

## رفتار سایشی کامپوزیت‌های WC-Co و WC-FeAl-B در دمای محیط و ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد

محمد متقی\* و مهدی احمدیان

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: ۱۳۹۳/۱۲/۲۵ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۴/۱۰/۱۶)

**چکیده** - در این پژوهش، رفتار سایشی کامپوزیت‌های تجاری WC-10wt%Co (H10F)، WC-40vol%Co و کامپوزیت WC-40vol%FeAl-B با مقادیر مختلف بور (صفر - ۱۰۰۰ppm) در دمای بالا به روش پین روی دیسک بررسی شد. آزمون‌های سایش تحت بار ۴۰ نیوتن و طی مسافت ۱۰۰ متر و در سه دمای محیط، ۲۰۰ و ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد انجام شدند. سطوح سایش به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که مقاومت سایشی همه کامپوزیت‌ها با افزایش دمای آزمون، کاهش می‌یابد. کامپوزیت WC-40vol%FeAl-B بدون بور کمترین مقاومت سایشی را در همه دماها نشان می‌دهد. با حضور بور تا ۵۰۰ ppm در زمینه آلومیناید آهن، مقاومت سایشی دما بالای این کامپوزیت‌ها بهبود می‌یابد و مکانیزم سایش از جدایش ذره به خراشان تغییر پیدا می‌کند. بور با افزایش میزان چقرمگی این کامپوزیت‌ها و افزایش شکل‌پذیری آلومیناید آهن منجر به بهبود پیوند فصل مشترک زمینه آلومیناید آهن و ذرات کاربید تنگستن و بنابراین افزایش مقاومت سایشی این کامپوزیت‌ها می‌شود. کامپوزیت WC-40vol%(FeAl-500ppmB) مقاومت به سایش در دمای بالای بیشتری نسبت به WC-Co و WC-10wt%Co تجاری دارد.

واژگان کلیدی: سایش دما بالا، کامپوزیت‌های پایه WC، کاربیدهای سماتنه، WC-FeAl-B، WC-Co

## The Wear Behavior of WC-Co and WC-FeAl-B Composites at Temperatures of Ambient and 300°C

M. Mottaghi\* and M. Ahmadian

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

**Abstract:** In this research, the wear behavior of commercial grades of WC-10wt%Co (H10F), WC-40vol%Co and WC-40vol%FeAl-B composites with different amounts of boron from zero to 1000 ppm has been investigated by the pin on disk test

\* مسئول مکاتبات پست الکترونیکی: m.mottaghi@ma.iut.ac.ir

method at high temperature. The wear tests were done under load of 40 N, a distance of 100 m and at ambient temperature, 200 °C and 300 °C. Wear surfaces were examined by scanning electron microscopy. The results showed that the wear resistance of all composites decreased with increasing temperature. The boron free WC-40vol%FeAl composite showed the lowest wear resistance at all ranges of temperature. In the presence of boron up to 500 ppm in iron-aluminide matrix, the high temperature wear resistance of these composites improves and the wear mechanisms changes from particle pullout into abrasive state. The toughness enhancement of these composites and plasticity enhancement of iron aluminide in the presence of boron, leads to better link of the interface of FeAl matrix and tungsten carbide particles, and thus increases the wear resistance of these composites. WC-40vol% FeAl-500ppmB composite has a higher wear resistance at high temperature than WC-40vol% Co and commercial WC-10wt% Co.

**Keywords:** High temperature wear, WC base composites, Cemented carbides, WC- FeAl-B, WC-Co.

## ۱- مقدمه

پیشرفت‌های علمی و فناوری به مواد ساختاری جدیدی که قادر به مقاومت در دماهای بالا و در سیال‌های مختلف باشند، نیاز دارند. در تعدادی موارد، فقدان این چنین موادی با خواص مورد نیاز از انجام پیشرفت‌های تازه جلوگیری می‌کند. دانستن قواعد اصطکاک و سایش، مواد جدید با نقطه ذوب بالا به منظور مقاومت در دمای بالا از اهمیت بالایی برخوردار است [۱].

کاربیدهای سماتنه شامل یک فاز سخت (عمدتاً کاربید تنگستن (WC)) و فاز زمینه (عمدتاً کبالت (Co)) هستند. بخش اصلی سازنده آنها کاربید تنگستن است که سختی و مقاومت به سایش کامپوزیت و بخش دیگر کبالت چقرمگی و پیوند ذرات کاربید تنگستن را تأمین می‌کند [۲]. کاربیدهای سماتنه ترکیب خوبی از سختی و چقرمگی دارند و همچنین مقاوم به سایش و حرارت هستند. بنابراین به‌طور گسترده در ابزار برش، نازل جریان گاز، قالب‌های اکستروژن یا کشش، حلقه‌های آب‌بندی و گستره‌ای از اجزای ساختاری مقاوم به سایش استفاده می‌شوند [۳].

به‌هر حال کاربیدهای سماتنه با زمینه کبالتی محدودیت‌هایی مانند مقاومت خوردگی و اکسیداسیون ضعیف، چگالی بالا و مقاومت سایشی ضعیف زمینه دارند. خواص مکانیکی این مواد در دمای بالا افت زیادی می‌کند [۴]. آلومینیدهای آهن به‌علت مقاوم بودن به خوردگی و اکسیداسیون، نقطه ذوب بالا و قیمت و چگالی کم، برای کاربردهای ساختاری دمای بالا و زمینه جایگزین برای کامپوزیت‌های بین فلزی هستند. آلومینیدهای آهن در چند ترکیب مختلف وجود دارند [۵].

از نظر ترمودینامیکی WC ترشوندگی کافی با آلومیناید آهن را دارد و امکان تشکیل کامپوزیت‌های WC-FeAl گزارش شده است [۶]. قبلاً کامپوزیت‌های WC-FeAl با چگالی بالا به‌وسیله فرایند تف‌جوشی فاز مایع با فشار تک محوری تولید شده‌اند. سایش خراشان کامپوزیت‌های WC-FeAl در دمای محیط بررسی شده است [۷]. نشان داده شده که در کامپوزیت‌های WC-FeAl کسر حجمی کمتری از فاز سخت WC نیاز است تا مقاومت سایشی مشابهی با سیستم WC-CO به‌دست آید. مشخص شده است که بیرون زدن زمینه نقش اصلی را در سایش خراشان کامپوزیت WC-40%FeAl دارا می‌باشد.

در سال‌های اخیر، پژوهش‌های زیادی برای افزایش انعطاف‌پذیری آلومینیدها انجام شده است. کنترل اتمسفر محیط، کاهش اندازه دانه، کنترل ریزساختار، عملیات حرارتی و اضافه کردن عناصر آلیاژی راه حل‌های بررسی شده برای افزایش انعطاف‌پذیری آلومینیدها می‌باشند [۸].

تأثیر مفید بور در کامپوزیت‌های پرس داغ شده WC-FeAl-B بررسی شده است [۹]. مشخص شد که اضافه کردن مقدار کمی بور چقرمگی بالاتر را نتیجه می‌دهد و از رشد ذرات WC جلوگیری می‌کنند. همچنین سایش خراشان کامپوزیت‌های WC-FeAl-B در دمای محیط مورد مطالعه قرار گرفت [۱۰]. مشخص شد که مقاومت سایشی WC-FeAl با میکروآلیاژی کردن آلومیناید آهن با بور تا ۵۰ ppm بهبود می‌یابد.

نیاز روز افزون به مواد مقاوم به سایش در دمای بالا، موجب شده است که بررسی مقاومت به سایش کامپوزیت با زمینه

FeAl-B اهمیت زیادی پیدا کند. هدف از پژوهش حاضر بررسی رفتار سایشی کامپوزیت‌های WC-FeAl-B در دمای بالا می‌باشد.

## ۲- مواد و روش تحقیق

### ۲-۱- ساخت کامپوزیت‌ها

کامپوزیت‌های بررسی شده در این مطالعه (سنتز شده و از قبل آماده شده)، شامل WC-40vol%FeAl با مقادیر مختلف بور در گستره صفر تا ۱/۰ درصد وزنی و WC-40vol%Co می‌باشد (جدول ۱). این کامپوزیت‌ها قبلاً به وسیله روش پرس داغ و فرایند تف‌جوشی فاز مایع از پودرهای اولیه تولید شده‌اند [۹]. بدین ترتیب که ابتدا آلومیناید آهن با مقادیر مختلف بور به روش ذوب قوسی تحت خلاء تهیه شده‌اند. نمونه‌های ترکیب شده با استفاده از آسیا کردن شمش‌های آلومینایدی با ۶۰ درصد حجمی پودر WC با اندازه دانه مشخص در اتمسفر آرگون و به روش پرس داغ تولید گردیده‌اند [۱۱]. این کامپوزیت‌ها با کامپوزیت تجاری WC-10wt%Co (H10F) ساخت شرکت سندویک<sup>۱</sup> سوئد از نظر خواص مکانیکی و سایشی مقایسه شدند.

### ۲-۲- مشخصه‌یابی کامپوزیت‌ها

از میکروسکوپ الکترونی روبشی<sup>۳</sup> مدل Philips, XLSeries, XL30 برای مطالعه ریزساختار و مورفولوژی ذرات کاربرد تنگستن موجود در کامپوزیت‌ها استفاده شد. به وسیله نرم‌افزار آنالیز تصویر Image J درصد تخلخل برای هر نمونه در بزرگ‌نمایی‌های مختلف و برای تصاویر با کیفیت بیشتر حساب شد. از نتایج به دست آمده از هر نمونه در بزرگ‌نمایی مختلف میانگین گرفته شد و به عنوان درصد تخلخل برای هر نمونه گزارش شد. سختی و یکرز کامپوزیت‌های پولیش شده توسط دستگاه سختی‌سنج ماکرو مدل Otto Wolpert-Werke GMBH و بار ۲۰ کیلوگرم معین شد. طول ترک‌ها به همراه قطر فرورونده از محل اثر فرورونده و یکرز با استفاده از روش آنالیز تصویر

اندازه‌گیری شد. از معادله آنستیس<sup>۲</sup> طبق رابطه (۱) چقرمگی شکست محاسبه شد [۹]:

$$K_{IC} = 0.016 \left( \frac{E}{H} \right)^{0.5} \left( \frac{P}{C^{1.5}} \right) \quad (1)$$

که در این رابطه E مدول ضریب یانگ کامپوزیت برحسب پاسکال و H سختی که از رابطه (۲) به دست می‌آید:

$$H = \frac{P}{a^2} \quad (2)$$

P بار اعمالی برحسب نیوتن، a طول یکی از اضلاع اثر و c نصف طول قطر اثر با احتساب ترک‌ها می‌باشد.

### ۲-۳- آزمون سایش کامپوزیت‌ها

آزمون سایش به روش پین بر روی دیسک طبق استاندارد ASTM-G99 انجام شد. با استفاده از قسمت کنترل موجود بر روی نرم‌افزار دستگاه شرایط اولیه آزمون مطابق جدول ۲ اعمال شد. (مقادیر در نظر گرفته شده برای پارامترها به اندازه‌ای بود که کاهش وزنی که برای هر نمونه به دست می‌آید بیشتر از خطای ترازو یعنی ۰/۰۰۰۱ گرم باشد). آزمون سایش در دمای محیط و دماهای ۲۰۰، ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد انجام شد.

نمونه‌های سایش به شکل پین‌هایی به قطر ۶/۳۵ میلی‌متر بود. دیسک ساینده به قطر ۵۰ میلی‌متر و ضخامت ۵ میلی‌متر از جنس سنگ‌های سایش آلومینایی (A)، استحکام بالا (P) با کد استاندارد A36P4V بود و اندازه متوسط ذرات ساینده در دیسک حدود ۲۰۰ میکرومتر اندازه‌گیری شد.

قبل و پس از انجام هر آزمون، نمونه و دیسک ساینده با استون شسته، خشک و تمیز و با دقت ۰/۰۰۰۱ گرم توزین شدند. برای ایجاد دمای مورد نظر کوره‌ای در اطراف نگهدارنده پین و دیسک چرخان تعبیه شده بود. این کوره شامل یک المنت حرارتی و یک ترموکوپل است که هر دو به نرم‌افزار دستگاه متصل است. برای انجام آزمون‌ها در دماهای ۲۰۰، ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد، پس از هر بار قرار دادن نمونه بر روی دستگاه، دمای مورد نظر روی نرم‌افزار ثبت شد.

جدول ۱- علائم اختصاری و خصوصیات کامپوزیت‌های استفاده شده در این تحقیق

چگالی فازها (گرم بر سانتی متر مکعب)	اندازه ذره WC (میکرومتر)	مقدار بور (ppm)	مقدار بایندر	نوع بایندر	علامت اختصاری
Co (۸/۹)	۰/۸	-	۱۶٪ حجمی	Co	H10F
	۰/۶۹	-	۴۰٪ حجمی	Co	CW2
WC (۱۵/۶۳)	۰/۶۹	۰	۴۰٪ حجمی	FeAl	SF1
	۰/۶۹	۲۵۰	۴۰٪ حجمی	FeAl	SF2
	۰/۶۹	۵۰۰	۴۰٪ حجمی	FeAl	SF3
FeAl (۶/۰۶)	۰/۶۹	۷۵۰	۴۰٪ حجمی	FeAl	SF4
	۰/۶۹	۱۰۰۰	۴۰٪ حجمی	FeAl	SF5

سختی بالاتری در مقایسه با کامپوزیت‌های با زمینه کبالت با میزان مشابه (۴۰ درصد حجمی) دارند. با افزودن بور به کامپوزیت‌های زمینه بین فلزی سختی آنها به مقدار ناچیزی کاهش یافته است. سختی بالاتر کامپوزیت‌های زمینه بین فلزی مربوط به سختی بالاتر زمینه آلومیناید آهن موجود در این کامپوزیت‌ها در مقایسه با سختی کبالت است. با حضور بور در این کامپوزیت‌ها، چقرمگی آنها افزایش یافته که باعث کاهش سختی شده است.

چقرمگی شکست محاسبه شده برای کامپوزیت‌های مختلف به صورت نمودار ستونی در شکل ۲ نشان داده شده است. کامپوزیت WC-40vol%FeAl-1000ppmB بیشترین چقرمگی را نسبت به کامپوزیت‌های دیگر داراست. کمترین چقرمگی مربوط به کامپوزیت با زمینه آلومینایدی بدون بور به دلیل تردی زیاد می‌باشد. با افزایش مقدار بور حل شده در زمینه بین فلزی به ۵۰۰ ppm میزان چقرمگی به دست آمده افزایش یافته است (با افزایش میزان بور به ۷۵۰ ppm میزان چقرمگی تغییر چندانی نمی‌کند. در واقع نمونه‌های با ۵۰۰، ۷۵۰ و ۱۰۰۰ ppm بور میزان چقرمگی نزدیک به هم و همچنین نزدیک به نمونه تجاری WC-10wt%Co دارند). در مورد کامپوزیت‌های زمینه بین فلزی با افزودنی بور همین روند دیده شده که دلیل آن افزایش شکل‌پذیری زمینه بین فلزی با افزودن بور، بهبود

جدول ۲- شرایط آزمون سایش در دمای محیط و دمای بالا

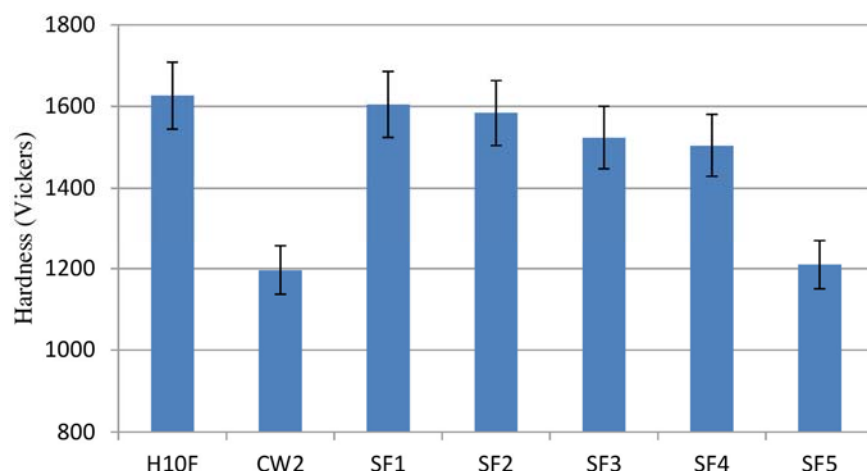
پارامتر	مقدار تنظیم شده
نیروی عمودی	۴۰ نیوتن
مسافت لغزش	۱۰۰ متر
شعاع مسیر	۱۰ میلی‌متر
سرعت چرخش	۶۰ دور بر دقیقه
سرعت لغزش	۰/۰۶۳ متر بر ثانیه
روان‌کار	استفاده نشد

المنت حرارتی روشن شده و کوره را گرم می‌کند. دمای کوره در هر لحظه روی نرم‌افزار نمایش داده می‌شود. هنگامی که کوره به دمای مورد نظر رسید، می‌توان آزمون را شروع کرد. نرخ سایش به صورت کاهش وزن (که اختلاف بین وزن نمونه قبل و پس از آزمون است) بیان شد. سطوح سایش نمونه‌ها به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت.

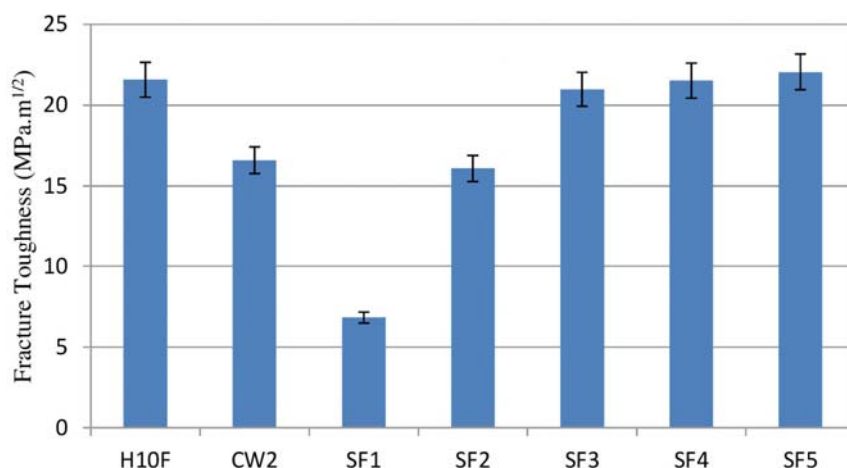
### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- رفتار سایشی کامپوزیت‌های WC-FeAl-B

مقادیر سختی برای این کامپوزیت‌ها به صورت نمودار ستونی در شکل ۱ آورده شده است. کامپوزیت‌های زمینه بین فلزی



شکل ۱- سختی ویکرز کامپوزیت‌ها در بار ۲۰ کیلوگرم



شکل ۲- چقرمگی شکست کامپوزیت‌های مختلف

کاهش می‌یابد. به طوری که با حضور بور تا ۵۰۰ ppm مقاومت سایشی این کامپوزیت در دمای محیط ۲۰ برابر، در دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد ۱۴ برابر و در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد حدود ۱۰ برابر افزایش می‌یابد. اگر بور به میزان بیش از ۵۰۰ ppm وجود داشته باشد، نه تنها تأثیری روی مقاومت سایشی این سرم‌ها ندارد بلکه آن را قدری کاهش نیز می‌دهد. وجود پیوند فصل مشترکی مناسب بین ذرات کاربید تنگستن و زمینه برای دستیابی به مقاومت سایشی مطلوب ضروری می‌باشد [۱۳]. بور با افزایش میزان چقرمگی این

استحکام و چسبندگی مرز دانه‌ها و همچنین بهبود تردی محیطی در اثر افزودن بور دانسته شده است [۲]. افزایش بور حل شده در آلومیناید آهن موجب افزایش حلالیت کاربید تنگستن در زمینه و در نتیجه افزایش استحکام پیوند در فصل مشترک زمینه-کاربید تنگستن و در پی آن افزایش مقاومت در برابر رشد ترک و بهبود چقرمگی می‌شود [۱۲].

کاهش وزن کامپوزیت‌های WC-40vol%(FeAl-B) برحسب مقدار بور در دماهای مختلف در شکل ۳ نشان داده شده است. کاهش وزن این کامپوزیت‌ها با افزایش میزان بور تا ۵۰۰ ppm

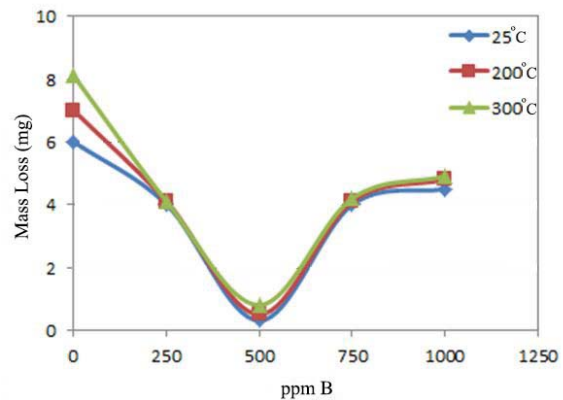
سایش دیده می‌شود. کندگی موضعی زمینه نقش اصلی را در سایش کامپوزیت WC-FeAl دارد. درمورد کامپوزیت WC-40vol%FeAl-500ppmB اثری از کندگی روی سطح این کامپوزیت دیده نمی‌شود.

حل شدن مقداری بور در زمینه آلومیناید آهن باعث قوی‌تر شدن پیوند فصل مشترک زمینه و ذرات کاربید تنگستن می‌شود که احتمال شکست ترد کامپوزیت از مرز بین زمینه و ذرات تقویت کننده را کاهش می‌دهد [۲]. این موضوع باعث می‌شود که مکانیزم سایش از حالت کندگی به حالت خراشان تغییر پیدا کند. با رسیدن میزان بور به  $1000 \text{ ppm}$  چقرمگی شکست ثابت مانده ولی سختی روند کاهشی خود را ادامه می‌دهد. مکانیزم سایش این کامپوزیت نیز از نوع خراشان بوده ولی عمق شیارهای سایشی بیشتر از نمونه با  $500 \text{ ppm}$  بور است (نواحی تیره رنگ مشاهده شده در سطوح سایش نمونه با  $500 \text{ ppm}$  بور ناشی از مخلوط نشدن کامل زمینه بین فلزی حین ساخت کامپوزیت بوده، نه ایجاد ترک حین سایش).

شکل ۵ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح سایش کامپوزیت‌های WC-40vol%(FeAl-B) را در دمای  $300^\circ \text{C}$  درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. مکانیزم‌های حاکم بر سایش این کامپوزیت‌ها در دمای  $300^\circ \text{C}$  درجه سانتی‌گراد همان مکانیزم‌های سایش در دمای محیط اما در حالت شدیدتر می‌باشد. یعنی در مورد کامپوزیت بدون بور کندگی‌های ایجاد شده و در مورد کامپوزیت‌های شامل بور خراش‌های ایجاد شده بیشتر و عمیق‌تر هستند. این رفتار به دلیل مقاومت به سایش کمتر کامپوزیت‌ها در دمای  $300^\circ \text{C}$  درجه سانتی‌گراد نسبت به دمای محیط است. زیرا با افزایش دما شرایط سایشی شدیدتر و پیوند بین ذرات ضعیف‌تر شده در نتیجه مواد با سهولت بیشتری از سطوح نمونه‌ها برداشته می‌شوند.

### ۳-۲- مقایسه کامپوزیت‌های WC-FeAl-B با WC-Co

شکل ۶ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در حالت الکترون‌های برگشتی<sup>۴</sup> را برای کامپوزیت‌های WC-10wt%Co

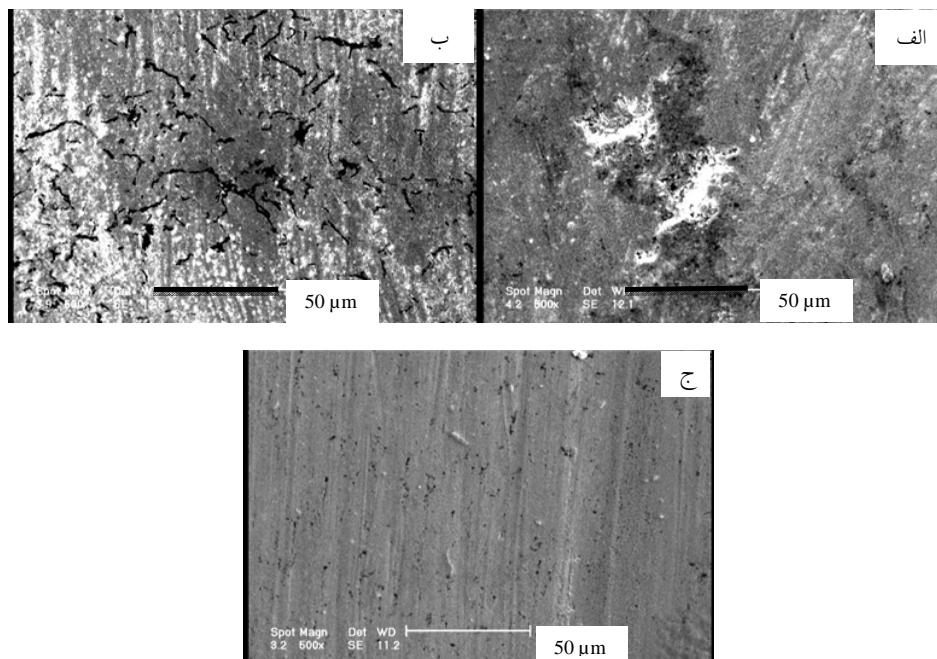


شکل ۳- تأثیر میزان بور بایندر بر مقاومت سایشی کامپوزیت‌ها در دماهای مختلف

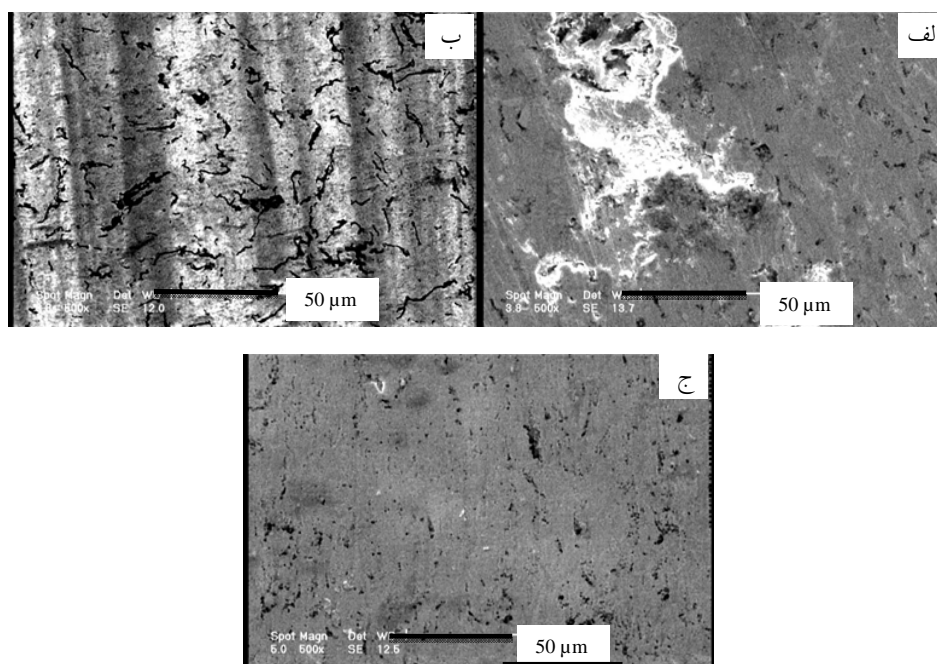
کامپوزیت‌ها و افزایش قابلیت شکل‌پذیری آلومیناید آهن و همچنین بهبود حلالیت کاربید تنگستن در آن منجر به بهبود پیوند فصل مشترک زمینه آلومیناید آهن و ذرات کاربید تنگستن و بنابراین افزایش مقاومت سایشی این کامپوزیت‌ها شده است [۱۲]. با افزایش بور به بیش از  $500 \text{ ppm}$  به دلیل کاهش سختی، مقاومت به سایش مقداری کاهش پیدا می‌کند.

همان‌طور که از نمودار شکل ۳ مشخص است با افزایش دمای آزمون سایش، میزان کاهش وزن هر کامپوزیت افزایش می‌یابد. این افزایش برای کامپوزیت بدون بور کاملاً مشهود است. در حضور بور اختلاف بین کاهش وزن در دماهای مختلف کمتر می‌شود (اختلاف بین کاهش وزن یک نمونه در دماهای مختلف بیشتر از خطای اندازه‌گیری یعنی  $0.1$  میلی‌گرم است). با حضور بور تردی محیطی (تردی در دمای محیط) این کامپوزیت‌ها بهبود می‌یابد و در نتیجه باعث کم شدن اختلاف مقاومت سایشی در دماهای مختلف می‌شود.

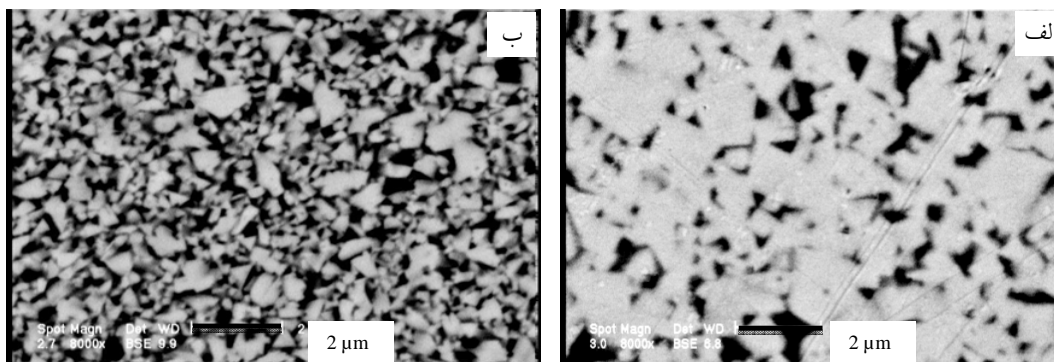
شکل ۴ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح سایش کامپوزیت‌های WC-40vol%(FeAl-B) را در دمای محیط نشان می‌دهد. در مورد کامپوزیت بدون بور سایش همراه با تشکیل کندگی‌هایی در سطح تماس بین کامپوزیت و ذرات ساینده (ناشی از جدا شدن از دیسک ساینده) اتفاق می‌افتد. برای این کامپوزیت میکروشکست‌هایی در سطوح



شکل ۴- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح سایش کامپوزیت‌های WC-40vol%FeAl-B در دمای محیط:  
 الف) بدون بور، ب) حاوی ۵۰۰ ppm بور و ج) حاوی ۱۰۰۰ ppm بور



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح سایش کامپوزیت‌های WC-40vol%FeAl-B در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد:  
 الف) بدون بور، ب) حاوی ۵۰۰ ppm بور و ج) حاوی ۱۰۰۰ ppm بور



شکل ۶- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در حالت الکترون برگشتی از کامپوزیت‌های: الف) WC-10wt%Co و

ب) WC-40vol%(FeAl- 500ppmB)

دماهای مختلف برای کامپوزیت‌های WC-40vol%(FeAl-500ppmB) و WC-10wt%Co، 500ppm) و نوع تجاری WC-10wt%Co در شکل ۹ نشان داده می‌شود. مشاهده می‌شود که کامپوزیت WC-40vol%Co بیشترین کاهش وزن (پایین‌ترین مقاومت به سایش) را در همه دماها در مقایسه با کامپوزیت‌های WC-10wt%Co و WC-40vol%(FeAl-500ppmB) نشان می‌دهد. با کاهش یافتن درصد Co در سرامت‌های WC-Co سختی و مقاومت سایشی افزایش می‌یابد [۱۴]. مقاومت سایشی بالاتر WC-40vol%FeAl-500ppmB در مقایسه با WC-40vol%Co مربوط به سختی بالاتر FeAl-B (۳۰۰ تا ۳۵۰ ویکرز) در مقایسه با زمینه کبالت (کمتر از ۱۰۰ ویکرز) است [۲]. در همه دماها کامپوزیت WC-40vol%FeAl-500ppmB با این که درصد WC کمتری نسبت به کامپوزیت تجاری WC-10wt%Co دارد ولی مقاومت سایشی بیشتری نشان می‌دهد. شکل ۹ میزان کاهش وزن کامپوزیت‌ها را در دماهای مختلف نشان می‌دهد. همان‌طور که از این نمودار مشخص است با افزایش دمای آزمون سایش، میزان کاهش وزن هر کامپوزیت افزایش می‌یابد که به دلیل شدیدتر شدن آثار سایشی است. با افزایش دما خواص مکانیکی کامپوزیت‌ها مانند سختی کاهش پیدا می‌کند و باعث کاهش مقاومت به سایش کامپوزیت‌ها می‌شود. در دمای بالا سایش به دلیل از هم پاشیدگی حرارتی (ضعیف شدن پیوند بین ذرات با افزایش دما) سطح بیشتر صورت می‌گیرد [۱۵].

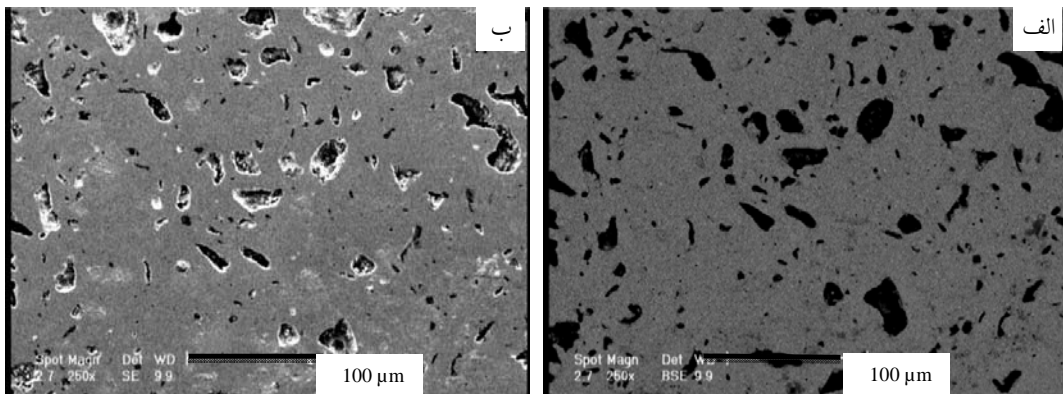
و WC-40vol%(FeAl-500ppm B) با فازهای روشن و تاریک که به ترتیب ذرات WC و زمینه فلزی یا بین فلزی هستند، نشان می‌دهد.

از تصاویر نشان داده شده به خوبی اندازه ریزتر ذرات کاربرد تنگستن موجود در کامپوزیت سنتز شده در مقایسه با کامپوزیت تجاری مشهود است. اندازه متوسط ذرات کاربرد تنگستن در کامپوزیت سنتز شده در حدود ۶۹٪ و در کامپوزیت تجاری در حدود ۸/۰ میکرومتر هستند. همچنین فاز زمینه در H10F کمتر از نمونه WC-FeAl-B می‌باشد.

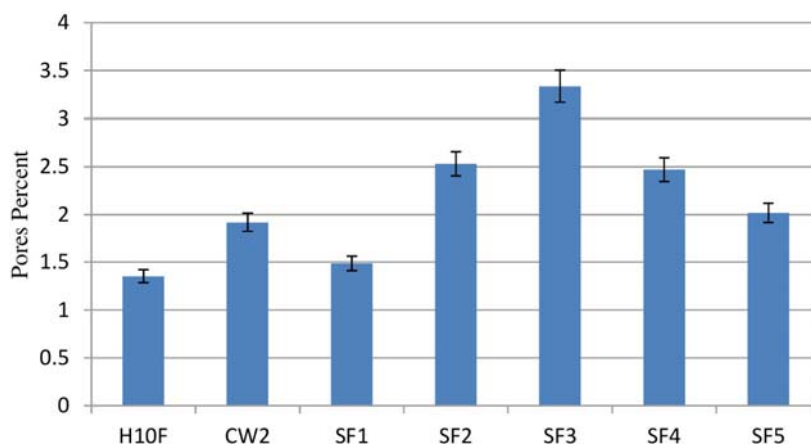
شکل ۷ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در حالت الکترون‌های برگشتی و الکترون‌های ثانویه<sup>۵</sup> را برای کامپوزیت WC-40vol%(FeAl-500ppm) نشان می‌دهد. از یک منطقه از سطح نمونه در هر دو حالت تصویر گرفته شده است. در این تصاویر نواحی تیره رنگ وجود تخلخل‌هایی را در ساختار این کامپوزیت‌ها نشان می‌دهد. در شکل ۸ نتایج به دست آمده از آنالیز ۱۰ تصویر توسط نرم‌افزار Image tool برای اندازه‌گیری درصد تخلخل هر کامپوزیت آورده شده است. همان‌طور که در نمودار دیده می‌شود، همه کامپوزیت‌ها درصد تخلخل نسبتاً کم و نزدیک به هم دارند که باعث می‌شود تخلخل تأثیر کم و یکسانی روی رفتار سایشی آنها داشته باشد.

کاهش وزن پس از آزمون سایش پین روی دیسک در

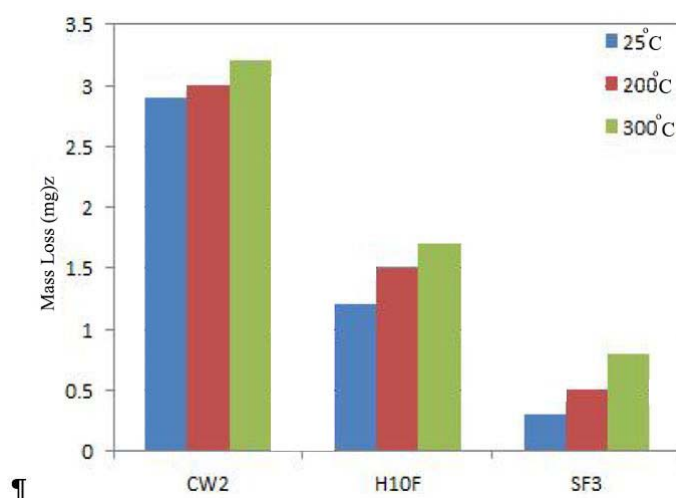




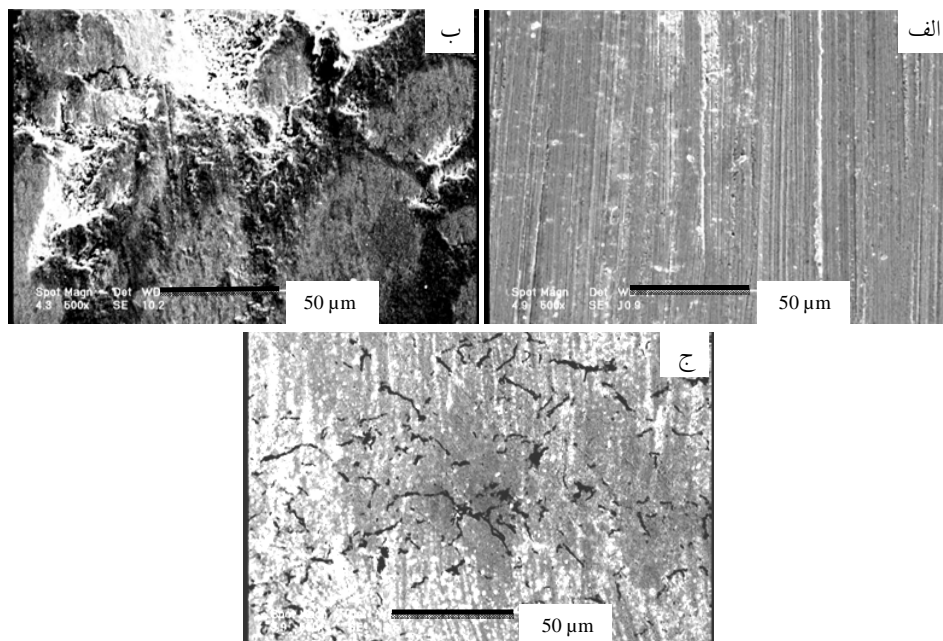
شکل ۷- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از WC-40vol%(FeAl- 500ppmB): الف) در حالت الکترون‌های برگشتی و ب) در حالت الکترون‌های ثانویه



شکل ۸- نمودار ستونی از درصد تخلخل سطحی اندازه‌گیری شده برای سرمتهای مختلف



شکل ۹- کاهش وزن کامپوزیت‌ها در دماهای مختلف



شکل ۱۰- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح سایش کامپوزیت‌های: الف) WC-10wt%Co، ب) WC-40vol%Co و ج) WC-40vol%(FeAl- 500ppmB) در دمای محیط

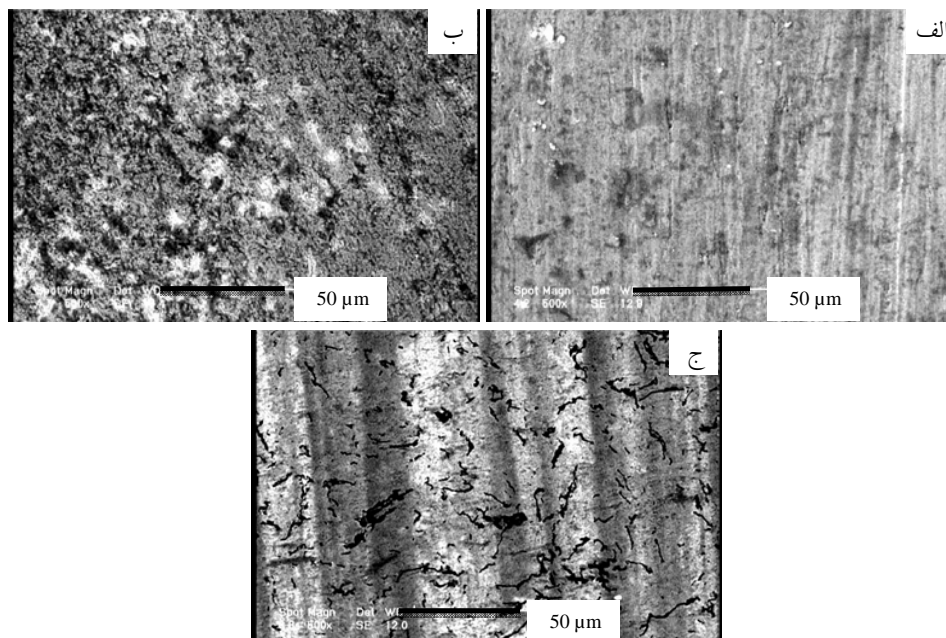
سایشی در این دما با سطح بررسی شده در دمای پایین، تنها تفاوت موجود افزایش کندگی‌ها و گسترش حوزه حاصل از کندگی‌ها است. در سطح سایش نمونه WC-40vol%Co تغییر شکل پلاستیکی شدید در زمینه کبالت مشاهده می‌شود. در این دما مقدار قابل توجهی کبالت از بین ذرات کاربید تنگستن بیرون کشیده شده و در اثر برخورد با دیسک ساینده بر روی سطح آن پهن شده است. مکانیزم‌های حاکم بر سایش این کامپوزیت‌ها در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد همان مکانیزم‌های سایش در دمای محیط اما در حالت شدیدتر می‌باشد. یعنی در مورد کامپوزیت WC-40vol%Co حفره‌های ایجاد شده و در مورد کامپوزیت‌های WC-10wt%Co و WC-40vol%(FeAl-500ppmB) شیارهایی ایجاد شده بیشتر و عمیق‌تر هستند.

#### ۴- نتیجه‌گیری

رفتار سایش خراشان در دمای بالای کامپوزیت‌های پایه WC با زمینه بین فلزی آلومیناید آهن همراه و بدون بور در این

شکل ۱۰ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح سایش کامپوزیت‌های WC-10wt%Co و WC-40vol%Co و WC-40vol%(FeAl-500ppmB) را در دمای محیط نشان می‌دهد. در مورد کامپوزیت‌های WC-10wt%Co و WC-40vol%(FeAl-500ppmB) سایش همراه با تشکیل شیارهایی در سطح تماس بین کامپوزیت و ذرات ساینده رخ می‌دهد. سایش در اثر خیش خوردن پیشرفت می‌کند و به‌نظر می‌رسد مکانیزم سایش خراشان غالب باشد. در مورد کامپوزیت WC-40vol%Co سایش همراه با تشکیل حفره‌هایی در سطح تماس بین کامپوزیت و ذرات ساینده رخ می‌دهد. در این تصاویر جدا شدن و کنده شدن زمینه کبالت مشهود است. کندگی موضعی کبالت مرحله مهمی در فرآیند سایش این مواد است [۷].

شکل ۱۱ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح سایش کامپوزیت‌های شکل ۱۰ را در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. در سطح سایش نمونه WC-10wt%Co کندگی ذرات از سطح نیز دیده می‌شود. با مقایسه سطح



شکل ۱۱- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح سایش کامپوزیت‌های: الف) WC-10wt%Co، ب) WC-40vol%Co و ج) WC-40vol%(FeAl-500ppmB) در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد

۳- مکانیزم حاکم بر سایش در دمای محیط کامپوزیت WC-10wt%Co و WC-40vol%FeAl-B خراشان بوده با افزایش دما تا ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد، مکانیزم همچنان خراشان بوده اما حالت آن شدیدتر شده است. با حضور بور تا ۵۰۰ ppm در زمینه آلومیناید آهن، مکانیزم سایش در این کامپوزیت‌ها از حالت جدایش ذره به حالت خراشان تغییر پیدا کرد.

۴- مقاومت به سایش خراشان دمای بالای کامپوزیت WC-40vol%(FeAl-500ppmB) بیشتر از نوع تجاری WC-10wt%Co (H10F) است که به دلیل استحکام بالاتر زمینه FeAl-B نسبت به زمینه کبالت در دمای بالا می‌باشد.

بررسی ارزیابی شده است. نتایج اصلی به‌دست آمده در این مطالعه در زیر آمده است:

۱- حضور بور باعث بهبود مقاومت سایشی کامپوزیت WC-FeAl در همه دماها می‌شود. به طوری که با حضور بور تا ۵۰۰ ppm مقاومت سایشی این کامپوزیت در دمای محیط ۲۰ برابر، در دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد ۱۴ برابر و در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد حدود ۱۰ برابر افزایش می‌یابد.

۲- با افزایش دما تا ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد مقاومت سایشی همه کامپوزیت‌ها کاهش می‌یابد. اما در این دما بهترین مقاومت سایشی را کامپوزیت WC-40vol%(FeAl-500ppmB) دارا می‌باشد و نوع تجاری WC-10wt%Co (H10F) و کامپوزیت بدون بور پس از آن قرار دارند.

## واژه‌نامه

1. Sandvic
2. Anstis
3. scanning electron microscopy (SEM)

4. back scatter electron (BSE)
5. secondary electron (SE)

1. Semenov, A. P., "Tribology at High Temperature", *Tribology International*, Vol. 28, pp. 45-50, 1995.
2. Ahmadian, M., Wexler, D., Calka, A., and Chandra, T., "The Effect of Boron on the Hardness and Fracture Toughness of WC-FeAl-B and WC-Ni<sub>3</sub>Al-B Composites", *Materials Science Forum*, Vol. 539, pp. 962-967, 2007.
3. Jianxin, D., Hui, Z., Ze, W., Yansong, L., and Jun, Z., "Friction and Wear Behaviors of WC/Co Cemented Carbide Tool Materials with Different WC Grain Sizes at Temperatures up to 600°C", *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol. 31, pp. 196-204, 2012.
4. Subramanian, R., and Schneibel, J. H., "Intermetallic Bonded WC-Based Cermets by Pressureless Melt Infiltration", *Intermetallics*, Vol. 5, pp. 401-408, 1997.
5. Grabke, H. J., "Oxidation of NiAl and FeAl", *Intermetallics*, Vol. 7, pp. 1153-1158, 1999.
6. Mosbah, A., Wexler, D., and Calka, A., "Tungsten Carbide Iron Aluminide Hardmetals: Nanocrystalline vs Microcrystalline", *Materials Science Forum*, Vol. 360-362, pp. 649-654, 2001.
7. Mosbah, A., and Wexler, D., "Abrasive Wear of WC-FeAl Composites", *Wear*, Vol. 258, pp. 1337-1341, 2005.
8. Johnson, D. F., and Carter, E. A., "First-Principles Assessment of Hydrogen Absorption into FeAl and Fe<sub>3</sub>Si: Towards Prevention of Steel Embrittlement", *Acta Materialia*, Vol. 58, pp. 638-648, 2010.
9. Ahmadian, M., Wexler, D., Calka, A., and Chandra, T., "Liquid Phase Sintering of WC-FeAl and WC-Ni<sub>3</sub>Al Composites with and without Boron", *Materials Science Forum*, Vol. 423-426, pp. 1951-1956, 2003.
10. Ahmadian, M., Wexler, D., Chandra, T., and Calka, A., "Abrasive Wear of WC-FeAl-B and WC-Ni<sub>3</sub>Al-B Composites", *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, Vol. 23, pp. 155-159, 2005.
11. Ahmadian, M., and Wexler, D., "Liquid Phase Sintering of sub Micron WC Composites Containing new Binders Based on Boron Doped Aluminides", *International Conference on Ultrafine Grained and Nanostructured Materials*, University of Tehran 2007.
12. Ahmadian, M., "Sintering, Microstructure and Properties of WC-FeAl-B and WC-Ni<sub>3</sub>Al-B", Ph.D. Thesis, Materials and Mechatronic Engineering, University of Wollongong, 2005.
13. Sanchez, E., Bannier, E., Salvador, M. D., Bonache, V., Garcia, J. C., Morgiel, J., and Grzonka, J., "Microstructure and Wear Behavior of Conventional and Nanostructured Plasma-Sprayed WC-Co Coating", *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 19, pp. 964-974, 2010.
14. Fischer, T. E., and Jia, K., "Abrasion Resistance of Nanostructured and Conventional Cemented Carbides", *Wear*, Vol. 200, pp. 206-214, 1996.
15. Hutchings, I. M., *Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials*, 1st ed, Cambridge, London 1992.