پرتو ایکس نمونه WC-25 vol% FeAl آسیاب کاری شده به مدت 50 ساعت را نشان می‌دهد. پیک‌های مربوط به دو فاز WC و FeAl در الگوی پراش مشاهده می‌شود. جدول 2 اندازه کریستالیت و کرنش شبکه هر دو فاز که بر اساس رابطه ویلیامسون-هال محاسبه شده است را در شرایط مختلف نشان می‌دهد. با 50 ساعت آلیاژسازی مکانیکی اندازه کریستالیت فازهای WC و FeAl به ترتیب برابر با مقادیر 8.7 و 24.1 نانومتر می‌باشد. تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی ذرات پودر با ترکیب WC-25 vol% FeAl آسیاب کاری شده به مدت 50 ساعت در شکل 4 نشان داده شده است.

در تصویر 4 (الف) وجود کنتراست فازی بین ذرات پودر مشاهده می‌شود. شکل 4 (ب) حضور ذرات با اندازه نانو را در بزرگنمایی بالاتر نشان می‌دهد.

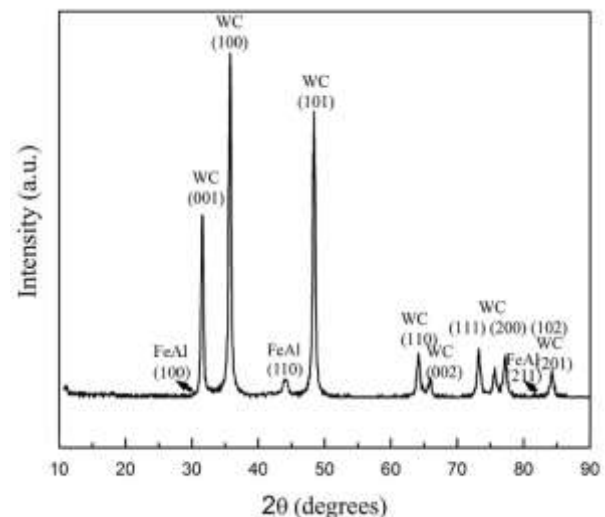


Fig. 3. XRD pattern of WC-25 vol% FeAl milled for 50 h.

شکل 3 الگوی پراش پرتو ایکس نمونه WC-25 vol% FeAl آسیاب کاری شده به مدت 50 ساعت.

جدول 2 مقادیر متوسط اندازه کریستالیت و کرنش شبکه فازها در مخلوط WC-25 vol% FeAl برای نمونه آسیاب کاری شده و سینتر شده

Table 2 The values for crystallite size and strain lattice of phases in WC-25 vol% FeAl at two conditions of milling and sintering.

| فاز | اندازه کریستالیت (nm) | کرنش شبکه (%) |
|------------------------------|-----------------------|---------------|
| آلومیناید آهن آسیاب کاری شده | 8.7 | 1.06 |
| کاربید تنگستن آسیاب کاری شده | 24.1 | 0.46 |
| آلومیناید آهن سینتر شده | 14.5 | 0.63 |
| کاربید تنگستن سینتر شده | 32.2 | 0.36 |

نتایج حاصل از طیف‌سنجی توزیع انرژی (EDS) از کنتراست‌های مختلف فازی در شکل 5 نشان داده شده است. ناحیه انجام آنالیز بر روی تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی مشخص شده است. نتیجه آنالیز از نقطه A نشان می‌دهد که مقادیر آهن و آلومینیوم به ترتیب برابر با 41.35 و 57.12 درصد اتمی بوده که نشان می‌دهد ذرات با کنتراست تیره‌تر مربوط به فاز آلومیناید آهن می‌باشد. آنالیز از نقطه B وجود مقادیر بالای تنگستن در این نقطه را نشان می‌دهد که بیان‌کننده فاز کاربید تنگستن برای فاز با کنتراست روشن‌تر می‌باشد. به دلیل اندازه کوچک ذرات پودر و همچنین روی هم قرار گرفتن آن‌ها، در طیف EDS هر فاز از عناصر فاز دیگر نیز حضور دارد. با توجه به شکل 4 (الف) می‌توان مشاهده کرد که ذرات فاز آلومیناید آهن به صورت کاملا همگن در بین ذرات کاربیدی پخش شده است.

بررسی اندازه ذرات پودر به کمک تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی و نرم افزار اندازه‌گیری اندازه ذرات¹ انجام شد و نمودار توزیع اندازه ذرات آن در شکل 6 نشان داده شده است. با در نظر گرفتن شکل 6 می‌توان محدوده وسیعی از ذرات ریز و درشت را مشاهده کرد که اندازه ذرات فاز کاربید تنگستن از 100 نانومتر تا حدوداً 1.2 میکرومتر و اندازه ذرات فاز آلومیناید آهن از 50 تا حدوداً 800 نانومتر تغییر کرده است. کاهش اندازه ذرات نسبت به اندازه اولیه را می‌توان به حضور ذرات ترد ترکیب بین‌فلزی آلومیناید آهن در سیستم نسبت داد که می‌تواند باعث ریزتر شدن ذرات در طول آسیاب کاری شود. به طور کلی، کوچکتر بودن اندازه ذره فاز باید نسبت به اندازه ذره کاربید تنگستن در ترکیبات با اندازه نانو از اهمیت بالایی برخوردار است. دلیل این موضوع آن است که مهم‌ترین هدف از اضافه کردن بایدندر، پر کردن فضاهای خالی کوچک بین ذرات کاربیدی و فراهم شدن امکان سینتر شدن در دماها و زمان‌های پایین‌تر است که به کمک ذرات بایدندر با اندازه کوچکتر این شرایط بهتر مهیا می‌شود [15]. اهمیت اندازه ذرات در دستیابی به خواص مکانیکی بهتر در ادامه مقاله بررسی خواهد شد.

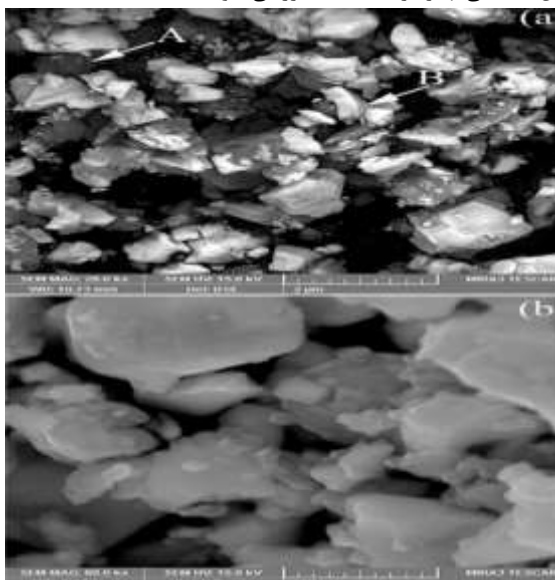


Fig. 4. SEM micrographs of WC-25 vol% FeAl powder milled for 50 h at two magnifications.

شکل 4 تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از پودر با ترکیب WC-25 vol% FeAl آسیاب کاری شده به مدت 50 ساعت در دو بزرگنمایی متفاوت.

¹ Digimizer

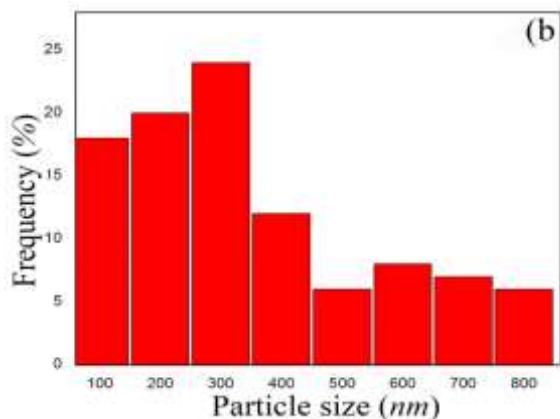


Fig. 6. Particle size distribution of powders, (a) WC and (b) FeAl.

شکل 6 نمودار توزیع اندازه ذرات پودر الف) کاربید تنگستن و ب) الومیناید آهن.

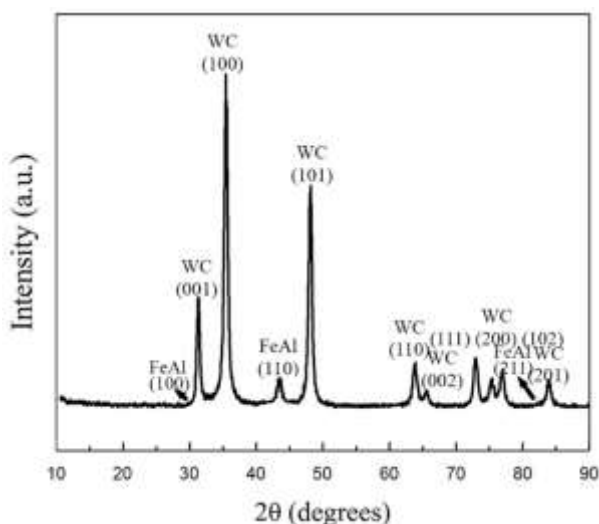


Fig. 7 XRD pattern of WC-25 vol% FeAl sample produced by spark plasma sintering.

شکل 7 الگوی پراش پرتو ایکس نمونه WC-25 vol% FeAl تولید شده به روش سینترینگ پلاسما جرقه‌ای.

جدول 2 اندازه کریستالیت و کرنش شبکه نمونه سینتر شده را نشان می‌دهد. با توجه به این جدول می‌توان مشاهده کرد اندازه کریستالیت نمونه تولیدی افزایش چندانی نداشته است. به دلیل زمان کم فرآیند تولید در روش سینترینگ پلاسما جرقه‌ای، کنترل بر رشد دانه در حین فرآیند به خوبی انجام می‌گیرد. نرخ گرمایش بالا و در نتیجه زمان کمتر باقی‌ماندن در دمای سینترینگ و همچنین نیاز به دمای کمتر در این فرآیند منجر به تولید نمونه با ساختار دانه ریزتر نسبت به روش‌های تولید متعارف دیگر می‌شود.

شکل 8 تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه WC-25 vol% FeAl تولید شده به روش سینترینگ پلاسما جرقه‌ای را نشان می‌دهد. ساختار تشکیل شده نشان‌دهنده وجود یک ساختار همگن با توزیع یکنواخت زمینه در بین ذرات می‌باشد. چسبیدن ذرات کاربیدی به هم و تمایل به آگلومره شدن و همچنین رشد ذرات کاربیدی در این تصویر مشاهده نمی‌شود. ساختار این نمونه شامل زمینه آلومیناید آهن و ذرات پخش شده کاربید تنگستن می‌باشد. در واقع فاز زمینه آلومیناید آهن به صورت همگن بین دانه‌های کاربید تنگستن توزیع شده‌اند که نشان‌دهنده ایجاد ترشوندگی خوب بین دو فاز کاربید تنگستن و آلومیناید آهن است.

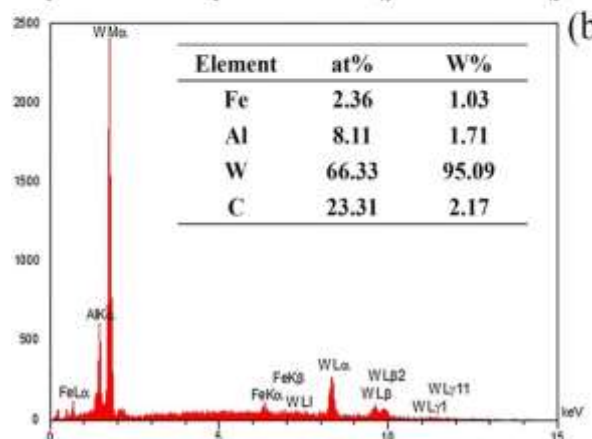
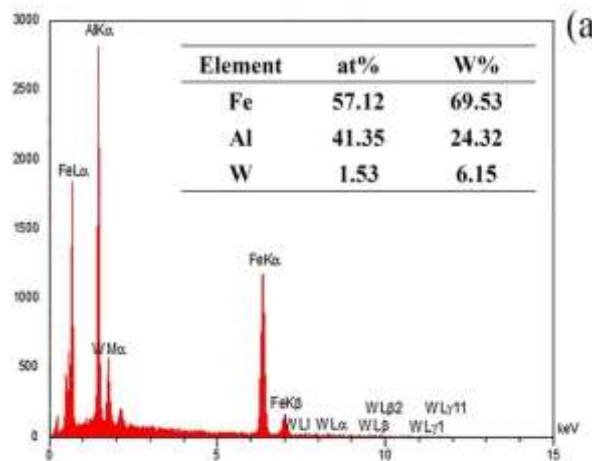
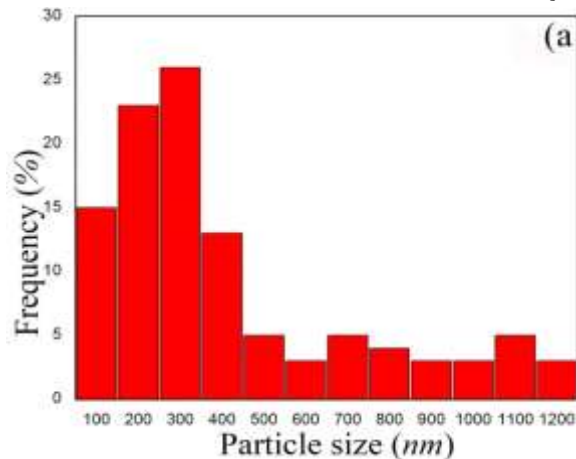


Fig. 5. The results of EDS spectra from the region (a) A and (b) B marked in Fig. 4.

شکل 5 نتایج حاصل از طیف‌سنجی توزیع انرژی از الف) نقطه A و ب) نقطه B مشخص شده در شکل 4.

سنتز کامپوزیت WC-25 vol% FeAl به روش سینترینگ پلاسما جرقه‌ای در دمای 1150 °C و فشار 40 MPa به مدت 3 دقیقه انجام شد. شکل 7 الگوی پراش پرتو ایکس نمونه WC-25 vol% FeAl تولید شده را نشان می‌دهد. در این الگو نیز تنها دو فاز WC و FeAl مشاهده می‌شود و فاز جدیدی در حین فرآیند سینترینگ تشکیل نشده است. تفاوت موجود در الگوی‌های پراش بین دو نمونه زینتر شده و نمونه آسیاب کاری شده در شکل-های 3 و 7 تنها مربوط به افزایش شدت و باریک شدن جزئی پیک‌های نمونه زینتر شده است.



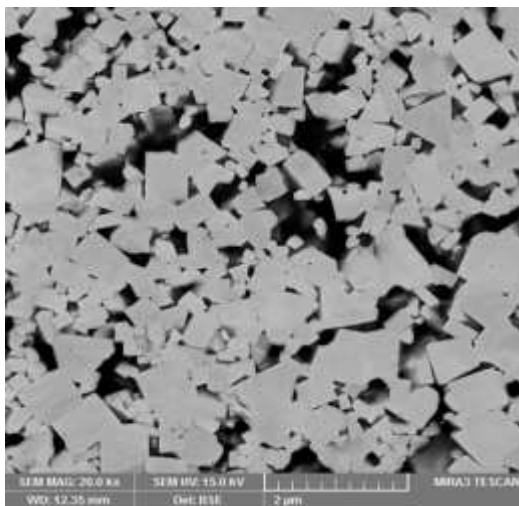


Fig. 8. SEM micrograph from microstructure of WC-25 vol% FeAl sample produced by spark plasma sintering.

شکل 8 تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه WC-25 vol% FeAlB تولید شده به روش سینترینگ پلاسمای جرقه‌ای.

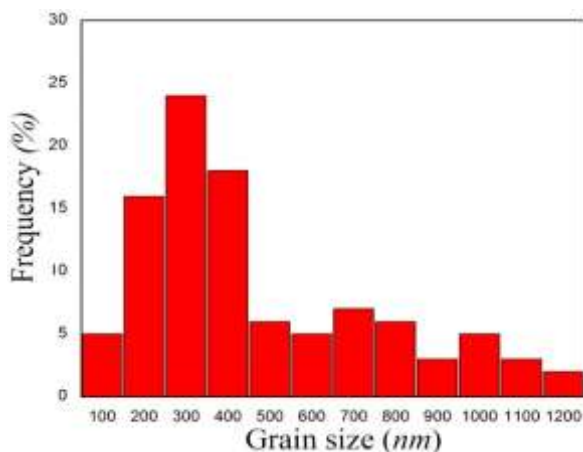


Fig. 9 Grain size distribution of WC in sintered composite.

شکل 9 نمودار توزیع اندازه دانه کاربید تنگستن در کامپوزیت سینتر شده.

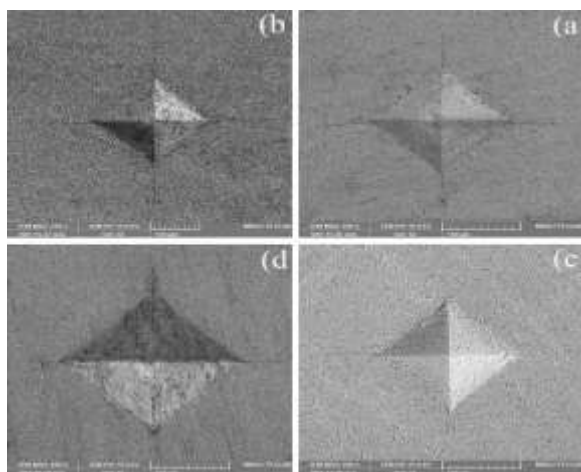


Fig. 10. SEM micrograph from Vickers indentation pattern, (a) WC-FeAl at the load of 30 Kgf, (b) WC-FeAl at the load of 50 Kgf, (c) WC-Co at the load of 30 Kgf, and (d) WC-Co at the load of 50 Kgf.

شکل 10 تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نقطه اثر ویکرز (الف) نمونه WC-FeAl تحت نیرو 30 Kgf، (ب) نمونه WC-FeAl تحت نیرو 50 Kgf، (ج) نمونه WC-Co تحت نیرو 30 Kgf و (د) نمونه WC-Co تحت نیرو 50 Kgf.

بررسی اندازه دانه‌های فاز کاربید تنگستن در کامپوزیت تولیدی به کمک تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار نمونه انجام شد و نتایج آن به صورت نمودار در شکل 9 نشان داده شده است. برای رسم این نمودار چندین تصویر از ریزساختار نمونه تولیدی مورد بررسی قرار گرفت و تمام دانه‌های کاربید تنگستن در آن تصاویر مورد لحاظ قرار گرفت تا نحوه توزیع اندازه دانه‌های کاربید تنگستن به دقت رسم شود. شکل 8 تصویر ریزساختار نمونه تولیدی می‌باشد که یکی از آن تصاویر است. با در نظر گرفتن اندازه ذرات پودر کاربید تنگستن قبل از مرحله تفجوشی (6 الف)، کارآمدی بالای فرآیند سینترینگ پلاسمای جرقه‌ای در جزئی بودن رشد دانه را نشان می‌دهد. نتایج نشان می‌دهد که محدوده اندازه دانه‌ها تغییر قابل ملاحظه‌ای نکرده است و دانه با اندازه بزرگتر از 1.2 میکرومتر در کامپوزیت حضور ندارد. نمونه تولیدی به روش ارشمیدس تحت عملیات چگالی‌سنجی قرار گرفت. مقدار چگالی به دست آمده برابر با 13.10 gr/cm³ اندازه‌گیری شد که این مقدار در حدود 99% چگالی تئوری می‌باشد. دلیل این امر اولاً آن است که ذرات زمینه آلومیناید آهن با اندازه نانو توانایی نفوذ سریعتر بین ذرات کاربیدی را دارند و در زمان کمتری نسبت به ذرات میکرونی شروع به ایجاد پیوند و گلوبی شدن بین ذرات می‌کنند. دوماً ذرات نانو توانایی پر کردن فضاهای خالی بین ذرات بزرگتر و دستیابی به ساختار کاملاً همگن را در مرحله مخلوط‌سازی فراهم می‌کند. در نتیجه پر شدن کامل فواصل بین ذرات کاربیدی توسط فاز زمینه منجر به کاهش تخلخل و افزایش چگالی نمونه در شرایط سینترینگ می‌شود [16]. ضمن آنکه در فرآیند سینترینگ پلاسمای جرقه‌ای به دلیل ایجاد پلاسمای و بمباران یونی ذرات پودر، تفجوشی در تمام سطوح ذرات رخ می‌دهد و تخلخل به حداقل می‌رسد [17].

3-3- ارزیابی رفتار مکانیکی

خواص مکانیکی کامپوزیت تولیدی WC-FeAl با نمونه WC-Co خریداری شده مورد ارزیابی قرار گرفت. شکل 10 تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نقطه اثر ویکرز تحت نیروهای 30 و 50 Kgf را برای هر دو نمونه نشان می‌دهد. با توجه به نتایج سختی‌سنجی در جدول 3 می‌توان مشاهده کرد که میانگین مقدار سختی به دست آمده برای نمونه WC-FeAl مقادیر بالایی در حدود 17.90 GPa می‌باشد که در حدود 2 GPa بیشتر از نمونه WC-Co است. دلایل مختلفی را برای این افزایش سختی می‌توان ذکر کرد. سختی فاز آلومیناید آهن در مقایسه با سختی فاز کربال بیشتر است که در نتیجه منجر به افزایش سختی کامپوزیت می‌شود. همچنین ممانعت از رشد دانه به کمک فرآیند سینترینگ پلاسمای جرقه‌ای، عامل دیگری در افزایش سختی کامپوزیت WC-FeAl می‌باشد. با در نظر گرفتن معادله هال-پیچ، رابطه بین سختی و اندازه دانه نشان داده می‌شود.

$$H = H_0 + kd^{-0.5} \quad (4)$$

که در این معادله H سختی، d میانگین اندازه دانه، k و H₀ مقادیر ثابت می‌باشند.

با توجه به این معادله، اندازه دانه با سختی رابطه معکوس داشته و در نتیجه به هم‌میزان اندازه دانه کوچکتر باشد، سختی افزایش می‌یابد [18]. همچنین چگالش کامل نمونه و حذف تخلخل عامل دیگری است که می‌تواند باعث افزایش سختی برای نمونه تولیدی شده باشد. حضور تخلخل‌های داخلی در نمونه به دلیل ایجاد تمرکز تنش، منجر به کاهش سختی می‌شود [19].

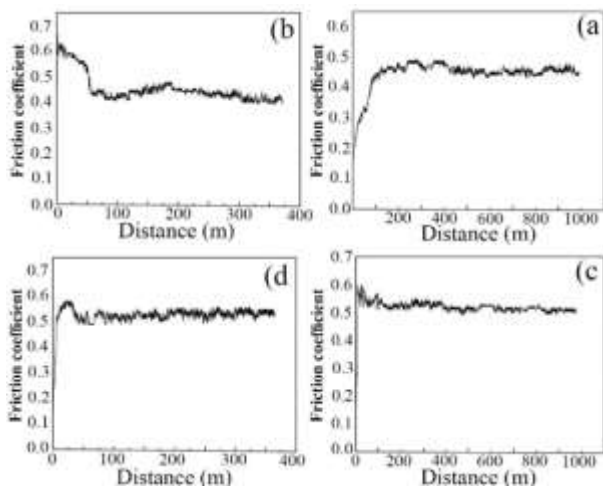


Fig. 11. Change in the friction coefficient versus sliding distance, (a) WC-FeAl at room temperature, (b) WC-FeAl at 500°C, (c) WC-Co at room temperature, and (d) WC-Co at 500°C.

شکل 11 تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت سایش (الف) کامپوزیت WC-FeAl در دمای اتاق (ب) کامپوزیت WC-FeAl در دمای 500 °C، (ج) کامپوزیت WC-Co در دمای اتاق و (د) کامپوزیت WC-Co در دمای 500 °C.

است. در کاربردهای سایش، نیروها به صورت فشاری بوده و خواصی مانند سختی و استحکام از اهمیت بالایی برخوردار است که همین موضوع دلیلی بر بالاتر بودن مقاومت به سایش کامپوزیت WC-FeAl می باشد [23, 24]. با توجه به مدل سایش ارائه شده توسط آرشارد [25]، حجم کاهش یافته از نمونه در حین آزمون سایش به صورت زیر می باشد:

$$V = \frac{kPL}{H} \quad (6)$$

که در این رابطه P نیروی اعمالی، L مسافت سایش، k ضریب بدون بعد و H سختی می باشند. در نتیجه در شرایط نیروی اعمالی و مسافت سایش یکسان، برای نمونه با سختی بالاتر کاهش حجم کمتری بدست می آید که نشان از مقاومت به سایش بالاتر است. بنابراین نمونه ها در این تحقیق از مدل آرشارد تبعیت می کنند.

جدول 4 نتایج آزمون سایش در شرایط مختلف.

Table 4 The results of wear test at different conditions.

| نمونه | دما (°C) | ضریب اصطکاک | نرخ سایش ویژه (*10 ⁻⁷ mm ³ /m.N) |
|---------|----------|-------------|--|
| WC-FeAl | 25 | 0.45-0.50 | 6.10 |
| WC-FeAl | 500 | 0.42-0.47 | 34.85 |
| WC-Co | 25 | 0.50-0.60 | 13.83 |
| WC-Co | 500 | 0.50-0.55 | 47.42 |

شکل 12 تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح سایشی نمونه های WC-FeAl و WC-Co را در دو دمای اتاق و 500 °C نشان می دهد. با توجه به شکل 12 (الف) مربوط به سطح سایشی نمونه WC-FeAl در دمای اتاق، تشکیل شیارهایی در سطح تماس بین نمونه و عامل ساینده مشاهده می شود. به دلیل سختی بالای این نمونه، عمق شیارهای سایشی ایجاد شده در

همچنین در جدول 3 مقادیر سختی و تافنس شکست کامپوزیت های کاربید تنگستن- آلومیناید آهن از تحقیقات دیگر که به روش سینترینگ پلاسمای جرقه ای با شرایط سینترینگ یکسان تولید شده اند ارائه شده است. به طور کلی انتظار آن است که رابطه ی معکوسی بین سختی و چقرمگی شکست برای کامپوزیت های کاربید تنگستن وجود داشته باشد به طوری که با افزایش سختی، چقرمگی شکست نمونه کاهش می یابد. استفاده از ذرات نانو چون باعث شکل گیری کسر حجمی بالایی از مرزدانه ها می شود شرایط را برای افزایش همزمان سختی و تافنس شکست فراهم می کند. در واقع مرزدانه ها از حرکت ناهنجاری ها جلوگیری کرده و منجر به افزایش سختی می شود [20]. همزمان مرزدانه ها همانند یک مانع از پیشرفت ترک جلوگیری کرده و منجر به افزایش چقرمگی شکست می شود. با در نظر گرفتن نتایج جدول 3، به دلیل اندازه دانه ریزتر نمونه تولیدی در این تحقیق، سختی به دست آمده بالاتر از نتایج سختی تحقیقات دیگر بوده در صورتی که این افزایش سختی منجر به کاهش چقرمگی شکست نمونه نشده است.

جدول 3 مقادیر سختی و تافنس شکست کامپوزیت WC-FeAl تولیدی و WC-Co خریداری شده در مقایسه با نمونه های WC-FeAl تحقیقات دیگر.

Table 3 The hardness and fracture toughness of sintered WC-FeAl and commercial WC-Co as compared with the WC-FeAl reported in other studies.

| نمونه | سختی ویکرز (GPa) | تافنس شکست (MPa√m) |
|---------------------------|------------------|--------------------|
| WC-25 vol% FeAl | 17.90 | 9.1 |
| WC-Co | 15.70 | 9.4 |
| WC-25 vol% FeAl (رفرنس 4) | 16.10 | 9.5 |
| WC-25 vol% FeAl (رفرنس 5) | 16.50 | 7.9 |

شکل 11 تغییرات ضریب اصطکاک کامپوزیت WC-FeAl تولیدی و WC-Co را بر حسب مسافت سایش در دو دمای اتاق و 500 °C نشان می دهد. مقدار تغییرات ضریب اصطکاک به دست آمده برای هر دو نمونه در دمای 500 °C نسبت به دمای اتاق پایین تر است. دلیل این کاهش، تشکیل لایه اکسیدی جزئی به دلیل دمای بالاتر آزمون و همچنین افزایش موضعی دما بین گلوله سایش و نمونه می باشد. این لایه اکسیدی به عنوان روانکار عمل کرده و منجر به کاهش تماس بین گلوله آلومینایی و سطح نمونه شده و باعث کاهش ضریب اصطکاک می شود [21]. با توجه به نتایج نشان داده شده در شکل 11 می توان مشاهده کرد که مقادیر ضریب اصطکاک کامپوزیت WC-FeAl در هر دو دما نسبت به کامپوزیت WC-Co پایین تر است. بر اساس رابطه ارائه شده توسط بودن و تابور (رابطه 5) [22] ضریب اصطکاک تابعی از تنش برشی و سختی می باشد. با در نظر گرفتن این رابطه، ضریب اصطکاک با سختی رابطه معکوس داشته و به هر میزان سختی نمونه افزایش یابد، ضریب اصطکاک کاهش می یابد.

$$\mu = \frac{\tau}{H} \quad (5)$$

جدول 4 نتایج به دست آمده از آزمون سایش در شرایط مختلف را برای دو نمونه نشان می دهد. با توجه به نتایج می توان مشاهده کرد که نرخ سایش کامپوزیت WC-FeAl در هر دو دما نسبت به کامپوزیت WC-Co پایین تر

4- نتیجه‌گیری

در این تحقیق کامپوزیت WC-FeAl کاملاً چگال به روش سینترینگ پلاسمای جرقه‌ای و با استفاده از پودر آلومیناید آهن سنتز شده به روش آلیاژسازی مکانیکی و عملیات آنیل تولید شد. اهم نتایج حاصل از این پژوهش به صورت زیر خلاصه می‌شود:

1. استفاده از پودر زمینه آلومیناید آهن با اندازه ذره در محدوده 50 تا 800 نانومتر به دلیل توانایی نفوذ سریع بین ذرات کاربیدی و همچنین پر کردن کامل فواصل بین ذرات کاربیدی منجر به حداقل رسیدن تخلخل‌ها و تولید نمونه با چگالی نزدیک به چگالی تئوری شده است.
2. سختی به دست آمده برای نمونه تولیدی WC-FeAl و نمونه WC-Co به ترتیب برابر با 17.90 و 15.70 GPa بوده است. بیشتر بودن سختی حاصله برای نمونه تولیدی مربوط به سخت‌تر بودن زمینه آلومیناید آهن در مقایسه با زمینه کبالت و همچنین ممانعت از رشد دانه در حین تولید نمونه به کمک فرآیند سینترینگ پلاسمای جرقه‌ای است.
3. بالاتر بودن سختی نمونه تولیدی منجر به کاهش تافنس شکست آن نشده است به طوری که مقادیر اندازه‌گیری شده تافنس شکست برای نمونه‌های WC-FeAl و WC-Co به ترتیب برابر با 9.1 و $9.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ بوده که تقریباً در یک محدوده یکسان می‌باشد. استفاده از ذرات نانو چون باعث شکل‌گیری کسر حجمی بالایی از مرزخانه‌ها می‌شود شرایط را برای افزایش همزمان سختی و تافنس شکست فراهم می‌کند.
4. ارزیابی رفتار سایشی نمونه‌ها در دو شرایط دمایی اتاق و 500°C بالاتر بودن مقاومت به سایش نمونه‌ی تولیدی WC-FeAl را نشان می‌دهد. پایین‌تر بودن ضریب اصطکاک و نرخ سایش ویژه در هر دو شرایط دمایی برای نمونه تولیدی را می‌توان به سختی بالاتر آن نسبت داد.

5- مراجع

- [1] Mahmoodan, M. Aliakbarzadeh, H. and Gholamipour, R., "Investigation of Mechanical Properties and Microstructure of WC-10%Wtco Containing Tac Grain Growth Inhibitor" In Persian, Journal of Advanced Materials and Technologies, Vol. 1, No. 4, pp. 391-399, 2009.
- [2] Erfanmanesh, M. Abdollah-Pour, H. Mohammadian-Semnani, H. and Shoja-Razavi, R., "Kinetics and oxidation behavior of laser clad WC-Co and Ni/WC-Co Coatings" Ceramics International, Vol. 44, No. 11, pp. 12805-12814, 2018.
- [3] Karimi, H. Hadi, M. Ebrahimzadeh, I. Farhang, M. R. and Sadeghi, M., "High-temperature oxidation behaviour of WC-FeAl composite fabricated by spark plasma sintering, Ceramics International, In Press, 2018.
- [4] Furushima, R. Katou, K. Nakao, S. Sun, Z. M. Shimojima, K. Hosokawa, H. and Matsumoto, A., "Relationship between hardness and fracture toughness in WC-FeAl composites fabricated by pulse current sintering technique" International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, Vol. 42, pp. 42-46, 2014.
- [5] Furushima, R. Katou, K. Nakao, S. Zheng Sun, M. Shimojima, K. Hosokawa, H. and Matsumoto, A., "Effect of Oxygen Content in WC-FeAl Powders on Microstructure and Mechanical Properties of Sintered Composites Fabricated by Pulse Current Sintering Technique" Materials Transactions, Vol. 55, No. 12, pp. 1792-1799, 2014.
- [6] Nakayama, H. Kobayashi, K. Ozaki, K. and Kikuchi, K., "Carbon-Dispersed WC-FeAl Hard Material Fabricated by Mechanical Milling and Subsequent Pulsed Current Sintering, Materials Transactions, Vol. 55, pp. 947-951, 2014.
- [7] Ahmadian, M. Chandra, T. Wexler, D. and Calka, A., "The effect of boron on the grain size of the aluminides matrix in hot pressed WC composites" Powder Metallurgy Progress, Vol. 9, pp. 173-177, 2009.

سطح نمونه بسیار کم است. این موضوع در جدول 4 با نرخ سایش ویژه پایین این نمونه تأیید می‌شود. شکل 12 (ب) سطح سایشی نمونه WC-FeAl در دمای 500°C را نشان می‌دهد که در آن چاله‌های عمیق سطحی ایجاد شده است. به نظر می‌رسد مکانیزم حاکم در هر دو دما به صورت سایش خراشان است با این تفاوت که در دمای 500°C خراش‌های ایجاد شده در بعضی از نقاط عمیق‌تر و بیشتر می‌باشند. دلیل این موضوع کمتر بودن مقاومت به سایش نمونه‌ها در دماهای بالا نسبت به دمای اتاق است. با افزایش دما شرایط سایشی حادتر می‌شود که دلیل آن ضعیف شدن پیوند بین ذرات و همچنین تشکیل لایه‌های اکسیدی ترد بوده که در نتیجه منجر به برداشته شدن راحت‌تر مواد از سطح نمونه می‌شود. سطح سایشی نمونه WC-Co در دمای اتاق در شکل 12 (ج) تشکیل کندگی‌هایی را در مسیر سایش نشان می‌دهد. در مقایسه با سطح سایش نمونه WC-FeAl در دمای اتاق، عمق شیار ایجاد شده در سطح نمونه WC-Co بیشتر و همچنین کنده شدن ماده نیز مشاهده می‌شود که نشان‌دهنده کمتر بودن مقاومت به سایش این نمونه است. مکانیزم غالب در سایش این نمونه از نوع سایش خراشان و مقداری چسبان است. تصویر سطح سایش نمونه WC-Co در دمای 500°C در شکل 12 (د) نشان داده شده است. تفاوت قابل ملاحظه‌ای بین نمونه‌های WC-Co در دمای اتاق و دمای 500°C مشاهده می‌شود. این تصاویر نشان می‌دهد که با افزایش دمای آزمون سایش، یک لایه اکسیدی روی سطح نمونه تشکیل شده است و کندگی‌هایی که در مسیر سایش در دمای اتاق ایجاد شده بود در این دما مشاهده نمی‌شود. همانطور که قبلاً بیان شد این لایه اکسیدی به عنوان یک روانکار عمل کرده و باعث تبدیل شدن سایش چسبان به خراشان می‌شود. این لایه اکسیدی بر روی سطح سایشی نمونه WC-FeAl در دمای 500°C تشکیل نشده است که اثبات کننده این موضوع است که با جایگزینی فاز زمینه آلومیناید آهن با کبالت در کامپوزیت‌های کاربید تنگستن، همزمان مقاومت به سایش و اکسیداسیون افزایش می‌یابد.

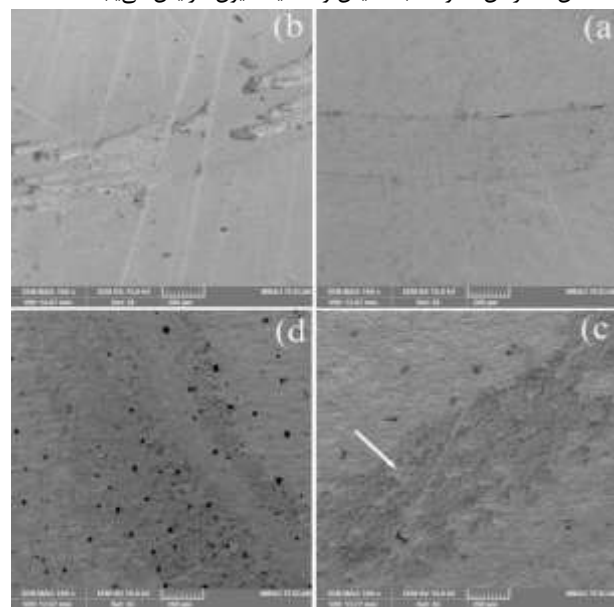


Fig. 12. SEM micrograph from the worn surface of, (a) WC-FeAl at room temperature, (b) WC-FeAl at 500°C , (c) WC-Co at room temperature, and (d) WC-Co at 500°C .

شکل 12 تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح سایشی الف) نمونه WC-FeAl در دمای اتاق (ب) نمونه WC-FeAl در دمای 500°C ، ج) نمونه WC-Co در دمای اتاق و د) نمونه WC-Co در دمای 500°C .

- [8] Mosbah, A.Y. Wexler, D. Calka, A., "Abrasive wear of WC-FeAl composites" *Wear*, Vol. 258, pp. 1337-1341, 2005.
- [9] Ahmadian, M. Wexler, D. Chandra, T. and Calka, A., "Abrasive wear of WC-FeAl-B and WC-Ni3Al-B composites" *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol. 23, pp. 155-159, 2005.
- [10] Furushima, R. Katou, K. Shimojima, K. Hosokawa, H. and Matsumoto, A., "Control of WC grain sizes and mechanical properties in WC-FeAl composite fabricated from vacuum sintering technique" *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol. 50, pp. 16-22, 2015.
- [11] Furushima, R. Katou, K. Shimojima, K. Hosokawa, H. Mikami, M. and Matsumoto, A., "Effect of h-phase and FeAl composition on the mechanical properties of WCFeAl composites" *Intermetallics*, Vol. 66, pp. 120-126, 2015.
- [12] Haixia, S. Yunxin, W. Chuanan, T. Shuai, Y. Qianming, G. Ji, L., "Microstructure and Mechanical Properties of FeAl Intermetallics Prepared by Mechanical Alloying and Hot-Pressing" *Tsinghua Science and Technology*, V. 14, N. 3, pp. 300-306, 2009.
- [13] Rajath hegde, M. M. and Surendranathan, A. O., "Synthesis, characterization and annealing of mechanically alloyed nanostructured FeAl powder" *Frontiers of Materials Science in China*, Vol. 4, No. 1, pp. 310-318, 2009.
- [14] Rena, X. Peng, Z. Wang, C. and Miao, H., "Influence of nano-sized La2O3 addition on the sintering behavior and mechanical properties of WC-La2O3 composites, *Ceramics International*, Vol. 41, No. 10, pp. 14811-14818, 2015.
- [15] Fabijanic, T. A. Alar, Z. and Coric, D., "Influence of consolidation process and sintering temperature on microstructure and mechanical properties of near nano- and nano-structured WC-Co cemented carbides" *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol. 54, pp. 82-89, 2015.
- [16] Raihanuzzaman, R. M. Han, S. Ghomashchi, R. Kim, H. and Hong, S., "Conventional sintering of WC with nano-sized Co binder: Characterization and mechanical behavior" *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol. 53, pp. 2-6, 2015.
- [17] Nikzad, L. Ebadzadeh, T. Vaezi, M. R. and Tayebifard, A., "The Synthesis mechanism of B4C-TiB2 composite with spark plasma sintering" In Persian, *Journal of Advanced Materials and Technologies*, Vol. 3, No. 2, pp. 51-61, 2014.
- [18] Hosford, W. F., "Mechanical Behavior of Materials" Cambridge University Press, New York, pp. 193-194, 2005.
- [19] Sun, J. Zhao, J. Li, Z. Ni, X. Zhou, Y. and Li, A., "Effects of initial particle size distribution and sintering parameters on microstructure and mechanical properties of functionally graded WC-TiC-VC-Cr3C2-Co hard alloys" *Ceramics International*, Vol. 43, pp. 2686-2696, 2017.
- [20] Ahmadifard, S. Roknian, M. Khodae, F. and Heidarpour, A., "Fabrication and investigation of microstructure and mechanical properties of A356-TiO2-Gr surface hybrid nanocomposite by friction stir processing" In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 5, No. 1, pp. 61-68, 2018.
- [21] Xua, B. Zhua, Z. Ma, S. Zhang, W. and Liu, W., "Sliding wear behavior of Fe-Al and Fe-Al/WC coatings prepared by high velocity arc spraying" *Wear*, Vol. 257, pp. 1089-1095, 2004.
- [22] Bowden, F.P. and Tabor, D., "The Friction and Lubrication of Solids, Parts I and II" Oxford University Press, Oxford, 1954.
- [23] hodabakhshi, E. Kazemi, S. and Ahmadifard, S., "Investigation the mechanical and microstructural properties of copper surface composite Cu/SiO2 fabricated by friction stir processing" In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 4, No. 4, pp. 426-433, 2017.
- [24] Mazaheri, H. fazel Najafabadi, M. and Alaei, A., "Study of microstructure and tribological behavior of the composite layer produced of silicon carbide particles on a steel ASTM A106 GTAW welding method, In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 2, No. 1, pp. 65-72, 2015.
- [25] Archard, J. F., "Wear theory and mechanisms" *Wear Control Handbook*, ASME, New York, pp. 35-80, 1980.