

مقایسه خصوصیات میکروساختاری پوشش‌های اسپری حرارتی HVOF

WC-12wt%FeAl و WC-12wt%Co

امید مهربانی، مهدی صالحی و مهدی احمدیان

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت: ۸۹/۱۲/۲۰ - پذیرش: ۹۰/۲/۳۱)

چکیده

هدف از تحقیق حاضر مقایسه پوشش‌های اسپری حرارتی کاربرد تنگستن-کبالت و کاربرد تنگستن-آلومیناید آهن است. از این رو پودرهای کامپوزیتی WC-12wt% FeAl و WC-12wt% Co به روش اسپری حرارتی HVOF روی زیر لایه فولادی پوشش داده شدند. این پوشش‌ها از نظر میکروساختار، ترکیبات فازی و سختی مورد بررسی قرار گرفتند. تصاویر تهیه شده توسط میکروسکوپ نوری میزان تخلخل کمتر از ۱٪ برای هر دو پوشش نشان داد. بررسی‌های انجام شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان می‌دهد که میکروساختار هر دو پوشش متشکل از ذرات روشن کاربرد تنگستن در میان زمینه‌ای به رنگ تیره است. با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و میکروسکوپ نوری، می‌توان نتیجه گرفت که سرعت بالای ذرات در هنگام برخورد سبب ایجاد پوششی چگال شده است و مرزی بدون عیب، بین ذرات جداگانه نشست داده شده بدست آمده است. نتایج حاصل از میکروسختی پوشش‌ها نشان می‌دهد که پوشش WC-FeAl سختی بالاتری نسبت به پوشش WC-Co دارد که علت آن می‌تواند سختی بالاتر آلومیناید آهن در مقایسه با کبالت باشد.

واژه‌های کلیدی: آلومیناید آهن، کاربرد تنگستن، تخلخل، میکروسختی، میکروسکوپ الکترونی روبشی، اسپری حرارتی.

Investigation of microstructure and mechanical properties of HVOF spray coatings of WC-12wt%Co and WC-12wt%FeAl

O. Mehrabani, M. Salehi and M. Ahmadian

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

(Received 10 March 2011, accepted 21 May 2011)

Abstract

This paper deals with the investigation of microstructure, phase structure and microhardness of steel substrate coated with WC-(Co/FeAl) powders by HVOF spray system. For this purpose, samples were evaluated by metallographic studies, microhardness measurements and X-ray diffraction analysis. The results indicated that both coating structures are uniform and the porosity was low. The microhardness of WC-FeAl coating is higher than WC-Co, which is caused by the higher hardness of Iron Aluminide in comparison to cobalt. Evaluation of the coatings showed that the binder has a significant impact on mechanical properties.

Keywords: Iron Aluminide, Tungsten Carbide-Cobalt, Porosity, Microhardness, HVOF.

E-mail of corresponding author: mehrabanomid@gmail.com

مقدمه

شده برای کبالت عیوبی چون مقاومت خوردگی کم، قیمت بالا و سمیت برای محیط (وقتی مقادیر بالای آن در محیط موجود است) انگیزه محققان را برای یافت جایگزینی مناسب تر برانگیخته است [۱۰ و ۱۱].

آلومینایدها بسیاری از نیازهای سهم برای مقاومت سایشی خوب نظیر سختی بالا، مدول الاستیک متوسط و مقاومت محیطی خوب را دارا هستند و بنابراین این مواد به عنوان مواد تریبولژیکی ویژه مورد نیاز در محیطهای مهاجم در دماهای بالا شده اند [۱۲]. محققان گزارش کرده اند که [۱۳ و ۱۴] آلومینایدهای آهن به سایش خراشان و فرسایش در دماهای بالا در مقایسه با آلومیناید نیکل و فولاد ضد زنگ ۳۰۴ مقاومت هستند. همچنین تحقیقات انجام شده بر سیستمهای سرامیک/بین فلزی نشان داده است که مهم ترین نیاز برای استحکام بالای فصل مشترک بین زمینه و ذرات، سازگاری^۳ و پایداری ترمودینامیکی است. اگر پایداری ترمودینامیکی وجود نداشته باشد، محصولات واکنش می تواند به طور معکوس بر پیوند فصل مشترک اثر گذارد. محاسبات ترمودینامیکی انجام شده، نشان داده است که آلومیناید آهن در ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد با بسیاری از سرامیکها سازگاری شیمیایی دارد. از نظر ترمودینامیکی، کاربرد تنگستن می تواند به طور مناسبی توسط آلومیناید آهن تر شود و امکان ساخت کامپوزیت های کاربرد تنگستن-آلومیناید آهن وجود دارد [۱۵، ۱۶ و ۱۷]. تحقیقات انجام شده توسط محققان مختلف نشان داده است که امکان ساخت و همچنین پوشش دهی این کامپوزیتها به وسیله روش های اسپری حرارتی وجود دارد [۱۸، ۱۹ و ۲۰]. البته قابل ذکر است که تحقیقات انجام شده در زمینه پوشش های کامپوزیتی بین فلزی ایجاد شده به روش اسپری حرارتی از درصدهای کم کاربرد تنگستن به عنوان تقویت کننده استفاده شده است ولی هدف از کار حاضر دست یابی به پوشش هایی با مقدار تقویت کننده بالای ۸۰ درصد وزنی است.

پوشش های کاربرد تنگستن-کبالت اسپری حرارتی شده در گستره وسیعی از کاربردها برای مقاومت در برابر شرایط شدید سایشی استفاده می شوند. ذرات سخت کاربرد تنگستن موجود در این پوشش ها منجر به سختی بالای پوشش و بنابراین مقاومت سایشی بالا آن می شود، در حالی که بایندر فلزی (کبالت، نیکل، ...) تامین کننده چقرمگی مورد نیاز پوشش است [۱ و ۲].

اسپری شعله ای سوخت-اکسیژن سرعت بالا (HVOF) به عنوان یک فرآیند صنعتی از اواسط دهه ۱۹۸۰ میلادی تثبیت شده است. این فرآیند به طور گسترده ای برای ایجاد پوشش های سرامت^۱ کاربردی با کیفیت بالا به دلیل دمای متوسط فرآیند و سرعت بالای گاز استفاده می شود. محققان گزارش کرده اند که این فرآیند یک تکنولوژی همه کاره شده است و توسط بسیاری از صنایع به دلیل انعطاف پذیری، بهره وری اقتصادی و کیفیت عالی پوشش حاصل، پذیرفته شده است. سرعت بالای شعله، زمان واکنش بین پودر و شعله را کاهش می دهد در حالی که دمای کم شعله، رشد دانه و تجزیه پوشش را محدود می کند [۳ و ۴].

تحقیقات انجام شده نشان داده است که مقاومت سایشی پوشش های کامپوزیتی کاربرد تنگستن-کبالت به سختی، چقرمگی و پارامترهای میکروساختاری نظیر مسیر آزاد میانگین بایندر^۲ و اندازه دانه کاربرد تنگستن وابسته است [۵، ۶ و ۷]. همچنین محققان گزارش کرده اند که هرچند بایندرهای شکل پذیر با پیوند خوب با دانه های کاربرد منجر به هاردمتال هایی با کارایی بهینه می شوند اما سختی بایندر نیز یک خاصیت موثر دیگر در مقاومت سایشی این مواد است [۸ و ۹]. کبالت به علت خواصی چون رفتار ترکندگی خوب و حلالیت مطلوب برای کاربرد تنگستن و خواص مکانیکی خوب، پر مصرف ترین بایندر فلزی استفاده شده در سرامت های پایه کاربرد تنگستن است. با وجود مزیت های ذکر

^۱ . Cermet

^۲ . Binder

^۳ . Compatibility

مواد و روش آزمایش ها

جدول ۱. پارامترهای پاشش HVOF مورد استفاده برای پوشش دهی WC-Co و WC-FeAl.

پارامتر	مقدار
نرخ جریان نفت سفید	۲۶۰ [lit/min]
نرخ جریان اکسیژن	۸۳۰ [lit/min]
نرخ تغذیه پودر	۴۰ [g/min]
فاصله پاشش	۳۵cm
فشار چمبر	۶۰۵bar

(XRD) استفاده شد. مورفولوژی پودرهای استفاده شده و میکروساختار پوشش ها با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی (SEM) بررسی شدند. به منظور اندازه گیری تخلخل پوشش ها از نرم افزار آنالیزگر تصویر^۲ استفاده شد و تخلخل پوشش ها از میانگین گرفته شده از ۱۰ تصویر گزارش شد.

از پوشش های بدست آمده سطح مقطعی برای بررسی های میکروسکوپی و اندازه گیری میکروسختی بریده شد و پس از مانع کردن نمونه های بریده شده برای رسیدن به سطحی صاف و مناسب برای بررسی های ذکر شده، سمباده زنی و پولیش کاری شدند. تست میکروسختی با استفاده از تست میکروسختی ویکرز با بار ۳۰۰ گرم و زمان ماند ۴۰ ثانیه انجام شد و مقدار میکروسختی گزارش شده میانگین گرفته شده از ۱۰ فرورفتگی است.

نتایج و بحث

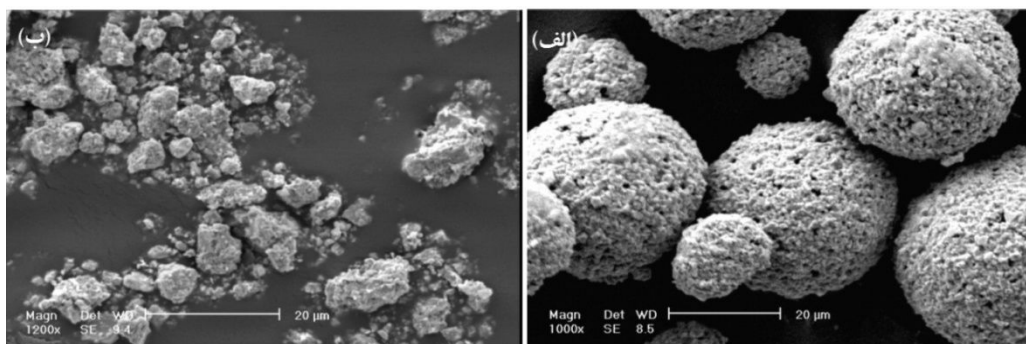
در شکل ۱ (الف) و (ب) مورفولوژی پودرهای WC-12Co و WC-12FeAl نشان داده شده است. پودر تجاری کاربرد تنگستن-کبالت دارای ذرات کروی شکل است و هر ذره متشکل از دانه های ریز کاربرد تنگستن است که توسط بایندر فلزی کبالت به یکدیگر چسبانده شده اند و این موضوع به وضوح در شکل ۱ (الف) دیده می شود. پودر کامپوزیتی

در تحقیق حاضر از پودر تجاری کاربرد تنگستن-کبالت (WC-12wt% Co) ساخت شرکت GTV و پودر ساخته شده کاربرد تنگستن-آلومیناید آهن (WC-12wt% FeAl) به عنوان مواد اولیه برای پوشش دهی استفاده شده است. به منظور ساخت کامپوزیت بین فلزی کاربرد تنگستن-آلومیناید آهن، ابتدا آلومیناید آهن با مخلوط کردن مقادیر مشخصی از پودرهای آهن و آلومینیوم (با خلوص بالای ۹۹/۸٪) برای رسیدن به استوکیومتری Fe₆₀Al₄₀ توسط روش ذوب قوسی تحت خلاء (VAR) آلیاژ سازی شد. پس از خرد کردن آلیاژ ریخته گری شده Fe₆₀Al₄₀ توسط دستگاه خردکن^۱، پودر حاصل با پودر کاربرد تنگستن با نسبت وزنی ۱۲٪ وزنی آلومیناید آهن و ۸۸٪ وزنی کاربرد تنگستن مخلوط شد. به منظور دست یابی به پودر کامپوزیتی با شرایط نسبتا مشابه با پودر تجاری کاربرد تنگستن-کبالت، مخلوط کاربرد تنگستن و آلومیناید آهن در دمای ۱۳۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۱۵ دقیقه در کوره خلاء زینتر شد تا پیوند اولیه ای بین ذرات کاربرد تنگستن و بایندر بین فلزی آلومیناید آهن ایجاد شود. سپس کامپوزیت ساخته شده توسط دستگاه خردکن برای دست یابی به پودری با اندازه ذره مناسب برای استفاده به عنوان پودر تغذیه در دستگاه HVOF خرد شد.

پودر تجاری کاربرد تنگستن-کبالت و پودر کامپوزیتی ساخته شده کاربرد تنگستن-آلومیناید آهن توسط روش اسپری حرارتی HVOF بر روی زیر لایه ای فولادی (CK45) نشست داده شدند. قبل از پوشش دهی زیر لایه های فولادی به منظور دست یابی به چسبندگی مناسب پوشش به زیر لایه، شن پاشی شدند. در جدول ۱ پارامترهای استفاده شده جهت پوشش دهی به وسیله دستگاه HVOF آورده شده است. پارامترهای آورده شده طوری انتخاب شده اند که منجر به پوششی با حداقل تخلخل و بالاترین دانسیته شوند. به منظور بررسی ترکیبات فازی مختلف موجود در پودرهای اولیه و پوشش های بدست آمده از آنالیز تفرق اشعه ایکس

² . Image analyser

¹ . Crusher



شکل ۱. مورفولوژی (الف) پودر تجاری WC-Co و (ب) پودر ساخته شده WC-FeAl.

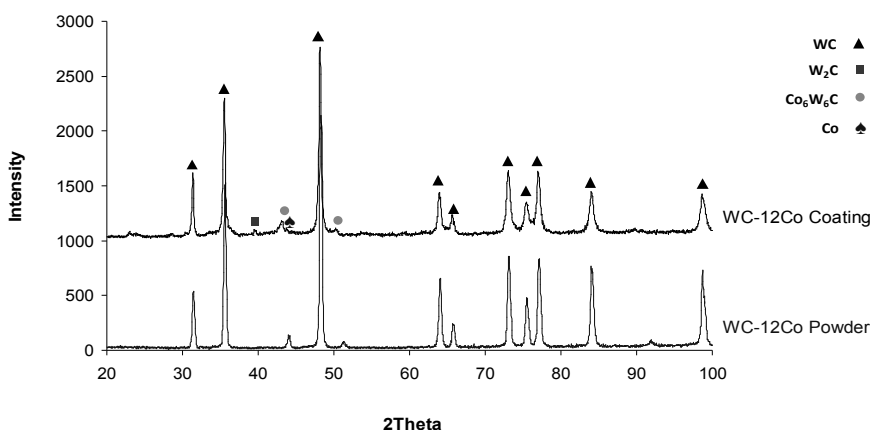
مراجع علت تشکیل فاز اتا را حلالیت بالای کبالت برای تنگستن و کربن دانسته‌اند که حتی در شرایط سخت موجود در اسپری HVOF (زمان ماند کم و دمای شعله پایین) تشکیل شده است [۱۷].

الگوی پراش اشعه ایکس مربوط به پودرهای کاربید تنگستن و آلومیناید آهن و پودر زیتتر و خرد شده و پوشش کاربید تنگستن-آلومیناید آهن در شکل ۳ نشان داده شده است. از الگوی پراش مربوط به پودر زیتتر و خرد شده کاربید تنگستن-آلومیناید آهن دیده می‌شود که که عملیات زیتترینگ

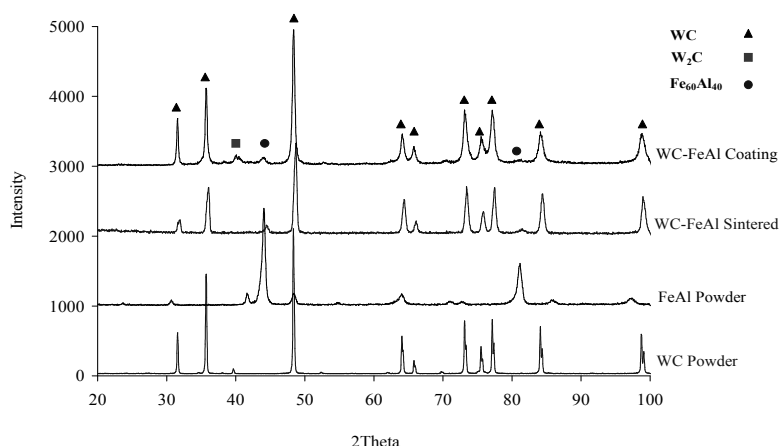
تائیری بر فازهای موجود در مواد اولیه (WC و $Fe_{60}Al_{40}$) نداشته است که علت آن زمان کم و کوره خلاء استفاده شده جهت زیتترینگ است. از طرف دیگر مراجع گزارش کرده‌اند که آلومیناید آهن حلالیت کمی برای تنگستن و کربن دارد که این موضوع از تشکیل فازهای ناخواسته جلوگیری کرده است [۱۷]. همچنین با بررسی الگوی پراش مربوط به پوشش کاربید تنگستن-آلومیناید آهن دیده می‌شود که فازهای موجود

کاربید تنگستن-آلومیناید آهن که در این تحقیق ساخته شد دارای ذراتی به شکل گوشه دار است که مشخصه عملیات خردایش است. همانطور که در شکل ۱ (ب) دیده می‌شود پودر کاربید تنگستن-آلومیناید آهن اندازه ذرات کوچکتری نسبت به پودر تجاری کاربید تنگستن-کبالت دارد. طبق نتایج بدست آمده توسط محققان پودر کاربید تنگستن-کبالت تجاری به دلیل دارا بودن ذرات کروی و همچنین توزیع اندازه ذرات همگن تر، شارپذیری بهتری در هنگام اسپری دارد برای اسپری مناسب تر است [۸].

در شکل ۲ الگوی پراش اشعه ایکس مربوط به پودر و پوشش اسپری حرارتی کاربید تنگستن-کبالت نشان داده شده است. از الگوی پراش مربوط به پودر کاربید تنگستن-کبالت دیده می‌شود که پودر شامل فازهای کاربید تنگستن، کبالت و اندکی از فاز ترد W_2C است. پس از عملیات پوشش دهی به وسیله HVOF فازهای موجود در پوشش علاوه بر فازهای موجود در پودر حاوی مقادیر اندکی از فاز ترد اتا (Co_6W_6C) است.



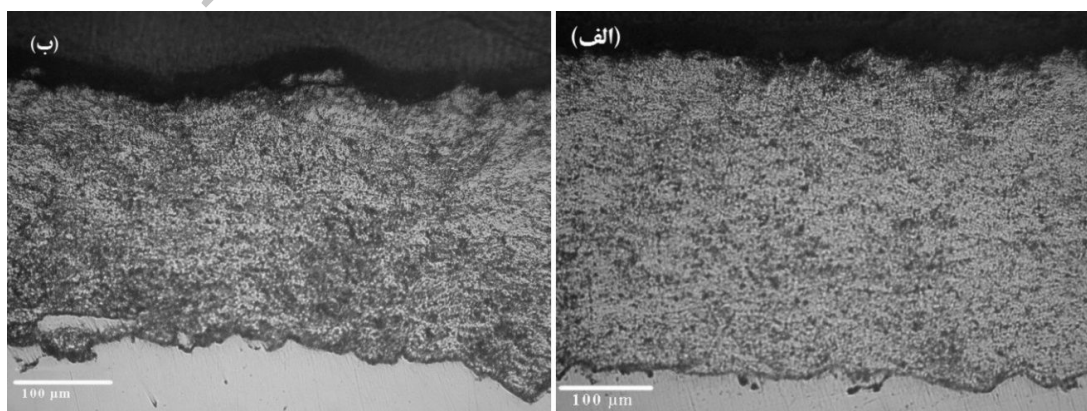
شکل ۲. الگوی پراش اشعه ایکس پودر و پوشش WC-Co.



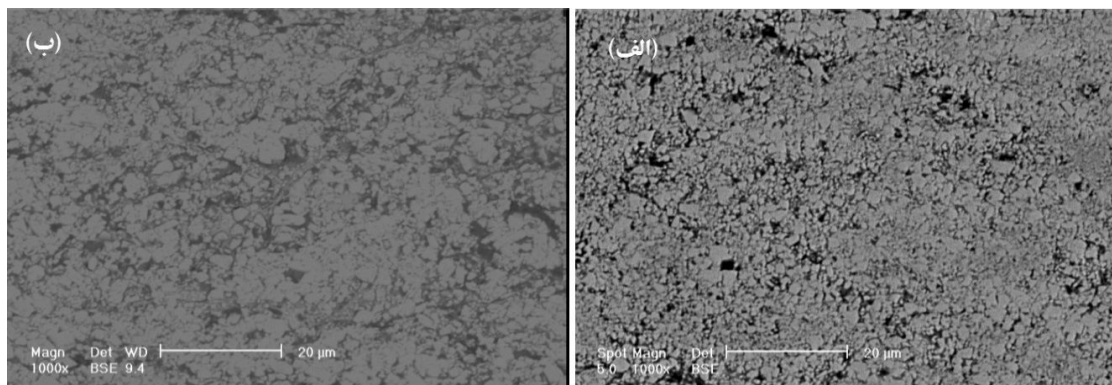
شکل ۳. الگوی پراش اشعه ایکس پودرهای کاربرد تنگستن و آلومیناید آهن و پودر کامپوزیتی زیتتر شده و پوشش WC-FeAl.

به منظو بررسی میکروساختار پوشش ها، سطح مقطع های تهیه شده از هر دو پوشش کاربرد تنگستن-کبالت و کاربرد تنگستن-آلومیناید آهن به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی در حالت الکترون برگشتی آنالیز شدند و تصاویر گرفته شده در شکل ۵ (الف) و (ب) نشان داده شده است. با توجه به تصاویر، به وضوح دیده می شود که هر دو پوشش شامل فاز روشن کاربرد تنگستن و فاز تیره رنگ زمینه (در پوشش WC-Co کبالت و در پوشش WC-FeAl آلومیناید آهن) هستند. در هر دو پوشش ذرات کاربرد تنگستن به صورت ناهمگونی در کل پوشش توزیع شده اند و دامنه بزرگی از ابعاد مختلف ذرات کاربرد دیده می شود. با مقایسه میکروساختار دو پوشش دیده می شود که پوشش کاربرد تنگستن-کبالت حاوی ذرات کوچکتر کاربرد تنگستن و مقدار کمتری از فاز زمینه تیره رنگ است.

شامل WC، Fe₆₀Al₄₀ و مقادیر اندکی از فاز ترد W₂C است. همانطور که ذکر شد پایداری ترمودینامیکی بالای آلومیناید آهن و حلالیت کم آن برای کربن و تنگستن از تشکیل فازهای حاصل از واکنش بین زمینه و کاربرد جلوگیری کرده است. در شکل ۴ (الف) و (ب) تصاویر متالوگرافی گرفته شده توسط میکروسکوپ نوری از سطح مقطع پوشش ها نشان داده شده است. از تصاویر به خوبی چگال بودن پوشش ها و پیوند خوب بین ذرات جداگانه نشست یافته دیده می شود. همچنین طبق جدول ۲ میزان تخلخل موجود در هر دو پوشش کاربرد تنگستن-کبالت و کاربرد تنگستن-آلومیناید آهن زیر ۱٪ بدست آمده است. از تصاویر موجود در شکل ۴ و جدول ۲ این نتیجه بدست می آید که پارامتر استفاده شده برای پوشش دهی به وسیله دستگاه HVOF مناسب انتخاب شده است.



شکل ۴. تصاویر گرفته شده توسط میکروسکوپ نوری از سطح مقطع (الف) پوشش اسپری حرارتی WC-Co (ب) پوشش اسپری حرارتی WC-FeAl.



شکل ۵. تصاویر گرفته شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی در حالت الکترون برگشتی از از سطح مقطع (الف) پوشش WC-Co (ب) پوشش WC-FeAl.

در جدول ۳ نتایج حاصل از تست های میکروسختی انجام شده بر روی سطح مقطع پوشش ها آورده شده است. با توجه به نتایج بدست آمده دیده می شود که پوشش اسپری حرارتی کاربید تنگستن-آلومیناید آهن سختی بالاتری نسبت به پوشش کاربید تنگستن-کبالت دارد. علت این می تواند مربوط به سختی بیشتر آلومیناید آهن نسبت به کبالت فلزی باشد، لذا با توجه با نتایج بدست آمده از پوشش ها می توان نتیجه گرفت که پوشش اسپری حرارتی کاربید تنگستن-آلومیناید آهن می تواند کاندیدای جایگزینی برای پوشش های کاربید تنگستن-کبالت باشد که این موضوع نیازمند تحقیقات بیشتر در بررسی خواص مکانیکی، سایشی و میکروساختاری پوشش های کاربید تنگستن-آلومیناید آهن است.

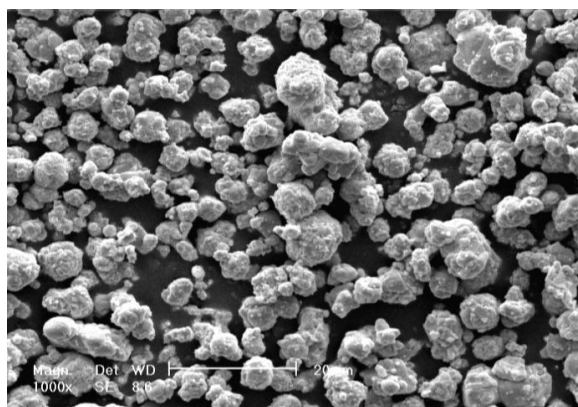
جدول ۳: میکروسختی ویکرز گرفته شده از سطح مقطع پوشش ها تحت بار ۳۰۰ گرم و زمان ماند ۴۰ ثانیه.

ترکیب اسمی پوشش	مقدار سختی	انحراف استاندارد
WC-Co Coating	1218 HV	±222
WC-FeAl Coating	1304 HV	±105

جدول ۲. میزان تخلخل بدست آمده از پوشش ها.

ترکیب اسمی پوشش	مقدار تخلخل	انحراف استاندارد
WC-Co Coating	۰٫۷%	±۰٫۷
WC-FeAl Coating	۱%	±۰٫۶

با مشاهده شکل ۶ که در آن مورفولوژی ذرات کاربید تنگستن استفاده شده در ساخت پودر کاربید تنگستن-آلومیناید آهن نشان داده شده می توان بزرگتر بودن اندازه ذرات کاربید تنگستن استفاده شده در این تحقیق نسبت به ذرات کاربید تنگستن موجود در پودر تجاری کاربید تنگستن-کبالت (شکل ۱ الف)) را مشاهده کرد. همچنین علت بیشتر بودن مقدار زمینه (فاز تیره رنگ) در پوشش کاربید تنگستن-آلومیناید آهن به علت کمتر بودن چگالی ترکیب بین فلزی آلومیناید آهن ($5/56 \text{ g/cm}^3$) نسبت به فلز کبالت ($8/9 \text{ g/cm}^3$) است.



شکل ۶. مورفولوژی پودر کاربید تنگستن.

نتیجه گیری

منابع

۱. آلومیناید آهن قابلیت استفاده به عنوان یک جایگزین مناسب در کنار کاربرد تنگستن را دارا است و می تواند به وسیله روش های پوشش دهی نظیر HVOF پوشش هایی با خواص مناسب را ارائه دهد.
 ۲. روش اسپری حرارتی سرعت بالای HVOF می تواند منجر به پوشش هایی با کمترین تخلخل و کمترین تغییرات فازی در مواد اولیه شود.
 ۳. پوشش کامپوزیتی کاربرد تنگستن-آلومیناید آهن نسبت به پوشش سرمت کاربرد تنگستن-کبالت سختی بالاتری نشان می دهد که به علت سختی بالاتر زمینه بین فلزی استفاده شده در پوشش کاربرد تنگستن-آلومیناید آهن است.
1. M. H. Staia, E. Ramos, A. Carrasquero, A. Roman, J. Lesage, D. Chicot and G. Mesmacque, *Effect of substrate roughness induced by grit blasting upon adhesion of WC-17% Co thermal sprayed coatings*, Thin Solid Films, 377-378(2000)657-664.
 2. L. Zhao, M. Maurer, F. Fischer and E. Lugscheider, *Study of HVOF spraying of WC-CoCr using on-line particle monitoring*, Surface & Coatings Technology, 185(2004)160-165.
 3. H. S. Sidhu, B. S. Sidhu and S. Prakash, *Mechanical and microstructural properties of HVOF sprayed WC-Co and Cr₃C₂-NiCr coatings on the boiler tube steels using LPG as the fuel gas*, Journal of Materials Processing Technology, 171(2006)77-82.
 4. Q. Yang, T. Senda and A. Hirose, *Sliding wear behavior of WC-12% Co coatings at elevated temperatures*, Surface & Coatings Technology, 200(2006)4208-4212.
 5. H. L. and V. Lovelock, *Powder/ Processing/ Structure relationships in WC-Co thermal spray coatings: A review of the published literature*, Journal of Thermal Spray Technology, 7(1998)357-373.
 6. L. M. Berger, S. Saaro, T. Naumann, M. Wiener and V. Wehnacht, *Microstructure and properties of HVOF-sprayed chromium alloyed WC-Co and WC-Ni coatings*, Surface & Coatings Technology, 202(2008)4417-4421
 7. E. Sanchez, E. Bannier, M. D. Salvador, V. Bonache, J. C. Garcia, J. Morgiel and J. Grzonka, *Microstructure and wear behavior of conventional and nanostructured plasma-sprayed WC-Co coatings*, Journal of Thermal Spray Technology, 19(2010)964-974.
 8. P. H. Shipway, D. G. McCartney and T. Sudaprasert, *Sliding wear behaviour of conventional and nanostructured HVOF sprayed WC-Co coatings*, Wear, 259(2005)820-827.
 9. P. J. Hoop and C. Allen, *The high temperature erosion of commercial thermally sprayed metallic and cermet coatings by solid particles*, Wear, 233-235(1999)334-341.
 10. C. Hanyaloglu, B. Aksakal and J.D. Bolton, *Production and indentation analysis of WC/Fe-Mn as an alternative to cobalt-bonded hardmetals*, Materials Characterization, 47(2001)315-322.
 11. I. J. Shon, I. K. Jeong, I. Y. Ko, J. M. Doh and K. D. Woo, *Sintering behavior and mechanical properties of WC-10Co, WC-10Ni and WC-10Fe hard materials produced by high-frequency induction heated sintering*, Ceramics International, 35(2009)339-344.
 12. C. C. Koch, *Intermetallic matrix composites prepared by mechanical alloying—a review*, Materials Science and Engineering, A244(1998)39-48.
 13. J. M. Guilemany, N. Cinca, J. Fernandez and S. Sampath, *Erosion, abrasive, and friction wear behavior of iron aluminide coatings sprayed by HVOF*, Journal of Thermal Spray Technology, 17(2008)762-773.
 14. J. A. Hawk and D. E. Alman, *Abrasive wear of intermetallic-based alloys and composites*, Materials Science and Engineering, A239-240(1997)899-906.
 15. M. Inoue, K. Sukanuma and K. Nichara, *Mechanical properties of aluminide matrix composites fabricated by reactive hot-pressing in several environments*, Intermetallics, 8(2000)1035-1042.
 16. M. Ahmadian, D. Wexler, T. Chandra and A. Calka, *Abrasive wear of WC-FeAl-B and WC-Ni₃Al-B composites*, International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, 23(2005)155-159.
 17. R. Subramanian and j. H. Schneibel, *Intermetallic bonded WC-based cermets by pressureless melt infiltration*, Intermetallics, 5(1997)401-408.

18. A. Y. Mosbah, D. Wexler and A. Calka, *Abrasive wear of WC-FeAl composites*, Wear, 258(2005)1337-1341.
19. B. Xu, Z. Zhu, S. Ma, W. Zhang and W. Liu, *Sliding wear behavior of Fe-Al and Fe-Al/WC coatings prepared by high velocity arc spraying*, Wear, 257(2004)1089-1095.
20. X. Jun-huai, Z. Xing-he, C. Gang, D. Zhi, L. Yan and L. Ying, *Oxidation behavior of Fe40Al-xWC composite coatings obtained by high-velocity oxygen fuel thermal spray*, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 19(2009)1545-1550.

Archive of SID