

مقایسه خواص مکانیکی و متالورژیکی کامپوزیت میکروساختار و نانوساختار WC-9Co-0.7VC

حسین صداقتی و مرتضی تمیزی فر*

دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، تهران، دانشگاه علم و صنعت ایران

تاریخ دریافت: ۹۴/۷/۲۱ تاریخ پذیرش: ۹۵/۵/۳۱

چکیده

کامپوزیت‌های WC-Co که به هاردمتال‌ها موسوم‌اند، استفاده گسترده‌ای در بخش صنعت حفاری نفت و گاز دارند. چند سالی است که استفاده از این کامپوزیت‌ها با ساختار نانو، مورد توجه قرار گرفته است. در این تحقیق، کامپوزیت WC-9Co-0.7VC در دو حالت میکروساختار و نانوساختار با استفاده از فرآیند پرس داغ سریع ساخته شده و سپس ریزساختار و خواص مکانیکی آن‌ها با یکدیگر مقایسه شده است. خواص مکانیکی کامپوزیت هاردمتال میکروساختار و نانوساختار از قبیل چگالی، سختی، چقرمگی شکست و استحکام شکست برشی اندازه‌گیری شد. تقریباً در تمام خواص و ویژگی‌های اندازه‌گیری شده، نمونه نانوساختار، نتایج بهتری را در مقایسه با نمونه میکروساختار از خود نشان داد. بررسی ساختار نمونه‌ها به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی، نشان داد که کوچک شدن اندازه ذرات کاربرد تنگستن به کمتر از ۱۰۰ nm در نمونه نانوساختار، باعث ارتقا خواص شده است. مقدار سختی و استحکام شکست برشی متوسط در نمونه میکروساختار به ترتیب برابر با HV30 و ۲۶۰۴ MPa است که این مقادیر در کامپوزیت نانوساختار به ترتیب برابر با HV30 و ۱۷۴۳ MPa است.

کلمات کلیدی: هاردمتال، نانو کامپوزیت، پرس داغ سریع، سختی و چقرمگی شکست.

مقدمه

[۲]. در هاردمتال‌های پایه کاربید تنگستن، عمدتاً از کبالت به عنوان فاز بایندر استفاده می‌شود [۳]. به دلیل بالا بودن نقطه ذوب کاربیدها، استفاده از روش ریخته‌گری، در تولید هاردمتال، اقتصادی و امکان‌پذیر نیست [۴]. روش مرسوم ساخت این کامپوزیت‌ها استفاده از روش متالورژی پودر سنتی^۲ است که از آن با عنوان پرس/پخت^۳ هم یاد می‌شود.

هاردمتال‌ها، کامپوزیت‌های متشکل از کاربید تنگستن هستند که به وسیله فاز نرم فلزی موسوم به بایندر^۱ به هم چسبیده‌اند [۱]. بایندر، معمولاً یک فلز یا یک آلیاژ است که در درجه حرارت تف جوشی، به صورت مذاب درمی‌آید و باعث اتصال ذرات کاربید، پس از سرد شدن می‌گردد

1. Binder
2. Conventional Sintering
3. Press/Sinter

tamizifar@iust.ac.ir

*مسئول مکاتبات
آدرس الکترونیکی

به کارگیری روش پرس داغ در تف جوشی نانو پودر WC-Co می‌تواند از یک سو دما و زمان تف جوشی را کاهش داده و از سوی دیگر باعث تراکم‌پذیری بهتر و کاهش تخلخل باقی‌مانده شود [۱۰]. اگرچه پرس سرد نانوپودرها، به دلیل افزایش تعداد نقاط تماس و اصطکاک بین ذره‌ای، همواره با مشکل همراه است، اما در فرآیند پرس داغ نانو پودرها، حتی بدون حضور روانساز، تراکم‌پذیری و حذف تخلخل‌ها، به‌طور موفقیت‌آمیزی انجام می‌شود [۱۱ و ۱۲].

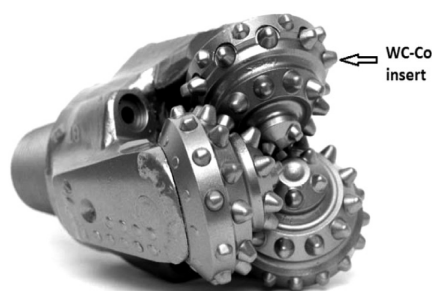
تولید هاردمتال با حداکثر سختی و حداقل تخلخل، نیاز به پخش شدن مناسب کبالت در بین کاربیدها دارد. بدین سبب، مخلوط کردن، معمولاً در آسیاهای گلوله‌ای و آسیاهای ماهواره‌ای پرنرژی انجام می‌شود. هدف ابتدایی از آسیاکاری کبالت و کاربید تنگستن، اطمینان از این امر است که هر ذره کاربیدی با ذرات ریز کبالت به‌طور یکنواخت پوشش یابد. اگر زمان آسیاکاری کم باشد، نتیجه آسیاکاری صرفاً اختلاط و یکنواختی است. اما در صورت افزایش زمان آسیاکاری، اندازه ذرات کاربید تنگستن ریز شده و حتی می‌تواند به کمتر از ۵۰ nm نیز برسد [۱۳-۱۵]. اگر چه مدت‌هاست که ساخت ابزارهای حفاری و برش در صنایع نفت، مطابق شکل ۱ عمدتاً با ساختار میکرومتری متداول است، اما در تحقیقات اخیر ثابت شده که استفاده از ساختارهای نانو با بهبود عملکرد همراه است [۱۶]. شرایط کاری ابزارهای هاردمتال در حفاری، همراه با مکانیزم‌های برش، ضربه و سایش است. بنابراین بالاتر بودن هرچه بیشتر استحکام، سختی، چقرمگی و مقاومت سایشی، در بهبود مستقیم عملکرد این قطعات موثر خواهد بود. شایان ذکر است که رفتار سایشی نمونه هاردمتال نانو ساختار و میکروساختار، توسط نویسندگان این مقاله مورد مقایسه قرار گرفته و قبلاً به چاپ رسیده است [۱۷].

در کامپوزیت‌های هاردمتال، ویژگی‌هایی از جمله چگالی، سختی، چقرمگی، استحکام شکست برشی و رفتار سایشی دارای اهمیت است. پارامترهای متعددی از جمله مقدار کبالت، اندازه ذرات کاربید تنگستن و درصد تخلخل، بر ریزساختار و خواص نهایی قطعه تاثیرگذار است [۴ و ۵]. نیاز به هاردمتال‌های با خصوصیات بهبود یافته، به‌ویژه افزایش سختی و استحکام، توجهات را به سمت انواع پودرها و کامپوزیت‌های ریزدانه جلب کرده است. تمایل فعلی در صنعت، به‌سمت هاردمتال‌های نانوساختار است که به‌عنوان شاخه مهمی از مواد نانو مطرح‌اند [۶]. بیش از دو دهه است که تلاش‌ها برای ساخت کاربید تنگستن با ساختار نانو برای رسیدن به خواص مکانیکی بهینه با هدف افزایش عمر ابزار آغاز شده است. بر طبق اصول اولیه متالورژی مکانیکی، گفته شده است که هر چه ساختار ریزدانه‌تر باشد، سختی و استحکام آن در دمای اتاق با افزایش همراه است. به‌عنوان مثال رابطه هال-پچ در تشریح ارتباط بین اندازه دانه و تنش تسلیم، این مطلب را حتی در ساختارهای نانو، تایید می‌کند [۷ و ۸]. این تلاش‌ها نشان می‌دهد که روش‌های سنتی تف جوشی در حالت مذاب نمی‌تواند اندازه ذرات را در حد نانو نگه دارد به‌طوری‌که هم‌زمان تراکم کامل هم ایجاد شود. درشت شدن اندازه ذرات کاربید در زمینه، منجر به افت خواص مطلوب می‌شود. با توجه به اینکه اندازه ذرات کاربید تنگستن حتی اگر زیر ۱۰۰ nm باشد، در حین تف جوشی فاز مایع، به‌سرعت تا حد ۶۰۰ nm یا بیشتر افزایش پیدا می‌کند، لذا از محدودکننده‌های رشد دانه استفاده می‌شود تا مانع افزایش اندازه ذرات شوند. کاربید کروم و کاربید وانادیوم به‌عنوان اصلی‌ترین محدودکننده‌های رشد برای این سیستم مطرح است [۹]. کارهای زیادی روی تکنیک‌های جایگزین برای تف جوشی حالت مذاب انجام شده است که از آن جمله می‌توان به استفاده از پرس داغ سریع اشاره کرد.

با استفاده از دستگاه آسیای ماهواره‌ای مدل Retsch Planetary Ball Mill PM MA-Type 400 انجام شد. جداره داخلی محفظه آسیا و گلوله‌های ساینده از جنس WC-6Co ساخته شده است. سرعت چرخش rpm ۲۰۰ و نسبت سرعت‌های چرخشی وضعی و انتقالی به صورت ۱:۳ انتخاب شد. فرآیند آسیاکاری به صورت تر، با حضور اتانول و نسبت گلوله به پودر^۱ معادل ۱:۱۵، انجام شد. مخلوط پودری WC-9Co-0.7VC، پس از آسیاکاری به مدت ۱ hr در آسیای ماهواره‌ای، همگن شد تا در مرحله بعد، برای ساخت نمونه میکروساختار مورد استفاده قرار گیرد. این در حالی است که برای ساخت نانو پودر، آسیاکاری به مدت ۲۰ hr ادامه یافت. پس از اتمام آسیاکاری، فرآیند خشک‌سازی با استفاده از خشک‌کن تحت خلاء نسبی مدل Heraeus vaccutherm ۶۶۰ m با دمای ۱۰۰°C و زمان ۲۴ hr صورت گرفت. پودر خشک شده، به ترتیب از الک‌های با مش ۷۰، ۵۰ و ۱۰۰، ساخت شرکت Restech عبور داده شد.

ساخت نمونه

پرس و پخت هم‌زمان با استفاده از دستگاه پرس داغ تحت خلاء، مدل KPF-RHP 1500 مجهز به سیستم هیدرولیکی یک جهته ۱۵ تن و سیستم القایی با بیشینه دمای ۱۵۰۰°C انجام شد. تصویر این دستگاه در شکل ۳ آورده شده است. این دستگاه طی پروژه‌ای توسط دکتر رسول صراف ماموری از اساتید دانشگاه تربیت مدرس برای اولین بار در ایران طراحی و ساخته شده است.



شکل ۱ مته کاجی شکل دستگاه حفاری.

در این تحقیق، ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت WC-9Co-0.7VC در دو حالت میکروساختار و نانوساختار که با فرآیند پرس داغ سریع ساخته شده، مورد مقایسه قرار گرفته است.

روش تحقیق

مواد اولیه

پودر کاربید تنگستن، کبالت و کاربید وانادیوم با مشخصات مندرج در جدول ۱ از شرکت Shenzhen Eleflow Technologies تهیه شد.

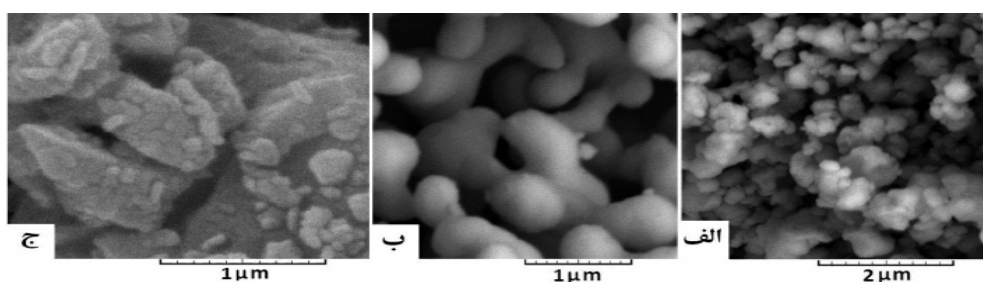
جدول ۱ مشخصات مواد اولیه پودری.

مشخصات نوع پودر	اندازه ذره (μm)	خلوص (%)
WC	۰/۲۲	۹۹/۶
Co	۰/۵۲	۹۹/۴
VC	۰/۱۰	۹۹/۸

تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از پودرهای اولیه در شکل ۲ آمده است.

آماده‌سازی پودر

در این پروژه فرآیند همگن‌سازی و خردایش



شکل ۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی پودر مواد اولیه الف (WC، ب (Co و ج) VC.



شکل ۳ دستگاه پرس داغ سریع مورد استفاده در نمونه‌سازی.

مشخصه‌یابی

چگالی نمونه‌ها بر مبنای قانون ارشمیدوس و طبق استاندارد ASTM B 311-93 اندازه‌گیری شد. در این روش، چگالی نمونه با مقایسه وزن آن در دو حالت خشک و غوطه‌ور در آب تعیین گردید. مقدار چگالی

از رابطه $D_i = \frac{W}{(W_A - W_W)} \times D_{W(T)}$ محاسبه گردید.

که در آن D_i چگالی قطعه، W_A وزن قطعه در هوا، W_W وزن قطعه در آب و $D_{W(T)}$ چگالی آب در دمای T است. وزن نمونه‌ها با استفاده از یک ترازوی دیجیتالی مدل Sartorius با دقت ۰/۰۰۱ gr اندازه‌گیری شد.

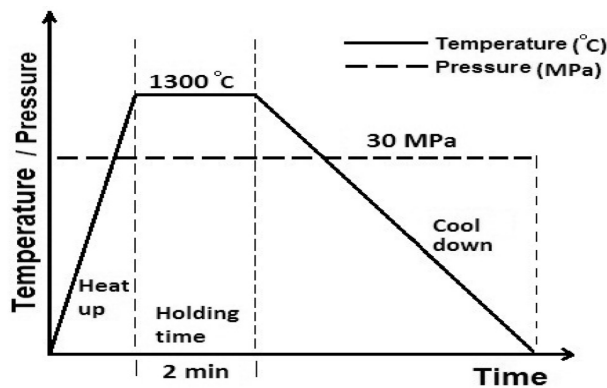
سختی نمونه‌ها با روش ویکرز (HV30) و مطابق استاندارد 3878ISO Standard اندازه‌گیری شد.

چقرمگی شکست نمونه‌ها براساس محاسبه طول ترک ناشی از نقطه اثر فرورونده ویکرز، طبق رابطه $K_{IC} = 0.15 \sqrt{\frac{HV_{30}}{\sum_{i=1}^4 l_i}}$ مورد محاسبه و ارزیابی قرار گرفت. برای تعیین این مشخصه از روش Palmqvist

با استفاده از میزان سختی ویکرز تحت بار ۳۰ kg و اندازه‌گیری طول ترک‌ها (l_i)، استفاده شد [۱۸].

تف جوشی هاردمتال با استفاده از فرآیند پرس داغ سریع مورد مطالعه قرار گرفت و پس از ساخت نمونه‌های متعدد، مشخص شد که شرایط بهینه به‌صورت تف جوشی در دمای بیشینه 1300°C و زمان نگهداری ۲ min مطابق سیکل ارائه شده در شکل ۴ است. با هدف کاهش هر چه بیشتر زمان تف جوشی، در تمام نمونه‌ها از بالاترین نرخ گرمایش به‌صورت ثابت استفاده شد. پودر آماده شده پس از فرآیند آسیاکاری، درون قالب گرافیتی SGL-4340R ریخته شد و ابتدا تحت پرس سرد قرار گرفت. پس از آن با حفظ فشار، مرحله گرم کردن آغاز شد. در این شرایط، نسبت فشردن (حاصل تقسیم ارتفاع قطعه، قبل و پس از فشردن) در پرس سرد و داغ تقریباً برابر با ۲ است. با توجه به قرارگیری فویل گرافیتی با ضخامت ۰/۲ mm در زیر و رو و اطراف نمونه، لازم است که پس از اتمام فرآیند ساخت، سطوح آزاد نمونه تمیز شود.

نمونه‌ها به شکل مکعب مستطیل و در ابعاد $19 \times 6.25 \times 5$ mm (مطابق با استاندارد انجام آزمون TRS) ساخته شدند.



شکل ۴ چرخه تف جوشی و تغییرات دما و فشار در پرس داغ سریع.

شکست‌های متعدد، ریزتر شده و با کبالت آغشته می‌شوند. در نتیجه، پودر نهایی به‌صورت توده‌های کلوخه‌ای درخواهد آمد. فرآیند آسیاکاری، علاوه‌بر ریزکردن اندازه ذرات پودر، باعث همگن‌سازی و اختلاط مناسب مواد اولیه شده و از سوی دیگر مرحله تف جوشی را سرعت می‌بخشد. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از پودرهای ساخته شده در شکل ۵ آورده شده است. استفاده از نرم‌افزار Clemex vision، نشان می‌دهد که میانگین اندازه ذرات، کمتر از ۱۰۰ nm است. شکل ۶، اندازه‌گذاری ذرات و شکل ۷، نتایج و نمودار استخراج شده از نرم‌افزار ۵ دیده می‌شود، به‌دلیل ریز بودن ذرات، علی‌رغم اجرای فرآیند جداسازی پودر با استفاده از امواج مافوق صوت، همچنان بخش اعظم ذرات به‌صورت کلوخه باقی مانده‌اند. بررسی تصاویر متالوگرافی با نرم‌افزار متالوگرافی کمی^۱ نشان می‌دهد که متوسط اندازه ذرات پودر در نمونه‌ای که به‌مدت ۲۰ hr آسیاشده، کمتر از ۱۰۰ nm است.

مکانیزم تف جوشی در پرس داغ سریع

در اکثر منابع علمی و تولیدات صنعتی از روش پرس و پخت بدون اعمال فشار^۲ برای ساخت قطعات هاردمتال استفاده می‌شود. در این حالت، دمای نهایی تف جوشی، بین ۱۴۰۰ تا ۱۴۵۰ °C است و رشد دانه‌ها به‌دلیل زمان طولانی فرآیند، اجتناب‌ناپذیر است.

آزمایش استحکام شکست عرضی بر طبق استاندارد ASTM B406-87 که مختص تعیین خواص کاربدهای سمانته است و به‌کمک دستگاه Instron- 8503 انجام گرفت. نمونه‌ها تحت نیروی خمشی سه‌نقطه قرار گرفته و شکستند. سطحی از نمونه که عمود بر اعمال بار فشاری قرار می‌گرفت، به‌وسیله خمیر الماسه ۱ μm پولیش شد. مقدار عددی TRS از رابطه، $TRS(MPa) = \frac{1.5 * load(N) * length(mm)}{width(mm) * Thickness^2(mm)}$ با دانستن ابعاد نمونه و نیروی بیشینه شکست محاسبه شد.

برای بررسی ریزساختار، از میکروسکوپ نوری مدل Leitz و میکروسکوپ الکترونی مدل MIRA II FEG-SEM ساخت شرکت TESCAN استفاده شد.

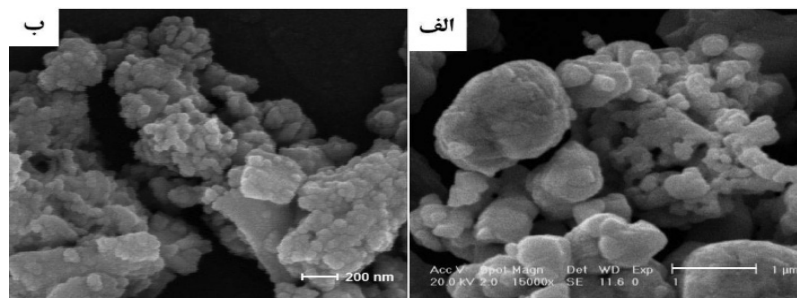
نتایج و بحث

اثر آسیاکاری بر پودر

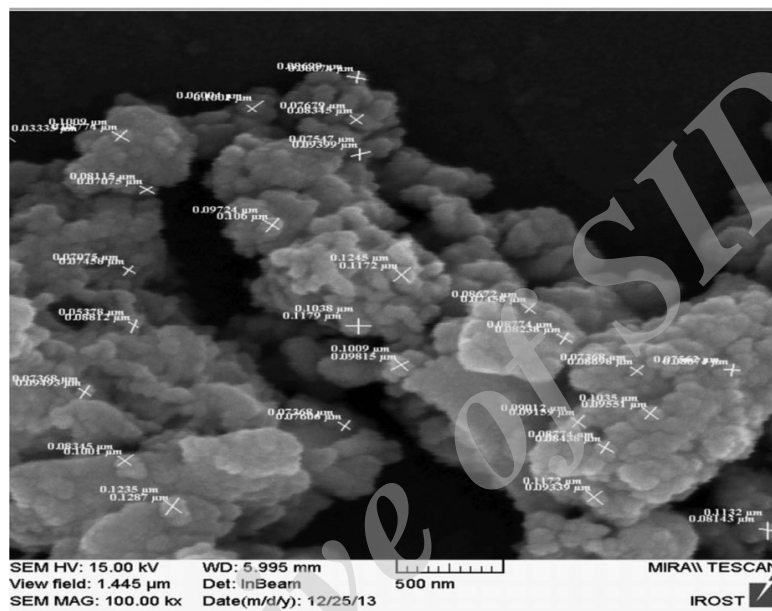
با تغییر پارامترهای متغیر در فرآیند آسیاکاری و بررسی مشخصات پودر حاصل، مشخص شد که انتخاب زمان آسیاکاری به مدت ۲۰ hr و نسبت گلوله به پودر ۱۵:۱ می‌تواند پودرهای میکرونی اولیه را به پودرهای با ابعاد نانو تبدیل کند. شرایط آسیاکاری پودرهای مواد اولیه در این تحقیق، منطبق با شرایط حاکم بر سیستم ترد (کاربید تنگستن) - نرم (کبالت) است. مکانیزم‌های جوش سرد و شکست در طول فرآیند آسیاکاری فعالند. بررسی‌ها نشان داد که با انجام آسیاکاری در زمان‌های طولانی، ذرات کاربید تنگستن به دنبال

1. Clemex Vision

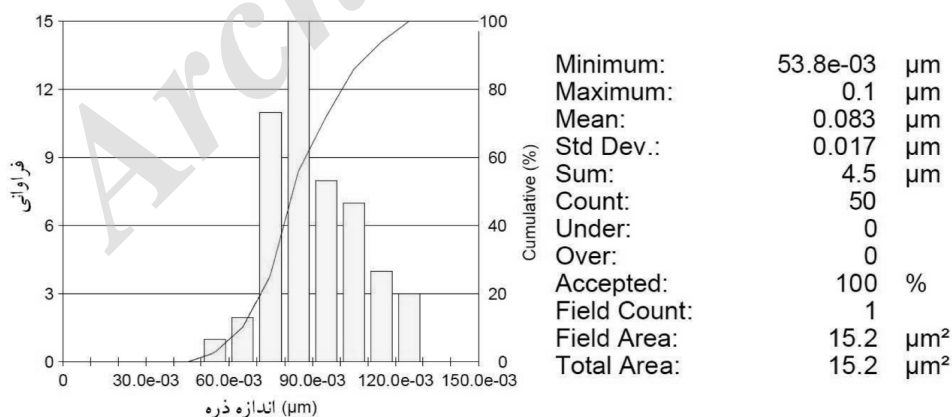
2. Press/Sinter- Conventional Sintering (CS - PS)



شکل ۵ تصویر SEM از پودر WC-9Co-0.7VC پس از آسیابکاری، (الف) با اندازه کمتر از یک میکرومتر، (ب) با اندازه کمتر از ۱۰۰ nm.



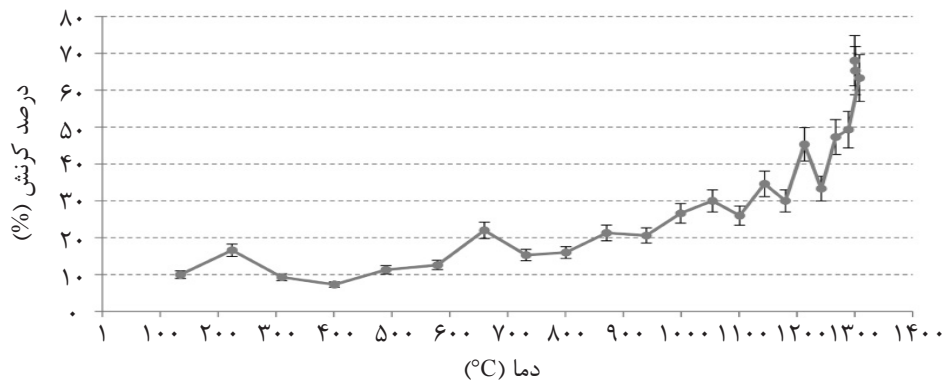
شکل ۶ اندازه‌گذاری روی ذرات نانو پودر WC-9Co-0.7VC در نرم‌افزار Clemex vision.



شکل ۷ نتایج و نمودار به‌دست آمده از نرم‌افزار Clemex vision پس از بررسی‌های کمی روی نانو پودر WC-9Co-0.7VC.

پیشرفت تف جوشی، مشاهده انقباض خطی در حین فرآیند است. با توجه به امکان ثبت دما و موقعیت فک دستگاه پرس با گذشت زمان، نمودار دما- کرنش مطابق شکل ۸ ترسیم شد.

اما از آنجا که در این تحقیق از روش پرس داغ سریع برای شکل‌دهی و تف جوشی نمونه‌های بالک استفاده شده است، اغلب مکانیزم‌هایی که در منابع، برای مراحل تف جوشی ذکر شده است تغییر خواهد کرد. از آنجا که یکی از معیارهای



شکل ۸ تغییرات کرنش با دما در تف جوشی نمونه نانو کامپوزیت WC-9Co-0.7VC با دمای بیشینه 1300°C و زمان نگهداری 2 min.

مشاهده می‌شود که اندازه دانه کاربید تنگستن در ساختار نانو کامپوزیت پس از فرآیند تف جوشی نیز همچنان در ابعاد کمتر از 100 nm باقی مانده است. بنابراین با درصد قطعیت بالا می‌توان این کامپوزیت را نانوهاردمتال نامید.

تعیین چگالی، سختی، چقرمگی شکست و استحکام شکست برشی

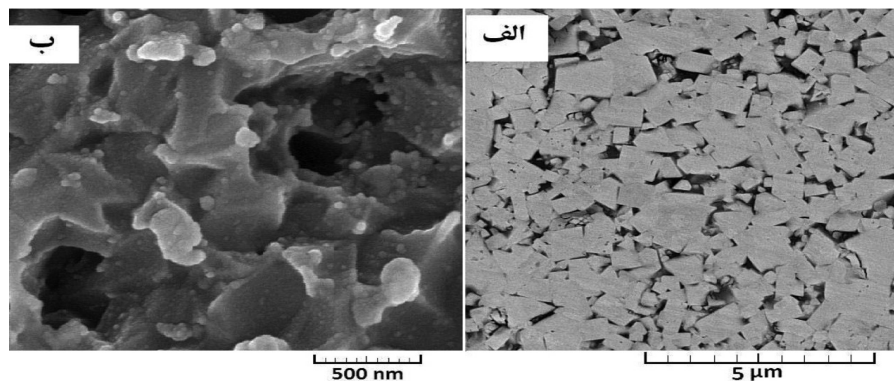
به‌طور خلاصه نتایج مربوط به مشخصه‌یابی نمونه‌ها، در جدول ۲ آمده است. در اولین بررسی، چگالی نمونه‌های میکرو و نانو ساختار اندازه‌گیری شد. چگالی نسبی نمونه میکروساختار پس از تف جوشی، معادل $99/5\%$ و چگالی نمونه نانو ساختار پس از تف جوشی برابر با $99/2\%$ است. هر دو قطعه در فرآیند ساخت به چگالش قابل قبولی رسیده‌اند. طبیعتاً هرچه اندازه ذرات پودر اولیه ریزتر باشد، متراکم‌سازی آن در فرآیندهای متداول پرس و پخت دشوارتر خواهد بود اما در فرآیند پرس داغ ریز بودن پودر اولیه مشکلی در چگالش ایجاد نخواهد کرد و علاوه‌بر آن، مخلوط پودر اولیه از فرآیندهای کلوخه‌سازی نیز بی‌نیاز است. مقدار سختی در نمونه میکرو ساختار به‌طور متوسط برابر با HV30 1310 است. این عدد در کامپوزیت نانو ساختار به‌طور متوسط برابر با HV30 1743 است. اختلاف معناداری بین اعداد سختی در نمونه نانو ساختار و میکروساختار دیده می‌شود.

در یک تقسیم‌بندی کلی، سیکل کامل تف جوشی در این پروژه شامل دو بخش گرم شدن^۱ و نگهداری^۲ است. نمودار شکل ۸ نشان می‌دهد که انقباض نمونه در زیر پرس، شامل این دو مرحله است. در مرحله اول انقباضات با شیبی کم تا دمای تقریبی 1200°C پیش می‌رود. با عبور از دمای 1200°C ، شیب انقباض افزایش یافته و تا دمای تقریبی 1300°C ادامه می‌یابد. می‌توان این مرحله را مرحله گرم شدن دانست. در مرحله بعد با نگهداری نمونه در دمای 1300°C ، تراکم قطعه افزایش یافته و تخلخل باقی‌مانده به حداقل ممکن و چگالی به مقداری قابل قبول می‌رسد. این مرحله را نیز می‌توان مرحله نگهداری نامید. شایان ذکر است که اغلب مقدار انقباض در مرحله گرم شدن رخ خواهد داد اما به منظور رسیدن به چگالی مطلوب کاربردی، وجود مرحله نگهداری ضروری است.

بررسی ریزساختار قطعه

تصاویر میکروسکوپی مربوط به ریزساختار دو نمونه میکروساختار و نانو ساختار به ترتیب در شکل ۹ آمده است. اگرچه در بزرگ‌نمایی‌های کم، ریزساختار نمونه نانو ساختار و میکروساختار دارای شباهت‌های ظاهری با یکدیگرند، اما برای مشاهده دانه‌های کاربید با ابعاد چند ده نانومتر، در تصویر مربوط به نمونه نانو ساختار از بزرگ‌نمایی بیشتر استفاده شده است. اچ^۳ کردن عمیق نمونه‌ها با محلول موراکامی باعث نمایان شدن هر چه بهتر دانه‌ها شده است.

1. Heating up
2. Holding time
3. Etch



شکل ۹ تصویر FE-SEM از ریزساختار کامپوزیت WC-9Co-0.7VC پس از فرآیند پرس داغ، (الف) میکروساختار و (ب) نانوساختار.

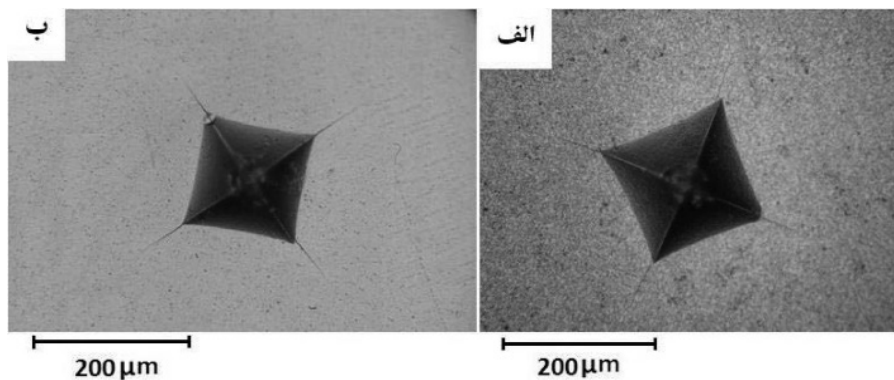
جدول ۲ نتایج به دست آمده در آزمون نمونه‌های فلزات سخت با ساختار میکرو و نانو.

ساختار نمونه	ترکیب شیمیایی	چگالی نسبی (g/cm ³)	سختی (HV30)	چقرمگی شکست K _{IC} (MPam ^{0.5})	استحکام شکست برشی TRS (MPa)
میکرو	WC-9Co-0.7VC	۹۹/۵	۱۳۱۰	۱۱/۵	۲۶۰۴
نانو	WC-9Co-0.7VC	۹۹/۲	۱۷۴۳	۱۲/۲	۳۱۳۸

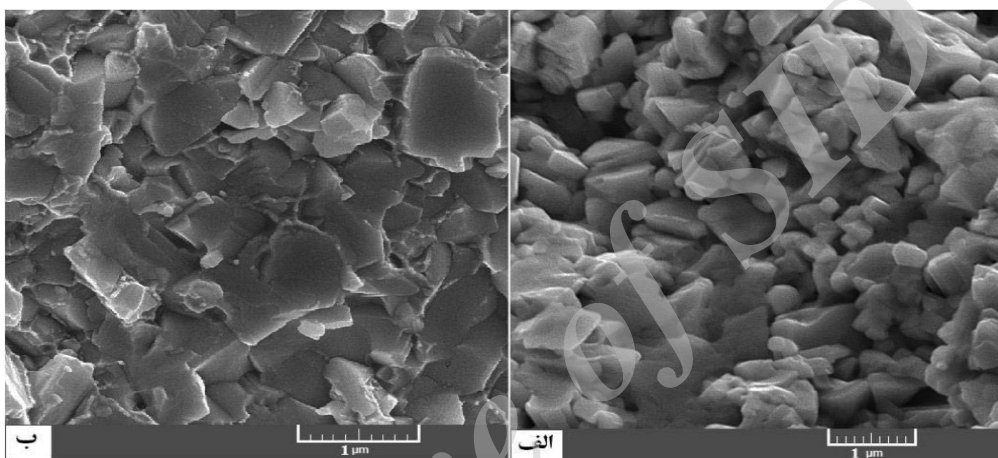
عدد مربوط به استحکام شکست برشی در میکروهاردمتال در حدود ۲۶۰۴ MPa و در نانوهاردمتال در حدود ۳۱۳۸ MPa بود. از این اعداد به دست آمده این‌طور استنباط می‌شود که میزان جذب انرژی در کامپوزیت نانوساختار بیشتر از کامپوزیت میکروساختار است. مقایسه نتایج به دست آمده در این تحقیق با نتایج دیگران، گویای این مطلب است که استفاده از فرآیند پرس داغ سریع، باعث افزایش هم‌زمان سختی و استحکام شکست برشی می‌شود [۱۹]. بررسی متالوگرافیک سطح مقطع شکست در شکل ۱۱، تفاوت بارزی در نوع شکست این دو نمونه را نشان می‌دهد. در این شکل به وضوح دیده می‌شود که شکست نمونه نانوساختار با تغییر شکل پلاستیک بیشتری نسبت به نمونه میکروساختار همراه است که این پدیده، بالاتر بودن جذب انرژی و استحکام را به دنبال خواهد داشت.

همان‌طور که در مقدمه ذکر شد، می‌توان با درصد بالایی از قطعیت، علت این اختلاف را متفاوت بودن اندازه دانه کاربید تنگستن، در این دو ساختار دانست. تصاویر میکروسکوپی مربوط به اثر نافذ سختی سنجی در سطح پرداخت شده این دو کامپوزیت در شکل ۱۰ دیده می‌شود.

نتایج چقرمگی شکست، از اندازه‌گیری طول ترک ناشی از نقطه اثر سختی‌سنجی روش ویکرز با بار ۳۰ kg به دست آمد. این عدد در مورد کامپوزیت میکروساختار برابر با ۱۱/۵ MPam^{0.5} و در کامپوزیت نانوساختار معادل ۱۲/۲ MPam^{0.5} است. اگر چه در نگاه اول این‌طور به نظر می‌رسد که با افزایش سختی، چقرمگی کاهش خواهد یافت اما در محاسبات مربوط به KIC این فرضیه رد می‌شود. به نظر می‌رسد که علی‌رغم کاهش فاصله میانگین پویش آزاد (فاصله ذرات کاربید تنگستن از یکدیگر)، با ریز شدن ذرات کاربید تنگستن در ساختار نانو کامپوزیت، چقرمگی شکست کاهش نمی‌یابد.



شکل ۱۰ اثر نافذ سختی سنجی ویکرز و ترک‌های ایجاد شده در نمونه الف) میکروساختار و ب) نانوساختار



شکل ۱۱ سطح مقطع شکست نمونه کامپوزیت WC-9Co-0.7VC، الف) میکروساختار و ب) نانوساختار.

شکست برشی نتایج بهتری را از خود نشان می‌دهد. در اندازه‌گیری‌ها مشخص شد که اعداد سختی در نمونه میکروساختار و نانوساختار به ترتیب HV30 ۱۳۱۰ و HV30 ۱۷۴۳ و اعداد استحکام شکست برشی در نمونه میکروساختار و نانوساختار به ترتیب ۲۶۰۴ MPa و ۳۱۳۸ MPa است. بنابراین در نمونه نانوساختار، عدد سختی به میزان ۳۳٪ و عدد استحکام شکست برشی به میزان ۲۱٪ افزایش یافته است. با مشاهدات ریزساختاری در دو نمونه می‌توان دریافت که ریز شدن اندازه ذرات کاربید تنگستن، باعث بهبود خواص شده است. زمان‌های کوتاه تف جوشی در فرآیند پرس داغ سریع باعث حفظ اندازه دانه های کاربید تنگستن در کمتر از ۱۰۰ nm می‌شود. ریزتر شدن ذرات کاربید تنگستن معادل کاهش فاصله پویش آزاد در ساختار نانوکامپوزیت است. از سوی دیگر، تصاویر متالوگرافی نشان می‌دهد که

نتیجه‌گیری

تجربه‌های ساخت کامپوزیت هاردمتال، نشان می‌دهد که با استفاده از روش‌های سنتی تف جوشی، نمی‌توان نانوهاردمتال تولید کرد. اما استفاده از روش پرس داغ سریع، می‌تواند علاوه بر ایجاد تراکم مناسب در نمونه‌های ساخته شده، اندازه ذرات کاربید تنگستن را نیز در ابعاد زیر ۱۰۰ nm نگه دارد. ساخت نمونه‌های نانوکامپوزیتی با استفاده از نانوپودر، به روش پرس و پخت سنتی، با مشکلاتی همراه است که این مشکلات در روش پرس داغ، به دلیل اعمال فشار بر نمونه، برطرف می‌شود. بررسی خواص نمونه‌های ساخته شده نشان داد که، چگالی هر دو نمونه میکروساختار و نانوساختار، در محدوده قابل قبول صنعتی و بیش از ۹۹٪ است. اما در مجموع، نمونه نانوساختار در همه خواص از جمله، سختی، چقرمگی شکست و استحکام

قطعات ساخته شده از این جنس تاثیر به‌سزایی خواهد داشت. با توجه به کاربرد این کامپوزیت در حفاری چاه‌های نفت و گاز، ایجاد ساختارهای نانو در هاردمتال‌ها، می‌تواند باعث بهبود عملکرد و افزایش عمر کاری این ابزارها شود.

شکست در نمونه نانوساختار همراه با تغییر شکل پلاستیک بیشتری است. وجود تغییر شکل پلاستیک بیشتر در نمونه نانوساختار، منجر به افزایش چقرمگی شکست و استحکام شکست برشی شده است. بهبود خواص مکانیکی، در افزایش عمر

مراجع

- [1]. Li W., "Nanostructured tungsten carbide cobalt alloys processing and properties," Ph.D. Thesis, The State University of New Jersey, United States, 1993.
- [2]. Upadhyaya G. S., "Cemented tungsten carbide : production, properties, and testing," Noyes Publications, pp. 9-11, 1998.
- [3]. Upadhyaya G. S., "Sintering of submicron WC-10wt.%Co hard metals containing Nickel and Iron," Materials Science and Engineering, Vol. A105/106, pp. 249-256, 1987.
- [4]. Wang X., "Grain growth densification and mechanical properties of Nanocrystalline WC-Co, in department of metallurgical engineering," Ph.D. Thesis, The University of Utah, United States, 2008.
- [5]. Wang X., Fang Z. and Sohn H., "Grain growth during the early stage of sintering of Nanosized WC-Co Powder," Int. J. of Refractory Metals & Hard Materials, Vol. 26, pp. 232-241, 2008.
- [6]. Sun J., Fang, Z., and Shen J., "Characterizations of ball-milled Nanocrystalline WC-Co Composite powders and subsequently rapid hot pressing sintered cermets," Materials Letters, Vol. 57, pp. 3140-3148, 2003.
- [7]. Akbarpour M. R. and Salahi E., "Effect of Nanoparticle content on the microstructural and mechanical properties of Nano-SiC dispersed bulk ultrafine-grained Cu matrix composites," Materials and Design, Vol. 52, pp. 881-887, 2013.
- [8]. Chandrasekhar S. B. and Sudhakara Sarma S., "Microstructure and properties of hot extruded Cu-1 wt% Al₂O₃ Nano-composites synthesized by various techniques," Materials Science & Engineering A, Vol. 591, pp. 46-53, 2014.
- [9]. Mohan K., "Microstructure of consolidated nanocomposite tungsten carbide-Cobalt," Ph.D. Thesis, University of Connecticut, United States, 1996.
- [10]. Chengchang J. and Lan S., "Hot pressing of Nanometer WC-Co powder," Int. J. of Refractory Metals & Hard Materials, Vol. 25, pp. 53-56, 2005.
- [11]. Tamara Aleksandrov F. and Željko A., "Influence of consolidation process and sintering temperature on microstructure and mechanical properties of near nano and nano-structured WC-Co cemented carbides," Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials, Vol. 54, pp. 82-89, 2015.
- [12]. Chang S. and Chang P., "Study on the mechanical properties, microstructure and corrosion behaviors of nano-WC-Co-Ni-Fe hard materials through HIP and hot-press sintering processes," Materials Science & Engineering A, Vol. 618, pp. 56-62, 2014.

- [13]. Enayati M. H. and Aryanpour G. R., "Production of nanostructured WC-Co powder by ball milling," Int. J. of Refractory Metals & Hard Materials, Vol. 27, pp. 159-163, 2009.
- [14]. Hewitt S. and Kibble K. A., "Effects of ball milling Time on the synthesis and consolidation of nanostructured WC-Co composites," Int. J. of Refractory Metals & Hard Materials, Vol. 21, pp. 205-213, 2009.
- [15]. Mahmoodan M., Aliakbarzadeh H. and Gholamipour R., "Microstructural and mechanical characterization of high energy ball milled and sintered WC-10 wt%Co-xTaC nano powders," Int. J. of Refractory Metals & Hard Materials, Vol. 27, pp. 801-805, 2009.
- [16]. Mahmoodan M., Aliakbarzadeh H. and Gholamipour R., "Sintering of WC-10%Co Nano powders containing TaC and VC grain growth inhibitors," Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 21, pp. 1080-1084, 2010.
- [17]. Sedaghati H. and Tamizifar M., "Wear behavior in micro and Nano-structured WC-9Co-0.7VC cemented carbide produced by rapid hot press sintering," Advanced Ceramics Progress, Vol. 2, pp. 34-39, 2015.
- [18]. Cha S.I. and Hong S. H., "Hardness and fracture toughness of ultra-fine WC-10Co-X cemented carbides prepared from Nanocrystalline powders," International Journal of Materials Research, Vol. 2, pp. 172-176, 2005.
- [19]. Jianfei S. and Faming Z., "Characterizations of ball-milled Nanocrystalline WC-Co composite powders and subsequently rapid hot pressing sintered cermets," Materials Letters, Vol. 57, pp. 3140-3148, 2003.

Archive of SID