

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ



دانشکده مهندسی شیمی و مواد
پایان نامه کارشناسی ارشد مهندسی سرامیک

بررسی رفتار تریبولوژیکی پوشش کامپوزیت $\text{NiCrBSi/Cr}_3\text{C}_2$ ایجاد شده با روش پاشش حرارتی بر روی زیر لایه مسی

نگارنده: جلال حاتمی

اساتید راهنما
دکتر مصطفی حاجیان حیدری
دکتر مریم شجاعی بهاءآباد

استاد مشاور
مهندس مصطفی طهری

بهمن ۱۳۹۹

شماره: ۳۷۷/۱۰۰/۴
تاریخ: ۱۴۰۰/۲/۷

باسمه تعالی



فرم شماره (۳) صورتجلسه نهایی دفاع از پایان نامه دوره کارشناسی ارشد

با نام و یاد خداوند متعال، ارزیابی جلسه دفاع از پایان نامه کارشناسی ارشد آقای حلال جالعی با شماره دانشجویی ۹۵۳۴۱۱۴ رشته مهندسی مواد، گرایش سرامیک تحت عنوان بررسی رفتار تریبولوژیکی پوشش کربوزیت $NiCoBSiC_3C_2$ انجام شده با دوش دانش حرارتی بر روی زیر لایه مسی که در تاریخ ۱۳۹۹/۱۱/۲۹ با حضور هیأت محترم داوران در دانشگاه صنعتی شاهرود برگزار گردید به شرح ذیل اعلام می گردد:

الف) درجه عالی: نمره ۱۹-۲۰ ☐ نمره ۱۸-۱۹/۹۹ خوب: نمره ۱۸-۱۹/۹۹ ☒
 ج) نمره خوب: نمره ۱۶-۱۷/۹۹ ☐ نمره متوسط: نمره ۱۴-۱۵/۹۹ ☐
 ه) کمتر از ۱۴ غیر قابل قبول و نیاز به دفاع مجدد دارد ☐
 نوع تحقیق: ☐ نظری ☒ محلی

عضو هیأت داوران	نام و نام خانوادگی	مراتب علمی	امضاء
۱- استاذ ارشدی اول	دکتر محمدرضا حاجیان خرمی	استادیار	
۲- استاذ ارشدی دوم	دکتر مریم شجاعی بهادری	استادیار	
۳- استاذ مشاور	مهندس محمدرضا طهری	مربی	
۴- نماینده تحصیلات تکمیلی	دکتر سیدعبید استاذی فرج	استادیار	
۵- استاذ معین اول	دکتر حمید سعیدی	استادیار	
۶- استاذ معین دوم	دکتر منصور بزرگ	استادیار	

از طرف نام و نام خانوادگی رئیس دانشکده:
تاریخ و امضاء مدیر دانشکده:

تقدیر

به نام یزدان پاک

سپاس بی پایان بر

پرورگار حکیم که زندگی‌ام را عرصه‌ای برای آموختن قرار داد.

خانواده عزیزم خصوصاً همسر مهربان و گرانقدرم که همواره مشوق و زمینه ساز تحصیل من بوده‌اند.

اساتید فرزانه و دلسوز جناب آقای دکتر مصطفی حاجیان و خانم دکتر مریم شجاعی و جناب آقای

مهندس مصطفی طهری که با علم و دانش خود زحمت راهنمایی این پایان نامه را بر عهده گرفتند و

در تمام مراحل مرا یاری نمودند.

و تمام کسانی که به هر نحوی مرا در انجام این کار یاری رساندند.

تعهدنامه

اینجانب جلال حاتمی دانشجوی دوره کارشناسی ارشد مهندسی سرامیک دانشکده مهندسی شیمی و مواد دانشگاه صنعتی شاهرود نویسنده پایان نامه بررسی رفتار تریبولوژیکی پوشش کامپوزیت $\text{NiCrBSi/Cr}_3\text{C}_2$ ایجاد شده با روش پاشش حرارتی بر روی زیر لایه مسی تحت راهنمایی دکتر مصطفی حاجیان حیدری دکتر مریم شجاعی بهاء آباد متعهد می شوم

- تحقیقات این پایان نامه توسط اینجانب انجام شده است و از صحت و اصالت برخوردار است.
- در استفاده از نتایج پژوهش های محقق های دیگر به مرجع مورد استفاده استناد شده است.
- مطالب مندرج در پایان نامه تاکنون توسط خود یا افراد دیگر برای دریافت هیچ نوع مدرک یا امتیازی در هیچ جا ارائه نشده است.
- حقوق معنوی تمام افرادی که در به دست آمدن نتایج پایان نامه تأثیرگذار بوده اند رعایت شده است.
- در کلیه مراحل انجام این پایان نامه، در مواردی که به حوزه اطلاعات شخصی افراد دسترسی یافته یا استفاده شده است اصل رازداری، ضوابط و اصول اخلاق انسانی رعایت شده است.

امضاء: تاریخ:

مالکیت نتایج و حق نشر

- کلیه حقوق معنوی این اثر و محصولات آن (مقالات مستخرج، کتاب، برنامه های رایانهای، نرم افزارها و تجهیزات ساخته شده متعلق به دانشگاه شاهرود می باشد. این مطلب باید به نحو مقتضی در تولیدات علمی مربوط ذکر شود.
- استفاده از اطلاعات و نتایج موجود در پایان نامه بدون ذکر مرجع مجاز نمی باشد.

چکیده

فلز مس دارای ضریب انتقال حرارت بالایی است، به همین دلیل در ساخت قالب‌های مسی در خط ریخته‌گری پیوسته فولاد و قالب‌های ESR استفاده می‌شود. به دلیل تماس مذاب با دمای بالا و همچنین فولاد منجمد شده با سطح قالب مسی، قالب باید مقاومت به خوردگی و سایش خوبی داشته باشد. ولی آلیاژهای مس به دلیل سختی کم، مقاومت به سایش پایینی از خود نشان می‌دهند. پوشش‌های کامپوزیتی فلز - سرامیک به دلیل سختی بالا، مقاومت به سایش بالا، مقاومت به خوردگی مناسب و چقرمگی قابل قبول اغلب به منظور بهبود خواص تریبولوژیکی و خوردگی به یکی از روش‌های آبکاری، پاشش حرارتی و لیزر بر روی سطح اعمال می‌شوند. در این پروژه به بررسی رفتار تریبولوژیکی پوشش‌های پاشش حرارتی NiCrBSi-Cr₃C₂ بر روی زیرلایه مسی پرداخته شد. نتایج نشان داد که پوشش‌های مختلف ایجاد شده بر روی زیرلایه مسی کاملاً متراکم، یکنواخت و تقریباً عاری از تخلخل، خلل و فرج و ذرات اکسیدی بودند و با افزودن و افزایش مقدار کاربید کروم در پوشش NiCrBSi میزان تخلخل کاهش یافت و میزان سختی به طور قابل توجهی افزایش پیدا کرد و از سوی دیگر با افزودن کاربید کروم به پوشش NiCrBSi افزایش مقدار سختی سطح قابل ملاحظه‌تر شد. با افزودن ۱۰، ۲۰ و ۳۰ درصد کاربید کروم به پوشش پایه زبری سطح پوشش و چقرمگی شکست افزایش یافت. نتایج آزمون سایش نشان داد که میزان کاهش وزن نمونه‌ها در حین آزمون سایش با افزودن کاربید کروم به پوشش NiCrBSi به طور قابل ملاحظه‌ای در همه مسافت‌ها کاهش یافت. همچنین نرخ سایش برای نمونه‌های با ذرات تقویت‌کننده کاربید کروم به طور قابل ملاحظه‌ای پایین‌تر از پوشش NiCrBSi بود و از سوی دیگر با افزایش مقدار کاربید کروم به پوشش میزان ضریب اصطکاک نیز کاهش یافت. با اعمال پوشش بر روی زیرلایه مسی مقاومت در برابر اکسیداسیون نمونه‌ها افزایش یافت و همچنین با افزودن ذرات تقویت‌کننده کاربید کروم به پوشش NiCrBSi مقاومت در برابر اکسیداسیون پوشش بیشتر شد. به طوریکه زیرلایه مسی به شدت تخریب شد و لایه پوشش نمونه‌ها دچار تخریب چندانی نشد. همچنین با افزایش درصد کاربید کروم در پوشش تقریباً میزان تخریب پوشش کاهش یافت و در همه دماها میزان تخریب پوشش در مقایسه با زیرلایه مسی بسیار اندک بود.

کلمات کلیدی: پاشش حرارتی، پوشش، قالب مسی، کامپوزیت

فهرست مطالب

فصل اول مقدمه	۱
۱-۱ مقدمه	۲
فصل دوم مطالعات مروری	۵
۱-۲ مقدمه	۶
۲-۲ مهندسی سطح	۶
۱-۲-۲ انواع عملیات‌های مهندسی سطح	۷
۳-۲ فرآیندهای پوشش‌دهی پاشش حرارتی	۸
۱-۳-۲ پاشش HVOF	۹
۴-۲ مقایسه روش‌های پاشش حرارتی با یکدیگر	۱۰
۵-۲ مقایسه خواص پوشش‌های حاصل از روش‌های پاشش حرارتی	۱۱
۶-۲ پوشش‌های پایه نیکل	۱۱
فصل سوم مواد و روش انجام تحقیق	۳۱
۱-۳ کلیات	۳۲
۲-۳ مواد اولیه	۳۲
۱-۲-۳ مواد پوشش‌دهی	۳۲
۲-۲-۳ زیرلایه و آماده سازی زیرلایه	۳۳
۳-۳ فرآیند پوشش‌دهی	۳۴
۴-۳ متالوگرافی	۳۵
۱-۴-۳ برش، مانت، سنباده زنی و پولیش	۳۵
۵-۳ آزمون سختی سنجی پوشش	۳۶
۶-۳ آزمون زبری سنجی	۳۷
۷-۳ تخلخل سنجی پوشش	۳۷
۸-۳ آزمون چقرمگی شکست	۳۷
۹-۳ آزمون سایش	۳۹

۳-۱۰	آزمون اکسیداسیون دمای بالا	۴۰
۳-۱۱	ارزیابی ریزساختاری	۴۱
۳-۱۱-۱	آنالیز فازی به روش پراش اشعه ایکس	۴۱
۳-۱۱-۲	بررسی میکروسکوپی	۴۱
	فصل چهارم نتایج و بحث	۴۳
۴-۱	کلیات	۴۴
۴-۲	ارزیابی مواد اولیه	۴۴
۴-۳	ارزیابی فرایند پاشش حرارتی	۴۵
۴-۴	بررسی نتایج آزمونها	۴۶
۴-۴-۱	بررسی ریزساختاری و فازی پوششها	۴۶
۴-۴-۲	تخلخل سنجی	۵۶
۴-۴-۳	سختی سنجی	۵۸
۴-۴-۴	سختی سنجی عرضی	۵۹
۴-۴-۵	زبری سنجی	۶۱
۴-۴-۶	چسبندگی	۶۲
۴-۴-۷	چقرمگی شکست	۶۳
۴-۴-۸	سایش در دمای بالا	۶۴
۴-۴-۹	اکسیداسیون	۶۸
	فصل پنجم نتیجه گیری و پیشنهادها	۷۳
	مراجع	۷۶

فهرست اشکال

- شکل ۱-۲: شماتیکی از کلیات فرآیند پاشش حرارتی [۱۰]..... ۸
- شکل ۲-۲ (a) تصاویر SEM از پوشش‌های کامپوزیتی پایه نیکل ایجاد شده به روش LC، (b) ساختار دندریتیک و کاربیدهای بلوکی رسوب یافته، (c) ساختار ذرات WC [۲]..... ۱۲
- شکل ۲-۳ (a) تصاویر SEM از پوشش‌های کامپوزیتی پایه نیکل ایجاد شده به روش LIHC، (b) ریز ساختار کاربیدهای یوتکتیک رسوب یافته، (c) ریزساختار کاربیدهای دندریتیک [۲]..... ۱۳
- شکل ۲-۴: مورفولوژی سایشی پوشش‌های کامپوزیتی پایه نیکل، (a) LC، (b) LIHC with $V_s = 600$ mm/min، (c) LIHC with $V_s = 1500$ mm/min [۲]..... ۱۴
- شکل ۲-۵: تصاویر SEM گرفته شده از مسیرهای سایش از سطوح سخت در دماهای مختلف [۳]..... ۱۶
- شکل ۲-۶: سطوح پوشش در معرض سایش در روشهای مختلف (a) پوشش‌های گداخته شده، (b) پاشش HVOF، (c) پاشش APS [۴]..... ۱۸
- شکل ۲-۷: الگوهای XRD از پوشش‌های ایجاد شده به روش مختلف [۱۲]..... ۱۹
- شکل ۲-۸: تأثیر فاصله پاشش بر مقاومت چسبندگی سوپر آلیاژ پایه نیکل با WC [۱۳]..... ۲۰
- شکل ۲-۹: کاهش وزن در پوشش‌های کامپوزیتی NiCrBSi به عنوان تابعی از محتوای گرافیت [۱۴] .. ۲۱
- شکل ۲-۱۰: میزان سایش در مقابل بار اعمال شده [۱۴]..... ۲۲
- شکل ۲-۱۱ (a) تحلیل ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) در کل ضخامت پوشش NiPS توسط EDS، (b) تجزیه و تحلیل EDS از فازهای مختلف [۱۵]..... ۲۳
- شکل ۲-۱۲: سختی پوشش‌های پاشش حرارتی و پوشش‌های تحت عملیات حرارتی در دماهای ۳۰۰، ۵۰۰ و ۷۰۰ درجه سانتی گراد [۱۶]..... ۲۴
- شکل ۲-۱۳: ضرایب اصطکاک چهار پوشش بر حسب زمان سایش [۱۶]..... ۲۵
- شکل ۲-۱۴: تصاویر میکروسکوپی سطح مقطع پوشش‌های NiCrBSi حاوی: (a) ۱۰%SiC، (b) ۲۰%SiC و (c) ۴۰%SiC [۱۷]..... ۲۶
- شکل ۲-۱۵: الگوی پراش پرتو ایکس پوشش‌های NiCrBSi/SiC [۱۷]..... ۲۷
- شکل ۲-۱۶: تغییرات ضریب اصطکاک و نرخ سایش پوشش‌های NiCrBSi حاوی مقادیر مختلف SiC [۱۷]..... ۲۸
- شکل ۲-۱۷: تصاویر میکروسکوپی مربوط به پوشش حاوی ۷۰ درصد کاربید تنگستن ایجاد شده با دو فرآیند: (a) پاشش شعله‌ای پودری، (b) HVOF [۱۸]..... ۲۹

- شکل ۲-۱۸: تغییرات میزان ماده ساییده شده از سطح پوشش در حین آزمون سایش بر حسب میزان حضور ذرات تقویت کننده [۱۸]..... ۳۰
- شکل ۳-۱: تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از پودر $\text{NiCrBSi/Cr}_3\text{C}_2$ استفاده شده در این پژوهش ۳۳
- الف) حاوی ۱۰ درصد کاربیدکروم، ب) حاوی ۲۰ کاربیدکروم، ج) حاوی ۳۰ درصد کاربیدکروم. ۳۳
- شکل ۳-۲: موقعیت نمونه نسبت به سنبله و جهت حرکت آن..... ۳۶
- شکل ۳-۳: اصول تست چسبندگی، P بار اعمالی توسط فروورنده، a شعاع ترک. ۳۸
- شکل ۳-۴: نمایی از آزمون گلوله بر روی دیسک..... ۳۹
- شکل ۴-۱: مورفولوژی پودر $\text{NiCrBSi}+20\%$ کاربیدکروم. ۴۵
- شکل ۴-۲: تصاویر میکروسکوپ نوری، الف) نمونه N0C، ب) نمونه N10C، ج) نمونه N20C، د) نمونه N30C..... ۴۷
- شکل ۴-۳: تصاویر SEM از سطح مقطع پوشش نمونه‌های مختلف، الف) N0C، ب) N10C، ج) N20C، د) N30C..... ۴۹
- شکل ۴-۴: آنالیز عنصری خطی از سطح مقطع نمونه N0C..... ۵۰
- شکل ۴-۵: آنالیز عنصری خطی از سطح مقطع نمونه N10C..... ۵۱
- شکل ۴-۶: آنالیز عنصری خطی از سطح مقطع نمونه N20C..... ۵۲
- شکل ۴-۷: آنالیز عنصری خطی از سطح مقطع نمونه N30C..... ۵۳
- شکل ۴-۸: آنالیز عنصری مپ از سطح مقطع نمونه N0C..... ۵۴
- شکل ۴-۹: آنالیز عنصری مپ از سطح مقطع نمونه N10C..... ۵۴
- شکل ۴-۱۰: آنالیز عنصری مپ از سطح مقطع نمونه N20C..... ۵۴
- شکل ۴-۱۱: آنالیز عنصری مپ از سطح مقطع نمونه N30C..... ۵۴
- شکل ۴-۱۲: الگوی پراش اشعه ایکس از سطح پوشش نمونه‌ها..... ۵۵
- شکل ۴-۱۳: نمودار مقادیر درصد تخلخل پوشش‌های مختلف..... ۵۶
- شکل ۴-۱۴: تصاویر نرم افزار Imag J ، BSE و SE، الف، ج، ه) نمونه N0C، ب، د، و) نمونه N30C.... ۵۷
- شکل ۴-۱۵: نمودار مقادیر سختی پوشش‌های مختلف..... ۵۸
- شکل ۴-۱۶: نمودار سختی سنجی مقطع عرضی نمونه‌های با پوشش‌های مختلف..... ۶۰
- شکل ۴-۱۷: ریزساختار OM مقطع عرضی پوشش نمونه N20C در بزرگنمایی‌های مختلف..... ۶۰

- شکل ۴-۱۸- نمودار مقادیر زبری سطح پوشش‌های مختلف. ۶۱
- شکل ۴-۱۹: تصویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه N20C پس از آزمون چسبندگی. ۶۲
- شکل ۴-۲۰: نمودار چقرمگی شکست پوشش‌های مختلف. ۶۴
- شکل ۴-۲۱: نرخ سایش نمونه‌های با پوشش‌های مختلف در آزمون سایش در دمای بالا. ۶۵
- شکل ۴-۲۲: نمودارهای ضریب اصطکاک- مسافت نمونه‌های با پوشش‌های مختلف. ۶۷
- شکل ۴-۲۳: میزان افزایش وزن نمونه‌ها پس از آزمون اکسیداسیون در دماهای مختلف. ۶۸
- شکل ۴-۲۴: الگوی پراش اشعه ایکس از سطح پوشش نمونه‌ها پس از آزمون اکسیداسیون در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد. ۶۹
- شکل ۴-۲۵: الگوی پراش اشعه ایکس از سطح پوشش نمونه‌ها پس از آزمون اکسیداسیون در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد. ۷۰
- شکل ۴-۲۶: الگوی پراش اشعه ایکس از سطح پوشش نمونه‌ها پس از آزمون اکسیداسیون در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد. ۷۰
- شکل ۴-۲۷: تصاویر SEM از مقطع پوشش نمونه‌ها پس از آزمون اکسیداسیون در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد (الف) N0C، (ب) N10C، (ج) N20C، (د) N30C. ۷۱
- شکل ۴-۲۸: تصاویر SEM از مقطع پوشش نمونه N20C پس از آزمون اکسیداسیون در دمای (الف) ۵۰۰، (ب) ۶۰۰، (ج) ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد. ۷۲

فهرست جداول

جدول ۱-۲: پارامترهای مؤثر بر خواص پوشش‌های فرایند HVOF	۱۰
جدول ۲-۲: مقایسه کلی روش‌های پاشش حرارتی [۹]	۱۰
جدول ۳-۲: مقایسه کلی خواص پوشش‌های حاصل از روش‌های پاشش حرارتی [۹]	۱۱
جدول ۱-۳: ترکیب شیمیایی پودر NiCrBSi	۳۲
جدول ۲-۳: ترکیب شیمیایی پودر Cr_3C_2	۳۲
جدول ۳-۳: فرآیند آماده سازی پوششها	۳۳
جدول ۴-۳: پارامترهای ماسه پاشی	۳۴
جدول ۵-۳: پارامترهای پوشش دهی (HVOF)	۳۴
جدول ۶-۳: نامگذاری نمونه‌ها	۴۲
جدول ۱-۴: مقادیر تخلخل سنجی پوشش نمونه‌های مختلف	۵۷
جدول ۲-۴: میزان سختی زیرلایه و پوشش نمونه‌های مختلف	۵۹
جدول ۳-۴: مقادیر سختی سنجی مقطع عرضی نمونه‌های با پوشش‌های مختلف	۶۰
جدول ۴-۴: نتایج آزمون زبری سنجی پوشش نمونه‌های مختلف	۶۲
جدول ۵-۴: نتایج آزمون چسبندگی (چقرمگی فصل مشترک) پوشش نمونه‌های مختلف	۶۳
جدول ۶-۴: مقادیر چقرمگی شکست پوشش نمونه‌های مختلف	۶۴

فصل اول

مقدمه

۱-۱ مقدمه

فلز مس دارای ضریب انتقال حرارت بالایی است، به همین دلیل در ساخت قالب‌های مسی درخت ریخته‌گری پیوسته فولاد و قالب‌های ^۱ESR استفاده می‌شوند. به دلیل تماس مذاب با دمای بالا و همچنین فولاد منجمد شده با سطح قالب مسی، قالب باید مقاومت به خوردگی و سایش خوبی داشته باشد [۱]. ولی آلیاژهای مس به دلیل سختی کم، مقاومت به سایش پایینی از خود نشان می‌دهند. در سال‌های گذشته برای بهبود خواص سایشی این پوشش‌ها از پوشش کروم سخت و پوشش‌های الکترولس نیکل - فسفر استفاده شده است. اما امروزه این روش به دلیل آلودگی‌های محیطی و محدودیت‌های استفاده از ترکیبات سرطان‌زای Cr^{+6} در حال جایگزینی با روش‌های کم‌خطرتر و پربازده‌تر است [۲].

پوشش‌های کامپوزیتی فلز - سرامیک به دلیل سختی بالا، مقاومت به سایش بالا، مقاومت به خوردگی مناسب و چقرمگی قابل قبول اغلب به منظور بهبود خواص تریبولوژیکی و خوردگی به یکی از روش‌های آبکاری، پاشش حرارتی و لیزر بر روی سطح اعمال می‌شوند. از میان این روش‌ها، پوشش‌های کامپوزیتی ایجاد شده با روش آبکاری، با وجود ارزان بودن، چسبندگی ضعیفی با زیرلایه دارند. و همچنین پوشش‌های کامپوزیتی سرامیک - فلز ایجاد شده با روش لیزر، به دلیل حرارت ورودی بالا به قطعه کار و حساسیت به ترک خوردگی بالا به دلیل تنش پس ماند، که می‌تواند ناشی از گرادیان درجه حرارت بالا و خواص ترموفیزیکی متناقض بین پوشش و بستر باشد، که باعث شده گستره کاربرد آن در صنعت محدود گردد [۲].

اما روش‌های پاشش حرارتی به دلیل انرژی کنیتیکی بالای ذرات در حین پوشش‌دهی از چسبندگی مناسبی برخوردار هستند. در سالیان اخیر پوشش‌های پاشش حرارتی WC-Co و WC-Co-Cr حاصل از فرآیند پاشش حرارتی برای افزایش مقاومت به سایش آلیاژهای با مقاومت به سایش کم گسترش زیادی پیدا کرده‌اند [۱]. استفاده از این پوشش‌ها می‌تواند باعث افزایش سختی، مقاومت به سایش و در نتیجه افزایش طول عمر قالب‌های مسی شوند.

اما این پوشش‌ها علیرغم مزایای ذکر شده مقاومت به حرارت کمی دارند و در اثر قرار گرفتن در دمای بالاتر از ۵۰۰ درجه سانتیگراد به W_2C تجزیه شده که ساختار بسیار تردی دارد. بوجود آمدن این فاز باعث کاهش شدید مقاومت به سایش این پوشش می‌گردد [۳]. به دلیل اینکه در برخی مواقع در اثر بوجود آمدن مشکلات فنی ممکن سطح پوشش اعمال شده بر روی قالب به بالاتر از این دما برسد، احتمال از بین رفتن پوشش بسیار بالا می‌باشد.

^۱- Electro Slag Remelting

NiCrBSi یک سوپرآلیاژ پایه نیکل است که برای ساخت پوشش‌هایی با مقاومت به سایش بالا مورد استفاده قرار می‌گیرد. پوشش‌های حاوی این سوپرآلیاژ بعد از پاشش حرارتی تحت عملیات حرارتی قرار می‌گیرند. پوشش‌های پایه نیکل زمانی که ترکیبی از مقاومت به سایش به همراه مقاومت به خوردگی داغ و اکسیداسیون مورد نظر باشد، اهمیت پیدا می‌کند [۳]. پودر نیکل در سیستم Ni-Cr-B-Si به همراه عناصر افزودنی دیگر مورد استفاده قرار می‌گیرد. حضور کروم در سیستم مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون پوشش در دماهای میانه را بهبود داده و با تشکیل فازهای سخت سبب افزایش سختی پوشش می‌شود. بور به منظور کاهش دمای ذوب و تشکیل فازهای سخت اضافه می‌شود. کربن نیز با تشکیل کاربید باعث افزایش سختی و مقاومت به سایش پوشش می‌شود [۴]. در این پروژه از فاز سرامیکی کاربید کروم (Cr_3C_2) به منظور افزایش مقاومت به سایش پوشش NiCrBSi استفاده می‌شود.

با توجه به خصوصیات مطرح شده برای پوشش NiCrBSi که شامل مقاومت به سایش مناسب در دمای بالا (حدود ۸۵۰ درجه سانتیگراد)، مقاومت به اکسیداسیون عالی (تا حدود ۹۰۰ درجه سانتیگراد) و پایداری حرارتی خوب پیش‌بینی می‌شود این پوشش بتواند خواص تریبولوژیکی و حرارتی لازم برای بهبود عملکرد قالب‌های مسی در شرایط ریخته‌گری را داشته باشد. از طرف دیگر اضافه کردن تقویت کننده‌های سرامیکی مناسب مانند کاربید کروم به پوشش باعث بهبود خواص سایشی آن خواهد شد. به همین دلیل در این پروژه به بررسی رفتار تریبولوژیکی پوشش‌های پاشش حرارتی NiCrBSi/ Cr_3C_2 که با روش پاشش حرارتی بر روی زیرلایه مسی اعمال می‌شود، پرداخته خواهد شد.

فصل دوم

مطالعات مروری

۲-۱ مقدمه

مس و آلیاژهای آن از عمده‌ترین فلزهای تجاری هستند. این گروه به دلیل رسانایی الکتریکی و گرمایی، مقاومت به خوردگی، خستگی، تنوع رنگ، فرم‌پذیری و نیز استحکام بالا، کاربرد قابل توجهی در صنایع دارند. مس و آلیاژهایش به دلیل داشتن ویژگی‌های فوق، بیش از سایر فلزات در موارد متنوع به کار گرفته می‌شوند [۵]. از مهم‌ترین کاربردهای مس در صنایع آهن و فولاد می‌توان به قالب‌های مسی ریخته‌گری مداوم فولاد و قالب‌های فرآیند ذوب مجدد اشاره کرد. این قالب‌ها از جنس آلیاژهایی با درصد بالای مس بوده و مهم‌ترین وظیفه آن‌ها، انتقال حرارت از مذاب فولاد به آب خنک‌کننده قالب‌ها و در نتیجه شکل‌دهی به فولاد مذاب بر اساس شکل داخلی قالب‌های مسی می‌باشد [۵،۶]. نقش قالب‌های مسی در ابتدای خط ریخته‌گری مداوم و فرآیندهای ذوب مجدد در کارخانه‌های فولاد سازی بسیار کلیدی و تعیین کننده می‌باشد. کارایی مطلوب قالب‌ها جهت حفظ کیفیت محصولات و نیز افزایش عمر کاری آن‌ها به دلایل اقتصادی، امروزه به شدت مورد توجه قرار گرفته است. از این رو تحقیقات بسیاری در جهت افزایش عمر کاری قالب‌ها و به خصوص از طریق افزایش مقاومت سطوح داخلی در برابر سایش انجام گرفته است [۶].

۲-۲ مهندسی سطح

مهندسی سطح به اصلاح و یا پوشش دهی سطح، جهت دستیابی به ترکیبی از خواص مورد نظر در سطح و یا توده کلی ماده گفته می‌شود. اصولاً به کارگیری مهندسی سطح در کاربردهای تریبولوژیک دو هدف اصلی را دنبال می‌کند که یکی افزایش مقاومت در برابر سایش و دیگری اصلاح رفتار اصطکاکی آن. البته در برخی حالات هر دوی این موارد به صورت هم زمان مورد نیاز می‌باشد. فرآیندهای متالورژی سطح در زمینه‌های مختلف به سرعت در حال تحقیق و توسعه می‌باشند که بسته به نیاز، عملیات‌های سطحی مختلفی بر روی قطعات انجام می‌شود. از این رو یک تقسیم بندی همگانی برای آن‌ها وجود ندارد. اما در یک دسته بندی کلی می‌توان به عملیات‌های ترمال (گرمادهی)، عملیات‌های ترموشیمیایی، عملیات‌های انباشت و پوشش دهی، پرتوهای پرنرژی لیزر و الکترون، کاشت یونی و دیگر عملیات‌های سطحی اشاره کرد [۷].

در برخی موارد، ریزساختار ماده سطحی می‌تواند بدون تغییر در ترکیب شیمیایی با سخت کاری سطحی اصلاح گردد. در حالتی دیگر هم ترکیب و هم ریزساختار تغییر می‌کنند که این حالت غالباً با نفوذ حرارتی یک گونه شیمیایی متفاوت به سطح امکان پذیر است. تغییر در ترکیب و ریزساختار که توسط این گونه

روش‌ها قابل حصول است، با محدودیت‌های قابل توجهی نیز روبرو است که در خیلی از موارد، پوشش دهی با موادی کاملاً متفاوت، تنها راه ممکن است [۷].

انگیزه برای توسعه و گسترش عملیات حرارتی سطحی و مهندسی سطح تا حدودی بر می‌گردد به پیشرفتهای سریع و وسیع در تکنولوژی‌هایی نظیر لیزر، پرتو الکترونی، عملیات حرارتی شیمیایی، انواع روش‌های لایه نشانی، نوآوری در رابطه با پوشش‌های مهندسی و روش‌های نوین دیگر. علاوه بر این منشأ و مبانی و اصول مهندسی سطح را باید در تکنولوژی‌های سنتی عملیات حرارتی سطحی نظیر تبرید سریع به منظور سخت کردن، کربن دهی و نیتروژن دهی آلیاژهای آهن جستجو کرد.

۲-۲-۱ انواع عملیات‌های مهندسی سطح

۱- افزودن ماده به سطح:

رسوب دادن سطحی شامل افزودن ماده‌ای با ترکیب شیمیایی متفاوت از زمینه به سطح قطعه است که برخی از روش‌های آن شامل آبکاری الکتریکی، پوشش دهی بدون استفاده از جریان برق، رسوب دادن از فاز بخار فیزیکی یا شیمیایی و پاشش حرارتی می‌باشد.

۲- تغییر ساختار میکروسکوپی سطح:

در این روش بدون تغییر ترکیب به کمک روش‌هایی مانند عملیات حرارتی به یکی از روش‌های شعله‌ای، القایی و یا لیزری ساختار میکروسکوپی سطح تغییر خواهد کرد. در این روش‌ها عمدتاً سختی سطحی بدست آمده و با انتخاب روش و کنترل پارامترها می‌توان عمق سختی را کنترل نمود.

۳- تغییر شیمیایی سطح

فرآیند تغییر در سطح فلز پایه، بدون افزودن ماده‌ای جدید به سطح و یا تغییر ابعاد در سطح فلز پایه می‌باشد که خواص متفاوتی از خواص اولیه به سطح خواهد داد. سخت کردن توسط عناصر بین نشینی مانند: اکسیژن، نیتروژن، کربن و بور بصورت نفوذی از این جمله‌اند.

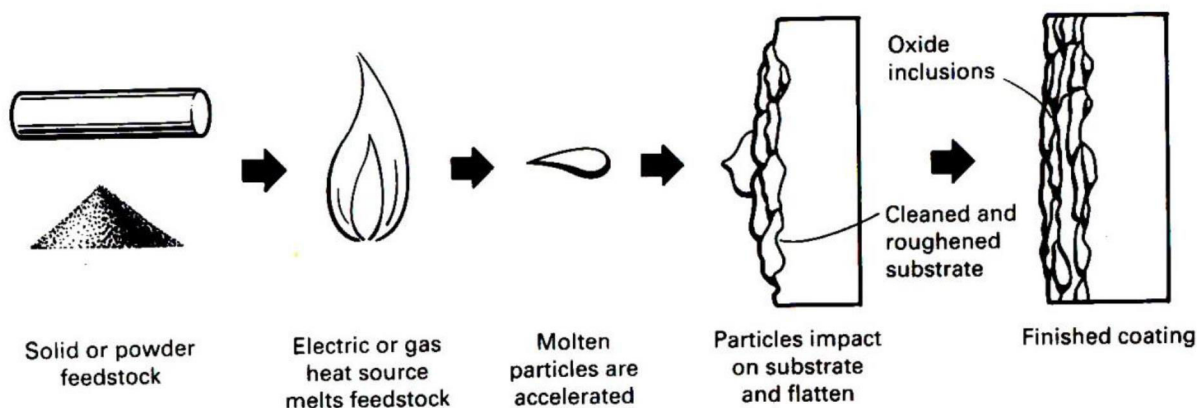
۳-۲ فرآیندهای پوشش‌دهی پاشش حرارتی

با توجه به افزایش نیازمندی‌ها به مواد جدید برای ساخت تجهیزات و با توجه به بالا بودن قیمت مواد با خواص ویژه از قبیل مقاومت به سایش و خوردگی بسیار بالا، در حال حاضر تکنولوژی‌های پوشش‌دهی از قبیل فرآیندهای پاشش حرارتی از اهمیت ویژه‌ای برخوردار شده‌اند [۸].

پاشش حرارتی یک عبارت کلی است که شامل گروهی از فرآیندها است که در آن فلزات، سرامیک‌ها، سرامت‌ها و برخی از مواد پلیمری به صورت پودر، میله و یا سیم به وسیله یک مشعل و یا تفنگ تا دمای ذوبشان حرارت داده می‌شوند. این ذرات ذوب شده و یا خمیری شکل به وسیله یک جریان گاز به سمت ماده‌ای که قرار است پوشش داده شود و از قبل ماسه پاشی شده، شتاب می‌گیرند. این ذرات پرتاب شده به سمت زیرلایه به صورت لایه‌هایی بر روی سطح زیرلایه نشسته و بسته به فرآیند مورد استفاده به وسیله قفل‌های مکانیکی و متالورژیکی با هم پیوند برقرار می‌کنند [۸،۹].

نحوه پیوند و هم‌چنین قابلیت ماشین‌کاری پوشش‌های پاشش حرارتی نسبت به پوشش‌های تولید شده به وسیله دیگر فرآیندها متفاوت می‌باشد. بسته به پارامترهای پوشش‌دهی، پوشش ایجاد شده می‌تواند شامل اجزای مختلفی از قبیل اکسیدها، تخلخل‌ها و یا ذرات ذوب نشده در ساختار خود باشد و یا یک ساختار کاملاً همگن را داشته باشد. هم‌چنین نوع فرآیند پوشش‌دهی، پارامترهای فرآیند و اتمسفر فرآیند (فشار کم و یا فشار بالا) نیز بر روی دمای زیرلایه تاثیرگذار است. علاوه بر آن این دما می‌تواند به وسیله فرآیندهای پیش‌گرم و یا سردکردن بعد از پوشش‌دهی تحت تاثیر قرار گیرد. در فرآیندهای معمول پاشش حرارتی جهت جلوگیری از تاب برداشتن زیرلایه، دمای آن زیر ۴۰۰ درجه سانتیگراد نگه داشته می‌شود [۱۰].

شکل ۱-۲ شماتیکی از کلیات فرآیند پاشش حرارتی را نشان می‌دهد.



شکل ۱-۲: شماتیکی از کلیات فرآیند پاشش حرارتی [۱۰].

تقسیم بندی فرآیندهای پاشش حرارتی برحسب نوع منبع تأمین کننده حرارت انجام می‌گیرد. لذا بر این اساس، فرآیندهای پاشش حرارتی به دو دسته فرآیندهای سوختی و الکتریکی تقسیم می‌شوند. فرآیندهای سوختی شامل پاشش شعله، پاشش^۱ HVOF و پاشش شعله انفجاری است. از جمله فرآیندهای الکتریکی می‌توان به پاشش قوس الکتریکی و پاشش پلاسمایی اشاره کرد [۱۰].

۲-۳-۱ پاشش HVOF

فرآیند HVOF، فرآیندی است که در آن از ترکیب اکسیژن و یک سوخت (مایع یا گاز) به همراه یک گاز حامل (مانند نیتروژن یا هیدروژن) استفاده می‌شود. این مخلوط توسط یک جرقه منفجر شده و گاز حامل، پودر تغذیه شده به داخل محفظه را با سرعتی بیش از سرعت صوت به سطح قطعه پرتاب می‌کند. ویژگی بارز این روش آن است که زمان قرار گرفتن ذرات در اتمسفر کوتاه است بنابراین میزان اکسید موجود در پوشش ناچیز است (کمتر از ۲ درصد). به دلیل اینکه سرعت گازهای خروجی از نازل، بالاتر از سرعت صوت است موج‌های فراصوتی تشکیل شده که از تداخل آن‌ها شکل‌های الماسی حاصل از شوک تشکیل می‌شوند [۱۱]. مزایای دیگر این روش عبارت‌اند از: انتقال حرارت کم به قطعه، تخلخل بسیار پایین، مقاومت به خوردگی بالا، صافی سطح و استحکام چسبندگی بالا است. امروزه به دلیل مسائل فنی و زیست محیطی، پوشش‌های پایه نیکل و کاربید تنگستن-کبالت حاصل از این روش جایگزین روش آبکاری کروم‌سخت شده‌اند. این روش کاربردهای بسیاری در صنایع مختلف از جمله قطعات موتور هواپیما، انواع محورها، قطعات در معرض خوردگی و فرسایش در دمای بالا مانند کمپرسورها و بویلرها را دارد. در جدول ۲-۱ پارامترهای مهم و تأثیر گذار بر خصوصیات پوشش‌های ایجاد شده با فرایند HVOF عنوان شده است.

^۱-High Velocity Oxy-Fuel Spray

جدول ۱-۲: پارامترهای مؤثر بر خواص پوشش‌های فرایند HVOF.

پارامتر مؤثر بر استحکام چسبندگی	پارامتر مؤثر بر بازده رسوب گذاری	پارامتر مؤثر بر درصد تخلخل	پارامتر مؤثر بر درصد اکسید
فشار محفظه فاصله پاشش نسبت اکسیژن به سوخت دمای بیش از حد	فشار محفظه فاصله پاشش نسبت اکسیژن به سوخت نرخ تزریق پودر	فشار محفظه فاصله پاشش زاویه پاشش میزان گرمایش	فشار محفظه فاصله پاشش نسبت اکسیژن به سوخت دمای بیش از حد

۲-۴ مقایسه روش‌های پاشش حرارتی با یکدیگر

روش‌های مختلف پاشش حرارتی را می‌توان از نظر سرعت ذرات برخورد کننده به سطح، دمای شعله یا پلاسمای خروجی و حداکثر نرخ پاشش مقایسه کرد. در جدول ۲-۲ روش‌های پاشش حرارتی باهم مقایسه شده‌اند. از میان این روش‌ها، بیشترین سرعت ذرات برخوردکننده مربوط به روش HVOF بیشترین دما مربوط به روش ^۱APS و بیشترین نرخ پاشش مربوط به پاشش قوسی و HVOF است [۹].

جدول ۲-۲: مقایسه کلی روش‌های پاشش حرارتی [۹].

روش	سرعت ذرات برخوردکننده (m/s)	دمای شعله یا پلازما (C°)	حداکثر نرخ پاشش (kg/h)
سوخت واکسیژن با سرعت بالا	۶۱۰-۱۵۰۰	۳۱۰۰	۱۴
پاشش قوسی	۲۴۰	۵۵۰۰	۱۶
پاشش شعله‌ای با پودر	۳۰	۲۲۰۰	۷
پاشش شعله‌ای باسیم	۱۸۰	۲۸۰۰	۹
پاشش پلاسمایی	۲۴۰	۳۰۰۰	۵

^۱ -Atmospheric Plasma Spraying

۲-۵ مقایسه خواص پوشش‌های حاصل از روش‌های پاشش حرارتی

پوشش‌های حاصل از روش‌های پاشش حرارتی از نظر میزان تخلخل، اکسید و استحکام چسبندگی با هم متفاوت‌اند. در جدول ۲-۳ خواص پوشش‌های حاصل از روش‌های مختلف پاشش حرارتی مقایسه شده‌اند. با توجه به اعداد، به طور کلی بهترین پوشش‌ها از نظر تخلخل، اکسید و چسبندگی، پوشش‌های سوخت و اکسیژن با سرعت بالا و پاشش پلاسمایی می‌باشند. به همین دلیل، این پوشش‌ها به طور گسترده‌ای برای کاربردهای سایشی و خوردگی در شرایط حاد و در دمای بالا به کار می‌روند [۹].

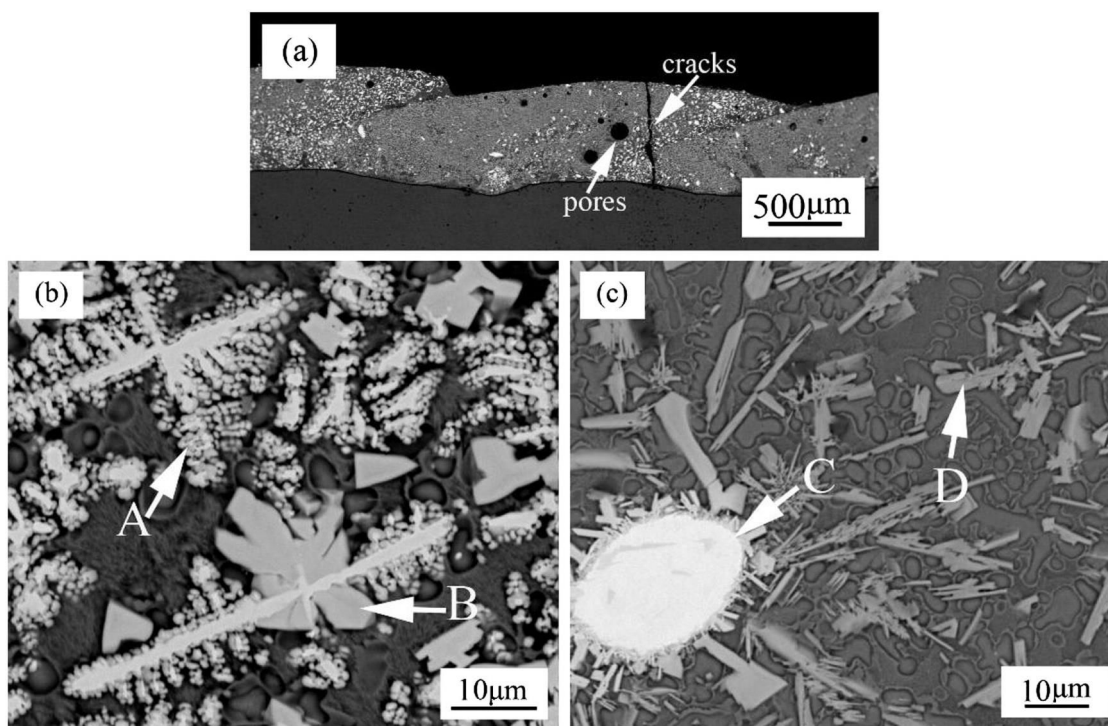
جدول ۲-۳: مقایسه کلی خواص پوشش‌های حاصل از روش‌های پاشش حرارتی [۹].

روش	درصد اکسید	درصد تخلخل	استحکام چسبندگی (MPa)
سوخت و اکسیژن با سرعت بالا	< ۱-۲	< ۱	۴۱-۹۵
پاشش قوسی	۵-۱۵	۱۰-۱۵	۱۴-۵۰
پاشش شعله‌ای با پودر	۵-۱۵	۵-۱۰	۱۴-۳۴
پاشش شعله‌ای باسیم	۵-۱۵	۱۰-۱۵	۶-۲۷
پاشش پلاسمایی	< ۱-۵	< ۱-۵	۳۴-۶۸

۲-۶ پوشش‌های پایه نیکل

تاکنون مطالعات زیادی در زمینه پوشش‌های NiCrBSi انجام شده است. این مطالعات عمدتاً به بررسی بهبود شرایط پوشش‌دهی، چسبندگی پوشش و اضافه کردن افزودنی‌های خاص جهت بهبود خواص استوار بوده است. بطور کلی NiCrBSi یک سوپر آلیاژ پایه نیکل است که به طور گسترده‌ای برای پوشش‌های مقاوم در برابر سایش، اکسیداسیون و مقاومت در برابر خوردگی داغ استفاده می‌شود. پوشش‌های پایه نیکل به طور عمده در صنایع شیمیایی، صنایع نفت و گاز، صنایع هوا و فضا، صنایع نیروگاهی، مبدل‌های حرارتی و غیره بطور گسترده کاربرد دارند. جهت بهبود خواص پوشش‌های حاصل از آلیاژ NiCrBSi افزودنی‌های مختلف با توجه به شرایط کاری و خواص مورد نیاز به آن اضافه می‌شود. معمولاً آلیاژهایی که به جهت افزایش مقاومت به سایش استفاده می‌شوند دارای کربن بالا (تقریباً ۰/۳-۲/۵٪) برای تشکیل کاربید می‌باشند. در آلیاژهای مقاوم به سایش، کاربیدها مقاومت سایشی را افزایش ولی انعطاف پذیری و چقرمگی را کاهش می‌دهند.

ژو و همکارانش [۲] در سال ۲۰۱۶ به بررسی مقایسه‌ای ساختار و مقاومت سایشی پوشش‌های کامپوزیتی NiCrBSi/50 %WC ایجاد شده با دو روش روکش کاری لیزر و روکش کاری هیبرید القائی و لیزر پرداختند. پوشش‌های کامپوزیتی NiCrBSi/50%WC بر روی فولاد کربنی از طریق پوشش لیزر (LC^۱) و پوشش هیبرید القائی و لیزر (LIHC^۲) تولید می‌شود. ریزساختار و ترکیبات فازی پوشش‌های کامپوزیتی قبل از بررسی رفتار سایش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و پراش اشعه (XRD) مشخص شد. بررسی‌ها نشان داد که ضخامت پوشش در روش LC بیشتر از LIHC بود، در حالی که عرض پوشش، منطقه تحت تأثیر گرما و بهره‌وری استفاده از پودر در روش LC کمتر از روش LIHC بود. نتایج حاصل از بررسی‌های میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM) توزیع ناهمگن رسوب دندریتی ذرات کاربید تنگستن و تشکیل کاربیدهای بلوکی در پوشش‌های LIHC را نشان داد. با وجود این، افزایش سرعت فرآیند پوشش‌دهی در روش LIHC به کاهش خسارات ناشی از حرارت بر روی ذرات WC، همگن‌سازی توزیع ذرات WC، افزایش سختی و مقاومت به سایش پوشش منجر شد.

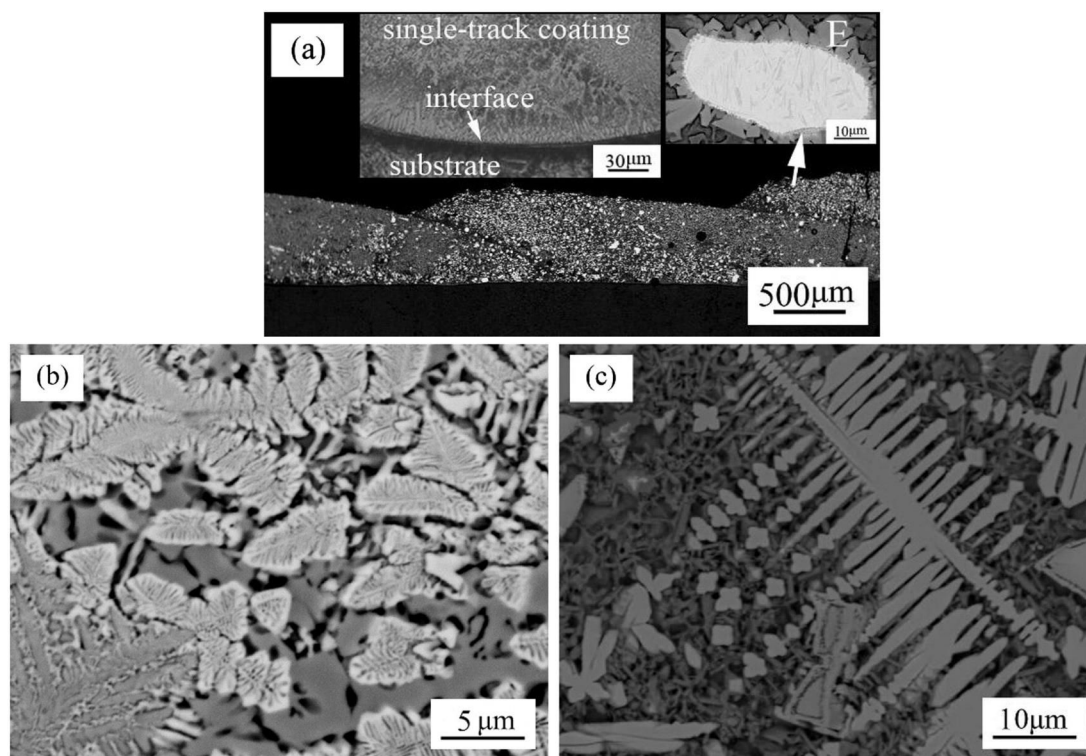


شکل ۲-۲ (a) تصاویر SEM از پوشش‌های کامپوزیتی پایه نیکل ایجاد شده به روش LC، (b) ساختار دندریتی و کاربیدهای بلوکی رسوب یافته، (c) ساختار ذرات WC [۲].

¹ - laser cladding

² -laser induction hybrid cladding

با توجه به شکل ۲-۲ منافذ و ترکهای خاصی در پوشش کامپوزیت مشاهده شد (شکل a). مقادیر زیادی از ذرات WC بدلیل حرارت بالا به قطعات کوچک تقسیم می‌شوند، زیرمجموعه‌ای از آنها حل می‌شوند تا کاربیدهای دندریتیک رسوب کنند (علامت A)، در حالی که بقیه به شکل بلوکه شده (علامت B) در پوشش کامپوزیت ظاهر می‌شوند (شکل b). طبق نتایج تجزیه و تحلیل EDS^۱، کاربیدهای دندریتیک حاوی مقادیر زیادی Cr و Ni و مقدار کمی W و کاربیدهای بلوکی حاوی مقادیر زیادی W و مقادیر کمی Ni و Cr بودند. فقط مقادیر کمی از ذرات سفید مشخص شده به عنوان WC (علامت C) مشاهده می‌شود، که در اطراف آنها کاربیدهای میله مانند (علامت D) رسوب می‌کنند (شکل c). کاربیدهای میله‌ای مانند نیز سرشار از Ni، Cr و حاوی مقادیر کمی W بودند.



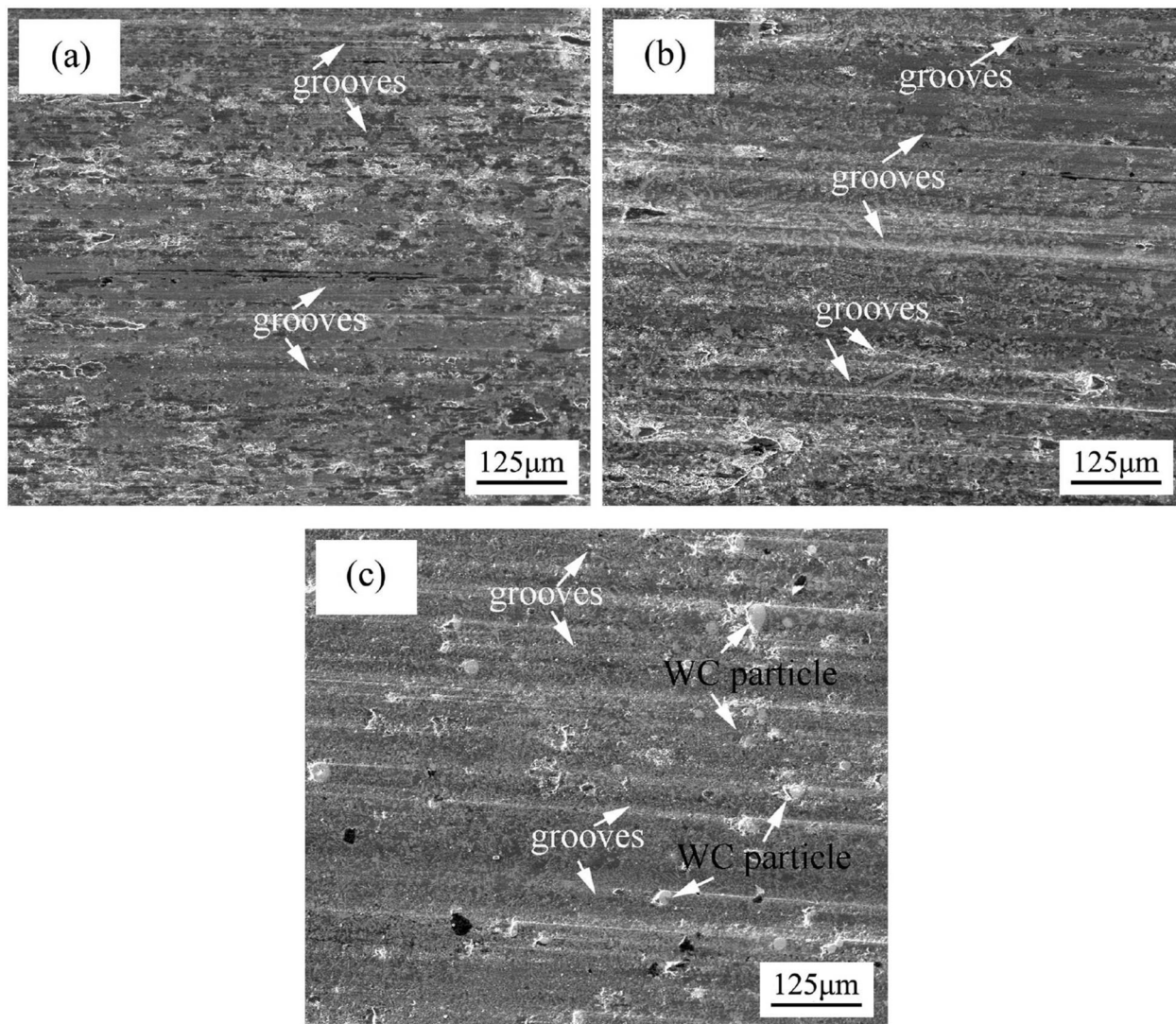
شکل ۲-۳ (a) تصاویر SEM از پوشش‌های کامپوزیتی پایه نیکل ایجاد شده به روش LIHC، (b) ریز ساختار کاربیدهای یونکتیک رسوب یافته، (c) ریزساختار کاربیدهای دندریتیک [۲].

با توجه به شکل ۲-۳ زیر لایه به شدت ذوب شده و مقدار زیادی آهن رسوب کرده است (شکل a). در نتیجه، ذرات WC از انحلال کامل در آلیاژ پایه آهن با دمای مذاب بالا خارج شده و به W و C تجزیه

^۱-Energy Dispersive Spectroscopy

می‌شوند و متعاقباً با مذاب بر پایه آهن انحلال پیدا می‌کنند که موجب رسوب کاربیدهای یوتکتیک می‌شود (شکل b).

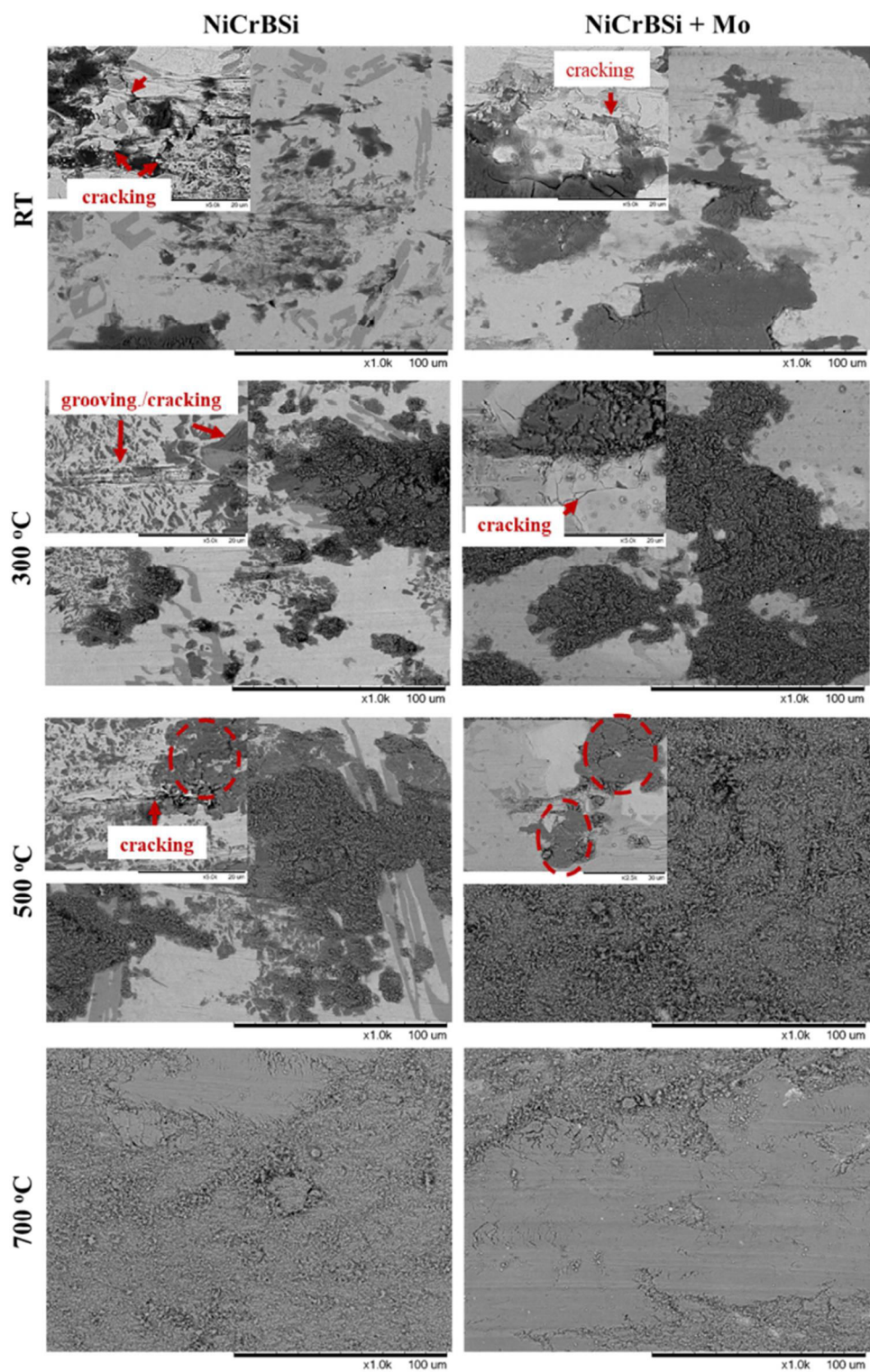
طبق نتایج تجزیه و تحلیل EDS، کاربیدهای یوتکتیک غنی از W و Fe بودند. بر اساس نتایج تجزیه و تحلیل XRD، کاربیدهای یوتکتیک بصورت $(M_6C) Fe_3W_3C$ با ساختار مکعبی مشخص شد.



شکل ۲-۴: مورفولوژی سایشی پوشش‌های کامپوزیتی پایه نیکل، (a) LC، (b) LIHC with $V_s = 600$ mm/min، (c) LIHC with $V_s = 1500$ mm/min [۲].

شکل ۲-۴ مورفولوژی سطح پوشش کامپوزیتی Ni-based-50%WC تولید شده به دو روش LC و LIHC را نشان می‌دهد. با توجه به تصاویر شیارهای سطح پوشش کامپوزیت تولید شده به روش LIHC (شکل a) نسبتاً عمیق‌تر و گسترده‌تر از سطح پوشش کامپوزیت تولید شده به روش LC هستند (شکل b). با افزایش

سرعت پوشش دهی تا ۱۵۰۰ میلی متر بر دقیقه، شیارها در جایی که ذرات WC شکسته شده بودند کم عمق تر و ناپیوسته شدند (شکل c)، در نتیجه مقاومت در برابر سایش پوشش کامپوزیتی بهبود یافته است. دلاوری و همکارانش [۳] در سال ۲۰۱۸ اثر افزودن مولیبدن (Mo) بر روی عملکرد سایشی پوشش‌های NiCrBSi را مورد بررسی قرار دادند. با افزودن ۱۰ درصد وزنی مولیبدن ریز ساختار و رفتار سایشی پوشش در دمای اتاق تا دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد مورد ارزیابی قرار گرفت. افزودن مولیبدن در ساختار باعث اصلاح فازهای بوراید و کاربید شده و بوروکاربید غنی از مولیبدن تشکیل می‌دهد. قابل ذکر است که با افزودن مولیبدن سختی ۲۰٪ کاهش می‌یابد. به دلیل شکل‌گیری اکسیدهای مولیبدن در سطح، مقاومت به سایش به طور قابل توجهی بهبود می‌یابد. آلیاژ سخت شده با مولیبدن نسبت به NiCrBSi مقاومت در برابر سایش بهتری نشان داد، تقریباً دو برابر در محدوده دمایی، ۳۰۰ الی ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد. در حالی که بیش از ۲/۵ برابر بهبود مقاومت در برابر سایش را در بالاترین دمای آزمایش ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان داده است، که ناشی از پوشش کامل سطح توسط لایه اکسیدی می‌باشد. لایه‌های اکسید تشکیل شده در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد برای پوشش NiCrBSi عمدتاً از NiO تشکیل شده است اما در پوشش حاوی مولیبدن اکسیدهای مولیبدن تشکیل شده است که محافظت بهتری در برابر سایش در مقایسه با آلیاژ بدون افزودنی مولیبدن برای همه آزمایش‌ها حاصل شده است. همانطور که در شکل ۲-۵ مشاهده می‌شود به طور کلی، در سطح پوشش، جزایر اکسیدی مشاهده می‌شود که با افزایش دمای آزمایش، مساحت آنها افزایش می‌یابد.

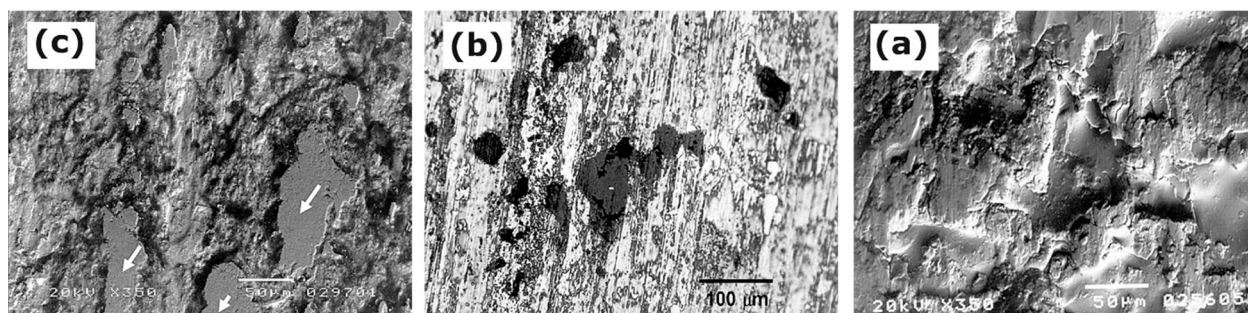


شکل ۲-۵: تصاویر SEM گرفته شده از مسیرهای سایش از سطوح سخت در دماهای مختلف [۳].

تجزیه و تحلیل طیف سنجی رامان از لایه اکسید تشکیل شده در مسیر سایش در دمای ۷۰۰ درجه سانتیگراد، تفاوت در ترکیب فازها را نشان داد. در حالی که لایه اکسید در پوشش NiCrBSi عمدتاً از NiO (با مقدار کمی اکسید اسپینل، که مخلوطی از FeO و Cr_2O_3 به شکل $FeCr_2O_4$ است) تشکیل شده است، لایه اکسید در پوشش حاوی مولیبدن علاوه بر این اکسیدها حاوی اکسیدهای Mo (به صورت MoO_3 - Mo_4O_{11} است).

در آزمایش‌های دمای کمتر از ۷۰۰ درجه سانتیگراد، لایه اکسید با جزایر اکسیدی جایگزین شده است که اندازه و میزان آنها کاهش یافته است. از نظر مقایسه‌ای، اندازه و تعداد جزایر اکسید در پوشش‌های حاوی افزودنی مولیبدن بیشتر است. نتایج SEM با بزرگنمایی زیاد از مناطق بدون اکسید مسیرهای سایش نشان داد که آسیب ناشی از سایش در اثر ترک خوردن و از بین رفتن کاربیدها و بوریدها همانطور که با فلش در حفره‌های شکل ۲-۵ مشخص شده است، اتفاق می‌افتد. همچنین این نتایج نشان می‌دهد که در طول سایش در دمای ۷۰۰ درجه سانتیگراد بر روی پوشش‌های ایجاد شده، لایه‌های اکسید ظاهرهای مختلفی دارند. برای پوشش حاوی Mo، به نظر می‌رسد که لایه اکسید شامل دو لایه فرعی مجزا باشد، یعنی یک لایه بالایی کاملاً صاف، فشرده و متخلخل و به دنبال آن لایه‌ای با ذرات زینتر شده وجود دارد. شکل ظاهری لایه زیرین تقریباً شبیه به لایه اکسید پوشش NiCrBSi است. علاوه بر این، هیچ مدرکی مبنی بر تغییر شکل پلاستیک و همچنین اکسیداسیون داخلی در بستر زیرین اکسیدهای هر دو پوشش وجود ندارد.

میگل و همکاران [۴] در سال ۲۰۰۲ به مطالعه تریبولوژیکی پوشش NiCrBSi به دست آمده توسط فرآیندهای مختلف پرداختند. در این بررسی به مقایسه تریبولوژیکی بین پوشش‌های NiCrBSi حاصل از پاشش APS، پاشش HVOF و پوشش‌های پاشش حرارتی گداخته شده پرداخته شد. نتایج نشان دادند پوشش‌های گداخته شده باعث رشد رسوب و همچنین بهبود انسجام پوشش می‌شود. سختی این پوشش کمتر از پوشش HVOF است. بررسی‌ها مکانیزم‌های مختلف سایش در پوشش‌های بدست آمده از فرآیندهای مختلف را نشان داد. پوشش حاصل از پلاسما بدترین مقاومت در برابر سایش را نشان می‌دهد و سایش ورقه‌ای مکانیزم اصلی سایش در این پوشش بوده است. پوشش‌های گداخته شده بهترین مقاومت در برابر سایش را دارد (مشابه پوشش حاصل از HVOF) و مکانیسم اصلی سایش در این فرآیند، سایش چسبان است که عامل اصلی انتقال مواد است، اما سایش ورقه‌ای نیز صورت می‌گیرد. مکانیزم سایش خستگی در پوشش پاشش شده با HVOF به دلیل داشتن بهترین اتصال مکانیکی در بین اسپلیت‌ها، در مقایسه با پوشش پاشش شده با پلاسما اهمیت چندانی ندارد.

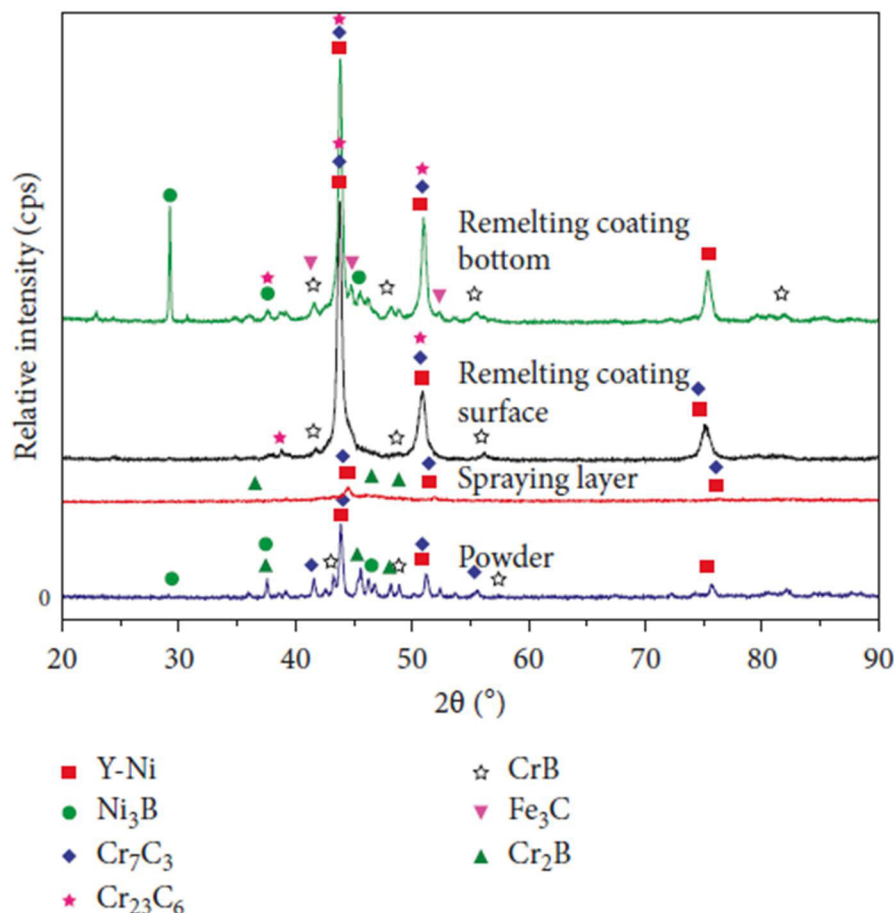


شکل ۲-۶: سطوح پوشش در معرض سایش در روشهای مختلف (a) پوشش های گداخته شده، (b) پوشش HVOF، (c) پوشش APS [۴].

شکل ۲-۶ پوشش‌های در معرض سایش ایجاد شده به روش‌های مختلف را نشان می‌دهد. مکانیزم‌های سایش برای پوشش‌های حاصل از HVOF و پوشش‌های گداخته شده تقریباً یکسان هستند و همانطور که در تصاویر مشخص است در مسیر سایش مقدار زیادی مواد چسبیده را نشان می‌دهد که در کل مسیر سایش وجود دارد (شکل a و b). تجزیه و تحلیل EDS تأیید می‌کند که ماده چسبیده عمدتاً از آهن با محتوای اکسیژن کم تشکیل شده است، که نشان می‌دهد این لایه‌ها مواد منتقل شده از پین به پوشش هستند. در مسیرهای سایش مقدار زیادی خراش موازی مشاهده می‌شود. ذرات به جا مانده در مسیر سایش در هر دو فرآیند شامل ذراتی با اندازه کم و ابعادی در حد میکرون هستند که عمدتاً توسط Si، Cr، Ni و Fe تشکیل شده‌اند. که معمولاً این ذرات از پین و پوشش فرسوده شده حاصل می‌شود. بررسی‌ها نشان می‌دهد سطح مقطع پوشش‌های پوشش شده با HVOF و پوشش‌های گداخته شده ترک زیر سطحی کمی در مسیر سایش دارند که در بیشتر موارد به سطح نمی‌رسند. پوشش اسپری شده با پلاسما با یک مسیر سایش خشن مشخص می‌شود که شامل حفره‌های صاف با ابعاد حدود ۵۰ الی ۱۰۰ میکرومتر است (شکل c). ماده چسبیده در پوشش فرسوده مشاهده نمی‌شود. در این پوشش‌ها ترک‌های زیر سطحی زیادی در مسیر سایش وجود دارند که برخی از آنها به سطح می‌رسند. تجزیه و تحلیل EDS نشان داد ذرات نسبتاً بزرگ ایجاد شده در مسیر سایش حاوی Si، Cr، Ni می‌باشند، که از آسیب پوشش ناشی می‌شوند. ذرات ریزتر نیز که عمدتاً ترکیبی از آهن ناشی از پین و Si، Cr، Ni تشکیل شده است، وجود دارد اما مقدار آن بسیار کمتر است.

لی و همکارانش [۱۲] در سال ۲۰۱۸ با پوشش self-fluxing NiCrBSi بر روی فولاد (AISI1045) با روش اسپری پلاسما و انجام ذوب مجدد سطح پوشش با استفاده از فرآیند قوس تنگستن (TIG)، به بررسی خصوصیات پوشش ایجاد شده پرداختند. ریزساختار، زبری سطح، سختی، ترکیب فاز و مقاومت به سایش پوشش‌های اسپری شده و پوشش ذوب مجدد شده به طور سیستماتیک بررسی شده است. نتایج نشان می‌دهد که عملیات TIG می‌تواند به طور قابل توجهی نقص‌های میکروسکوپی در پوشش ضخیم را از بین ببرد و چگالی آن را بهبود بخشد. زبری سطح پوشش بازسازی شده (توسط عملیات TIG) فقط ۱۸/۹٪

بیشتر از پوشش اسپری پلاسما است. سختی پوشش بازسازی شده ۲۶/۸٪ بالاتر از پوشش اسپری شده است. فازهای اصلی در پوشش اسپری از γ -Ni، Cr_7C_3 و Cr_2B به γ -Ni، Cr_{23}C_6 ، CrB ، Ni_3B و Fe_3C تغییر می‌کنند. حجم سایش در پوشش بازسازی شده فقط ۱۷/۱٪ از پوشش اسپری پلاسما بیشتر است. پس از عملیات TIG، تخلخل از ۵/۶ به ۰/۲ کاهش می‌یابد، و ریزساختار و فشردگی پوشش کاملاً بهبود می‌یابد. اتصال و وضعیت بین پوشش و بستر از اتصال مکانیکی به اتصال متالورژیکی تغییر می‌کند. مکانیسم سایش پوشش اسپری شده ترک خوردگی لایه‌ای و سایش اکسیداسیون است، در حالی که مکانیسم سایش پوشش بازسازی شده سایش میکرو خراشان و سایش اکسیداسیون می‌باشد. بنابراین، پوشش ضخیم بر پایه Ni با مقاومت در برابر سایش خوب می‌تواند توسط اسپری پلاسما و روش ذوب مجدد (TIG) به دست آید.



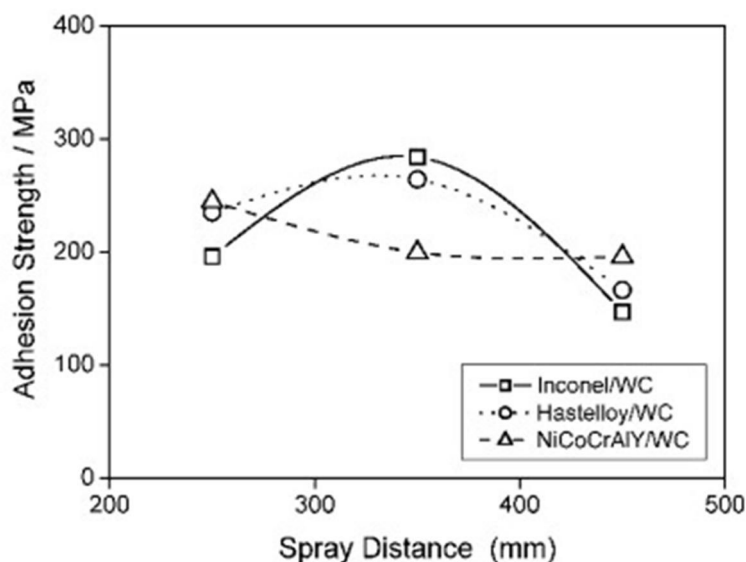
شکل ۷-۲: الگوهای XRD از پوشش‌های ایجاد شده به روش مختلف [۱۲].

همانطور که از الگوهای پراش XRD مشخص است، می‌توان فازهای اصلی پودر را γ -Ni، Cr_7C_3 ، Cr_2B ، Ni_3B و CrB دانست. فازهای اصلی پوشش عبارتند از γ -Ni، Cr_7C_3 و Cr_2B .

سطح پوشش مجدد شامل γ -Ni، Cr_7C_3 ، $Cr_{23}C_6$ و CrB است. و فازهای پایینی پوشش مجدد حاوی γ -Ni، $Cr_{23}C_6$ ، CrB، Ni_3B و Fe_3C است. از این رو، پوشش بازسازی شده دارای فازهای تقویت کننده جدیدتری مانند $Cr_{23}C_6$ ، CrB، Ni_3B و Fe_3C است.

هاماتانی و همکارانش [۱۳] در سال ۲۰۰۲ با پوشش سوپرآلیاژ پایه نیکل با کاربید بر روی بستر مس به روش پاشش حرارتی (HVOF) خواص حرارتی و مکانیکی پوشش ساخته شده را مورد بررسی قرار دادند. تأثیر ترکیب و مواد اسپری شده (سوپرآلیاژ پایه نیکل با کاربید)، شرایط فرآیند اعمال پوشش و ساختار پودرهای اولیه بر روی پوشش، مورد تحلیل قرار گرفت. نتایج نشان داد که در میان آلیاژهای پایه نیکل تجاری آلیاژ Ni self-fluxing (بدون عملیات ذوب)، پوشش با ۵۸٪ درصد جرمی کربن خواص مکانیکی و حرارتی قابل قبولی ارائه می‌دهد. پوشش با دو ترکیب بهینه $Ni_{20}Cr_8Mo_5Fe-WC$ و $Ni_{16}Cr_{15}Mo_3Fe-WC$ با بهینه سازی شرایط اسپری دارای مقاومت به خوردگی، مقاومت به شوک حرارتی و چسبندگی مناسب است.

تحت فاصله پاشش مطلوب، می‌توان پوشش با سختی ۳۰۰ Hv و مقاومت چسبندگی ۲۰۰ MPa را بدست آورد. با این حال، فاصله اسپری مطلوب برای سختی با مقاومت چسبندگی متفاوت است.

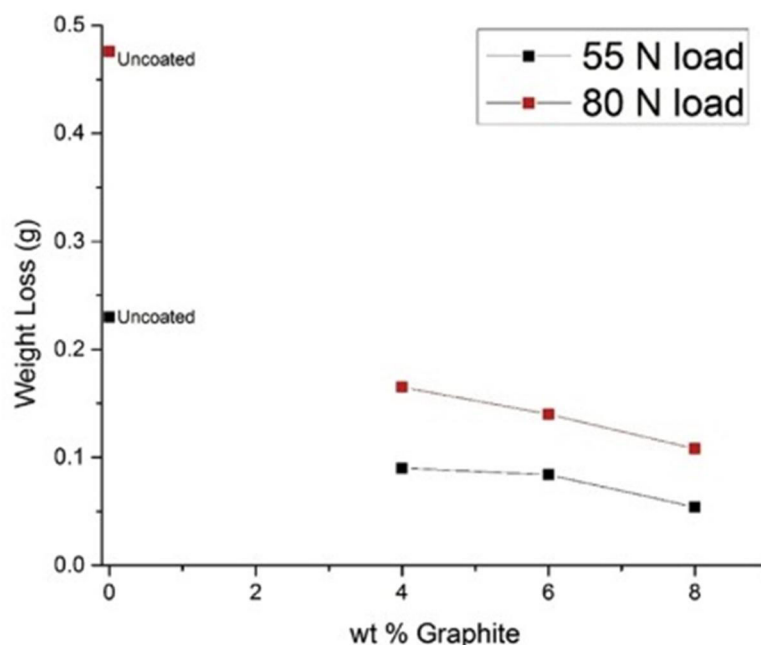


شکل ۸-۲: تأثیر فاصله پاشش بر مقاومت چسبندگی سوپر آلیاژ پایه نیکل با WC [۱۳].

رابطه بین فاصله پاشش و مقاومت چسبندگی در شکل ۸-۲ نشان داده شده است. با توجه به شکل برای پوشش Inconel-WC و Hastelloy-C-WC، حداکثر مقاومت چسبندگی در فاصله ۳۵۰ میلی متر حاصل

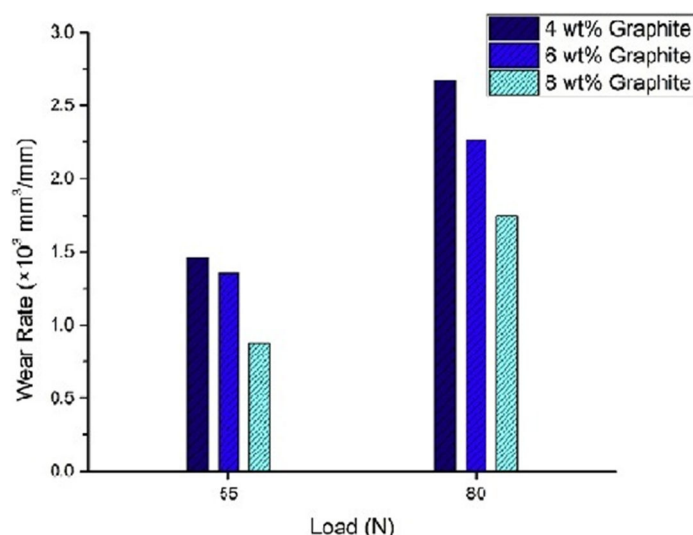
می‌شود. از طرفی استحکام NiCoCrAlY-WC به میزان قابل توجهی به فاصله بستگی ندارد. استحکام چسبندگی در روش HVOF به سختی ذرات معلق، سطح بستر و انرژی کنتیکی ذرات بستگی دارد. در فاصله ۲۵۰ میلی متر، حتی اگر سرعت ذرات نسبت به فاصله دیگر بیشتر باشد، دمای ذره بیشتر است و سپس سختی آن ممکن است کمتر باشد. بنابراین استحکام چسبندگی در فاصله کمتر از ۳۵۰ میلی متر پایین‌تر خواهد بود.

ناتاراجان و همکارانش [۱۴] در سال ۲۰۱۶ اثر افزودن گرافیت بر ریزساختار، سختی و رفتار سایشی پوشش‌های NiCrBSi تهیه شده به روش پاشش حرارتی (اسپری پلاسما) را مورد بررسی قرار دادند. براساس تحقیقات صورت گرفته خواص مکانیکی و تریبولوژیکی پوشش با اصلاح ساختار پوشش به طور قابل توجهی بهبود می‌یابد. نتایج حاصل از آزمون XRD حضور فازهای γ -Ni، CrB و Cr_7C_3 را تأیید می‌کند. نتایج حاصل از آزمون سایش در این پژوهش کاهش نرخ سایش سطح پوشش را با افزودن گرافیت نشان داد. میزان ۸ درصد وزنی گرافیت بهترین مقاومت به سایش را در پوشش ایجاد کرد. میکرو سختی پوشش‌های کامپوزیتی NiCrBSiGraphite با افزایش درصد وزنی گرافیت کاهش یافت.



شکل ۹-۲: کاهش وزن در پوشش‌های کامپوزیتی NiCrBSi به عنوان تابعی از محتوای گرافیت [۱۴].

با افزایش گرافیت حجم سایش در پوشش‌های کامپوزیتی کاهش می‌یابد. کاهش جرم سایش پوشش NiCrBSi با ۸٪ وزنی گرافیت دارای کمترین کاهش وزن (۵۴ میلی گرم) است که در مقایسه با گرافیت ۴٪ وزنی در پوشش NiCrBSi (۹۰ میلی گرم)، ۴۰٪ کمتر است.

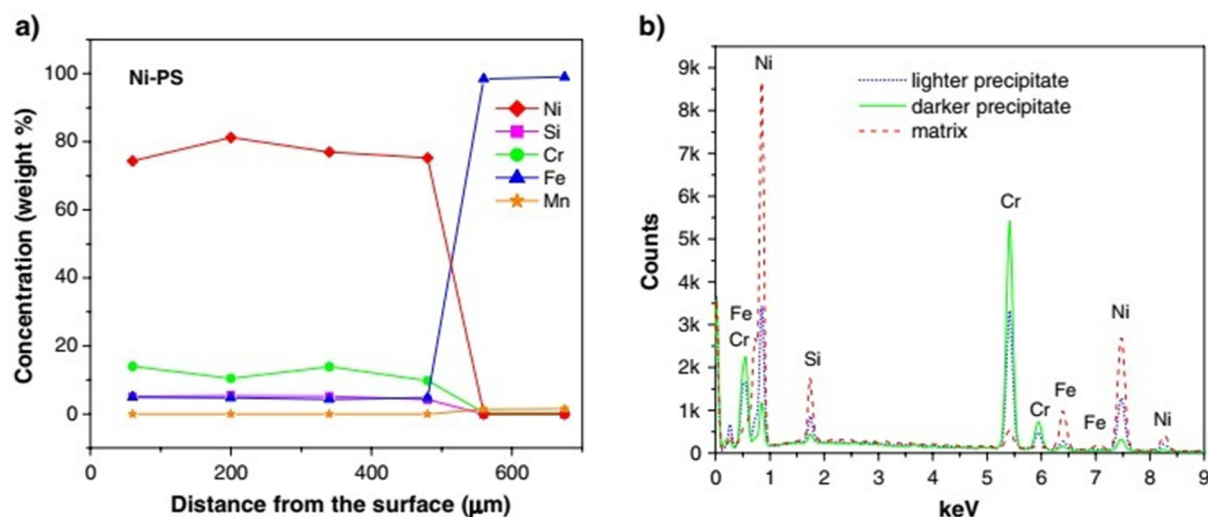


شکل ۲-۱۰: میزان سایش در مقابل بار اعمال شده [۱۴].

شکل ۲-۱۰ میزان سایش را با توجه به بارهای وارد شده نشان می‌دهد. همانطور که از شکل مشخص است پوشش با بیشترین مقدار گرافیت کمترین میزان سایش را نشان داد. این ممکن است به دلیل انعطاف پذیری گرافیت در پوشش، و در نتیجه به شکل پذیری NiCrBSi نسبت داده شود. این امر از مقادیر سختی بدست آمده نیز مشهود است. افزودن گرافیت در پوشش تا حدی از سختی آن کاسته اما به نوبه خود مقاومت در برابر سایش را بهبود می‌بخشد.

ناواس و همکارانش [۱۵] در سال ۲۰۰۶ با ذوب موضعی پوشش NiCrBSi به وسیله لیزر به بررسی رفتار خوردگی پوشش و اثر این عملیات بر روی پوشش ایجاد شده با اسپری پلاسما پرداختند. عملیات ذوب موضعی بر روی پوشش باعث ایجاد نواحی با ریزساختار ظریف در پوشش شده که این ساختار افزایش سختی و چسبندگی پوشش از طریق ایجاد پیوند متالورژیکی با فلز پایه را به همراه دارد. ذوب شدن، تخلخل را به میزان قابل توجهی کاهش می‌دهد و سختی مناطق ذوب شده را افزایش می‌دهد. با این حال، تنش‌های گرمایی بین پوشش و بستر تولید شده توسط این فرآیند ممکن است دلیل ایجاد ترک در مسیرهای لیزر باشد، در نتیجه توانایی محافظتی پوشش کاهش می‌یابد. با توجه به اندازه‌گیری‌های الکتروشیمیایی صورت گرفته در محلول NaCl، می‌توان نتیجه گرفت که عملیات ذوب موضعی توسط لیزر تأثیری بر رفتار خوردگی

پوشش ندارد. مقاومت در برابر خوردگی نه بهبود می‌یابد و نه کاهش پیدا می‌کند. خوردگی به دلیل نفوذ تدریجی الکترولیت از طریق منافذ و ترک تشکیل شده در طول انجماد پوشش، تکامل می‌یابد.

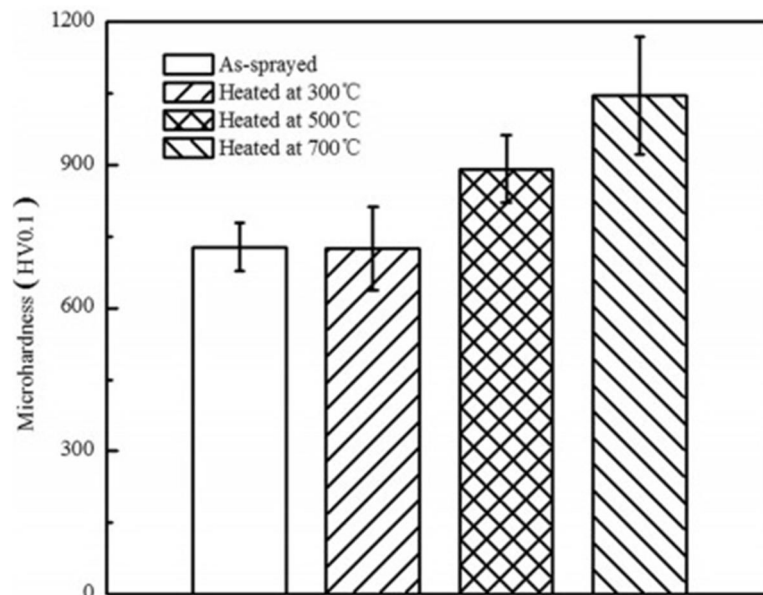


شکل ۲-۱۱: (a) تحلیل ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) در کل ضخامت پوشش NiPS توسط EDS. (b) تجزیه و تحلیل EDS از فازهای مختلف [۱۵].

تجزیه و تحلیل حاصل از طیف سنجی در شکل ۲-۱۱، یک ترکیب تقریباً همگن را در کل ضخامت پوشش نشان می‌دهد (a). EDS همچنین محتوای بالای Cr در فازها را نشان می‌دهد (b). با توجه به مقادیر زیاد B و C در آلیاژ، و با در نظر گرفتن تحقیقات قبلی، این فازها ممکن است کاربیدهای کرم و یا بوراید‌ها باشند. تجزیه و تحلیل حاصل از XRD نشان می‌دهد که این ریزساختارها عمدتاً از محلول جامد γ -Ni، کاربید $(Cr,Fe)_7C_3$ ، بوراید کرم نوع CrB و بوراید نیکل Ni_3B تشکیل شده است.

لی‌یو و همکارانش [۱۶] در سال ۲۰۱۷ اثر عملیات حرارتی را بر روی ساختار و خواص پوشش‌های NiCrBSi ایجاد شده با روش اسپری پلاسما (APS) مورد بررسی قرار دادند. پوشش‌ها در سه دمای ۳۰۰، ۵۰۰ و ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد عملیات حرارتی شدند. اثرات عملیات حرارتی بر روی ریزساختار، ترکیب فازها، سختی و رفتار تریبولوژیکی پوشش مورد بررسی قرار گرفت. نتایج به دست آمده نشان داد که پوشش‌های ساخته شده به طور عمده از فاز γ -(Ni,Fe) ساخته شده‌اند. در حالی که فازهای CrB و Ni_3B در طول عملیات حرارتی در دماهای ۵۰۰ و ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد در پوشش تشکیل می‌شود. فرآیند کریستاله شدن در پوشش به طور قابل توجهی با افزایش دما، گسترش می‌یابد. عملیات حرارتی سختی

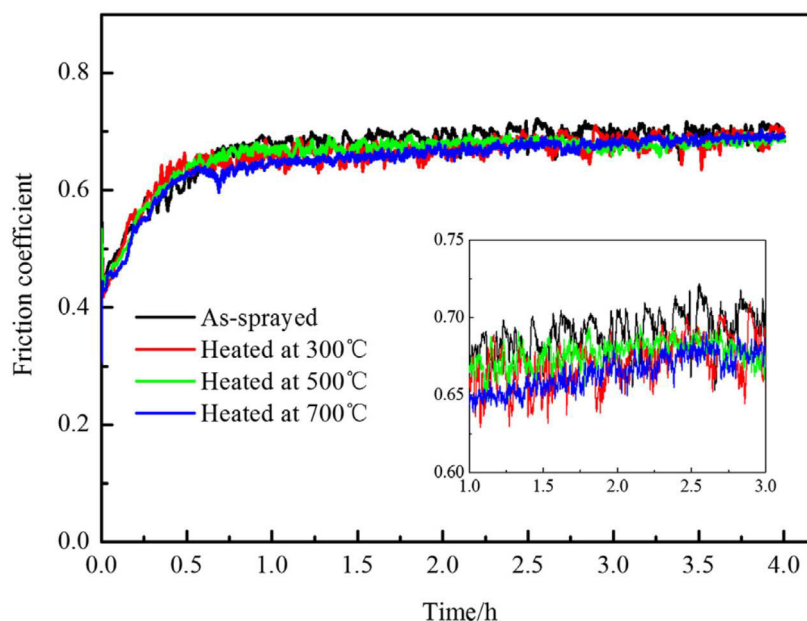
پوشش را افزایش داده و بر روی ضریب اصطکاک پوشش تأثیری ندارد. با وجود افزایش سختی عملیات حرارتی در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد باعث افزایش نرخ سایش در پوشش می‌شود.



شکل ۲-۱۲: سختی پوشش‌های پاشش حرارتی و پوشش‌های تحت عملیات حرارتی در دماهای ۳۰۰، ۵۰۰ و ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد [۱۶].

همانطور که از شکل ۲-۱۲ مشخص است، عملیات حرارتی به طور قابل توجهی خصوصیات مکانیکی پوشش‌های NiCrBSi را بهبود می‌بخشد.

متوسط سختی پوشش‌های پاشش حرارتی در حدود $728 \text{ HV}_{0.1}$ می‌باشد، در حالی که پس از ۱ ساعت عملیات حرارتی در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد، به $1046 \text{ HV}_{0.1}$ رسید. این افزایش سختی را می‌توان به تأثیر تقویت کنندگی رسوبات، مانند فازهای CrB و Ni_3B نسبت داد. گزارش شده است که فاز سرامیکی CrB (nano-hardness 20.31 GPa) به طور قابل توجهی سخت‌تر از محلول جامد $\gamma\text{-(Ni,Fe)}$ (hardness 5.09 GPa) می‌باشد. عملیات حرارتی در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد بدلیل تغییرات ناچیز فازی فقط تأثیر کمی بر روی سختی پوشش اعمال کرد. با افزایش دما به ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد، سختی پوشش به $890 \text{ HV}_{0.1}$ افزایش یافت. عملیات حرارتی در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد باعث می‌شود که مقدار کمی از فازهای بوراید CrB از هم جدا شده و به عنوان فاز تقویت کننده برای افزایش سختی پوشش عمل کنند.



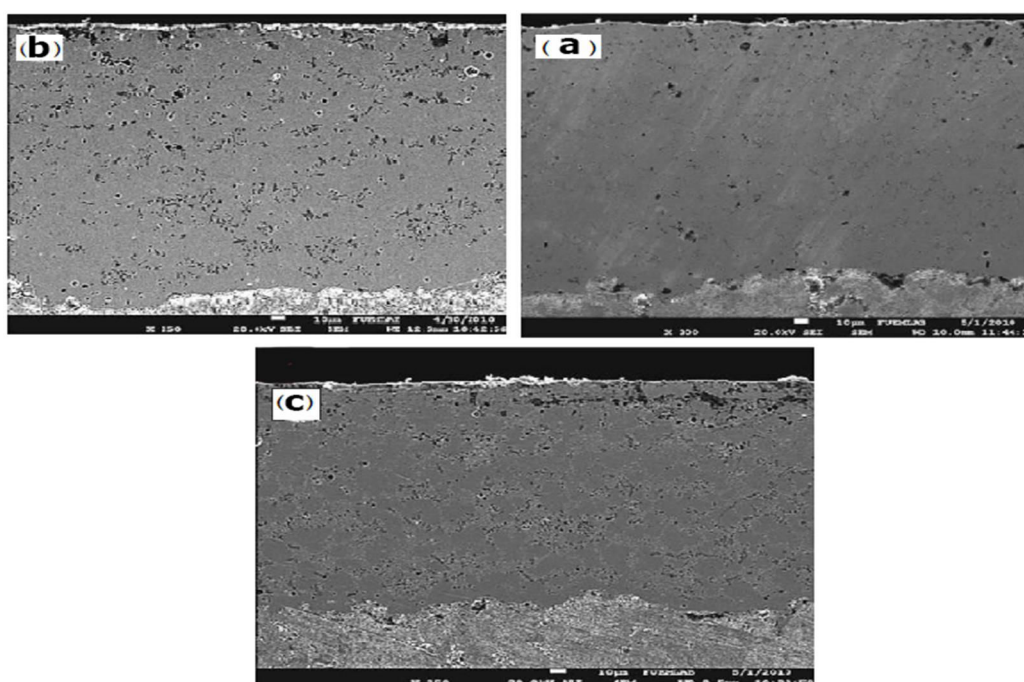
شکل ۲-۱۳: ضرایب اصطکاک چهار پوشش بر حسب زمان سایش [۱۶].

خصوصیات تریبولوژیکی پوشش‌ها با استفاده از آزمایش پین بر روی دیسک ارزیابی شد. همانطور که از شکل ۲-۱۳ مشخص است، ضرایب اصطکاک پوشش‌ها از ۰/۶۳ تا ۰/۷۰ متغیر است. ضرایب اصطکاک در طی اجرای فرآیند به سرعت افزایش می‌یابد. افزایش ضریب اصطکاک در طی انجام فرآیند معمولاً با افزایش سرعت سایش پوشش‌های NiCrBSi همراه است. عملیات حرارتی در دماهای زیر ۵۰۰ درجه سانتیگراد منجر به تأثیر بارزی بر ضرایب اصطکاک نشد در حالی که عملیات حرارتی در ۷۰۰ درجه سانتیگراد باعث افزایش سرعت سایش پوشش می‌شود.

بویتز^۱ و همکاران [۱۷] در سال ۲۰۱۳ به بررسی پوشش‌های کامپوزیتی زمینه فلزی پرداختند. از فرآیند پاشش حرارتی HVOF به منظور ساخت پوشش کامپوزیتی زمینه فلزی NiCrBSi/SiC بر روی یک بستر فولادی SAE 1030 استفاده کردند. مخلوط‌های پودری با نسبت‌های مختلف وزنی، با توجه به طراحی آزمایش‌ها NiCrBSi+10%SiC, NiCrBSi+20%SiC, NiCrBSi+40% SiC تهیه شدند. جهت بررسی خواص و ویژگی‌های سایش پوشش‌های NiCrBSi-SiC از آزمون سایش پین بر روی دیسک استفاده شد. بررسی‌ها نشان داده است که میزان اختلاط اجزای پودر NiCrBSi و SiC تأثیر زیادی بر ترکیب فاز، ساختار و سختی پوشش‌ها دارد. بسترهای پوشش داده شده عملکرد تریبولوژیکی بسیار خوبی در مقایسه با بستر بدون پوشش از خود نشان می‌دهند. افزایش مقاومت در برابر سایش توسط پوشش اعمال شده به دلیل وجود مقدار زیادی ذرات پراکنده کاربید Cr, Ni و یا بورایدها در ماتریس نیکل نسبت داده شده است.

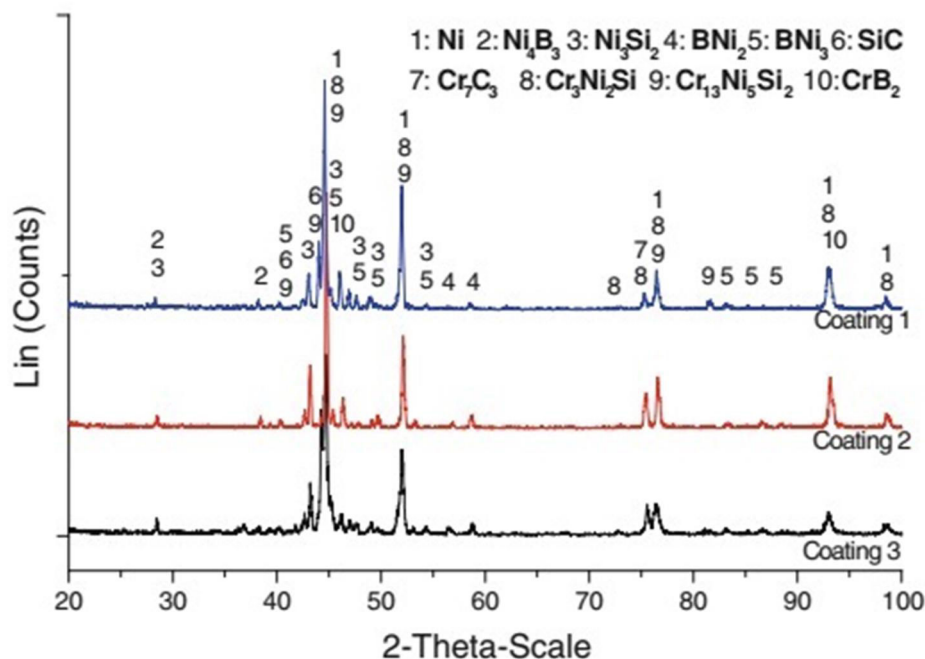
^۱ - Buytoz

تصاویر میکروسکوپی مربوط به سطح مقطع پوشش‌ها در شکل ۲-۱۴ دیده می‌شود. همانطور که در تصاویر مشاهده می‌شود هیچ ترکی در ساختار پوشش‌ها وجود ندارد که این امر به دلیل ماهیت غیر ذوبی فرآیند پاشش حرارتی و پیوستگی مناسب ذرات SiC به زمینه فلزی می‌باشد. این موضوع از جمله مزایای روش HVOF نسبت به روشهای دیگر تولید پوشش‌های کامپوزیت زمینه فلزی می‌باشد. از طرفی میزان تخلخل پوشش‌ها کم (کمتر از ۱ درصد) و توزیع ذرات کاربیدی در زمینه بسیار مناسب و همگن می‌باشد و به دلیل عدم حضور حفره و ترک در فصل مشترک چسبندگی پوشش به زیرلایه نیز به خوبی اتفاق می‌افتد.



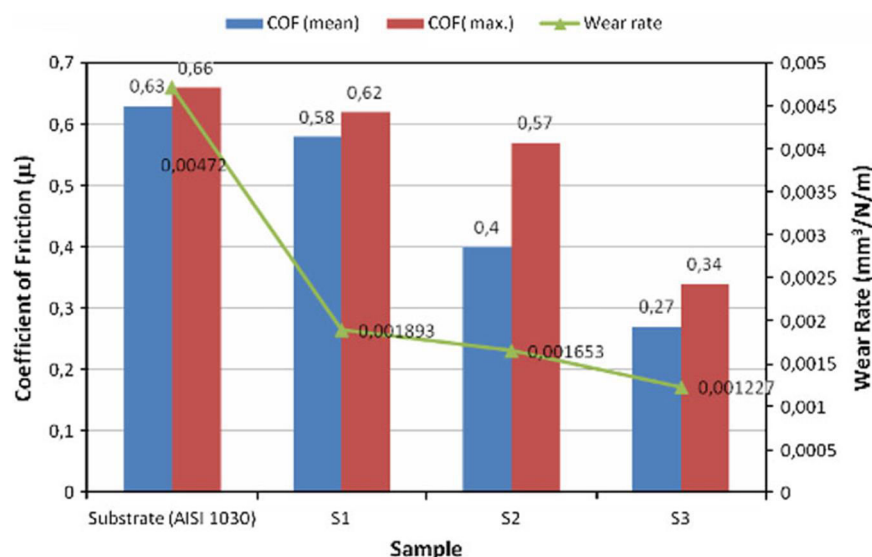
شکل ۲-۱۴: تصاویر میکروسکوپی سطح مقطع پوشش‌های NiCrBSi حاوی: (a) ۱۰٪ SiC، (b) ۲۰٪ SiC و (c) ۴۰٪ SiC [۱۷].

با توجه به نتایج XRD در شکل ۲-۱۵، به احتمال زیاد فازهای موجود شامل CrB_2 ، $\text{Cr}_3\text{Ni}_2\text{Si}$ و یا Cr_7C_3 باشد زیاد است. پوشش‌ها عمدتاً از ساختار مکعب مرکز دار (fcc) بر پایه $\gamma\text{-Ni}$ تشکیل شده است. این وضعیت یک ویژگی مشترک در همه پوشش‌های مبتنی بر نیکل است. الگوهای XRD پوشش همچنین وجود پیک‌های با شدت بسیار کم از فازهای Ni_4B_3 ، BNi_2 ، BNi_3 و SiC و Cr_7C_3 را نشان داده است. نتایج حاکی از آن است که فازهای موجود در پودرهای اولیه در ساختار پوشش‌ها همچنان باقی مانده است. نتایج تجزیه و تحلیل XRD و EDAX نشان می‌دهد که فاز عمده پوشش NiCrBSi-SiC ساختار آستنیت غنی از C، Cr، Ni و Si است.



شکل ۲-۱۵: الگوی پراش پرتو ایکس پوشش‌های NiCrBSi/SiC [۱۷].

در شکل ۲-۱۶ مقادیر مربوط به میانگین ضریب اصطکاک و نرخ سایش پوشش‌های پاشش حرارتی HVOF حاوی کاربید سیلیسیم مشخص شده است. حداکثر مقدار سختی حدود 831 Hv از پوشش ۳ بدست آمد، برای نمونه ۱ حدود 474 Hv و مقدار سختی برای پوشش ۲، 750 Hv است. با توجه به نتایج سختی سنجی، ضریب اصطکاک و مقادیر سرعت سایش کلیه نمونه‌هایی که به روش HVOF با $\text{NiCrBSi} + \text{SiC}$ پوشش داده شده‌اند، کمتر از زیر لایه تعیین شده است. نقش ذرات کاربید موجود در زمینه فلزی، مقاومت زمینه در برابر تغییر فرم و خراشیدگی می‌باشد لذا با افزایش درصد پودر SiC در پوشش‌ها، پوشش حاوی $40\% \text{ SiC}$ کم‌ترین نرخ سایش را در مقایسه با دیگر پوشش‌های بررسی شده دارد. افزایش سختی و توزیع یکنواخت ذرات در پوشش به دلیل افزایش مقدار پودر SiC این نتیجه را تحت تأثیر قرار داده است. نتایج نشان داد که اکسیدهای آهن ضعیفی که در طول انجام تست تشکیل شده و از بین می‌رود، تأثیر منفی بر ضریب اصطکاک و میزان سایش فولاد کم کربن SAE 1030 دارد.



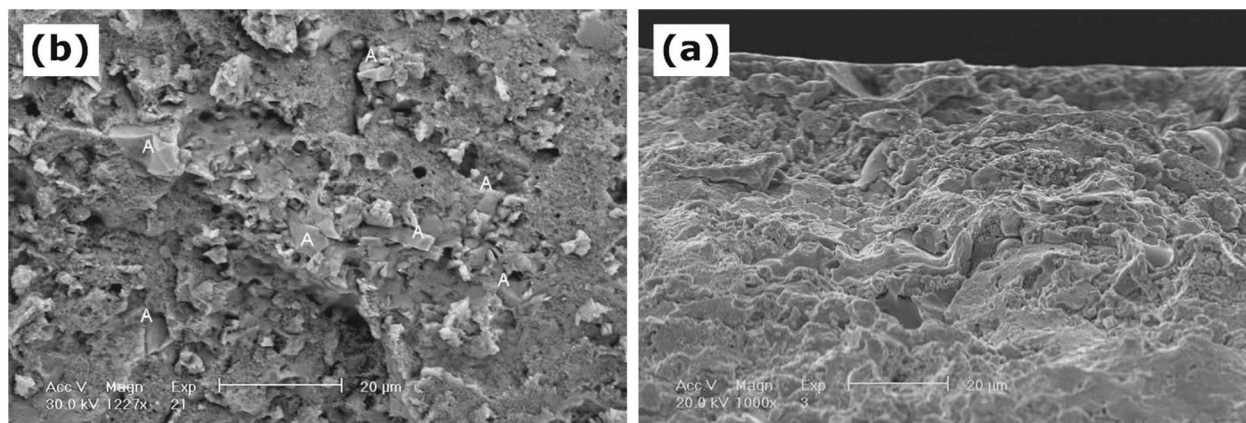
شکل ۲-۱۶: تغییرات ضریب اصطکاک و نرخ سایش پوشش‌های NiCrBSi حاوی مقادیر مختلف SiC [۱۷].

میراندا^۱ و همکاران [۱۸] در سال ۲۰۰۱ به بررسی تأثیر روش پوشش دهی بر ریز ساختار، مقاومت سایشی و خواص مکانیکی پوشش‌های ایجاد شده پرداختند. با دو روش پاشش حرارتی HVOF و پاشش شعله‌ای اکسی استیلن (powder flame spraying/pfs) پوشش‌های کامپوزیتی پایه نیکل حاوی تقویت کننده کاربید تنگستن ایجاد شد. در پاشش HVOF، ذرات تحت گرمایش متوسط قرار می‌گیرند و با سرعت مافوق صوت به لایه زیرین برخورد می‌کنند و منجر به تخلخل کم و پوشش‌های با چگالی بالا با ساختار لایه‌ای می‌شوند.

در شکل ۲-۱۷ ریزساختار مربوط به پوشش‌های HVOF و پاشش شعله‌ای حاوی ۷۰ درصد وزنی کاربید تنگستن مشاهده می‌شود. در فرآیند PFS^۲ ذرات تقریباً هم محور در زمینه ایجاد شده و تخلخل بالاتر نسبت به پوشش حاصل از فرآیند HVOF می‌باشد. مقادیر بالاتر تخلخل موجود در پوشش‌های PFS به دلیل پاشش ذرات با سرعت کم در مقایسه با سرعت مافوق صوت ذرات در فرآیند HVOF می‌باشد.

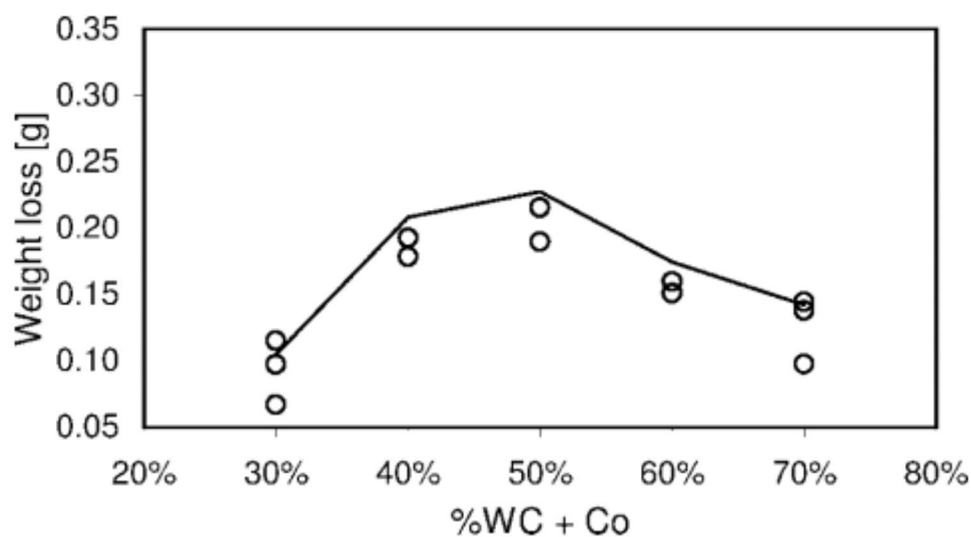
^۱ -Miranda

^۲ - powder flame spraying



شکل ۲-۱۷: تصاویر میکروسکوپی مربوط به پوشش حاوی ۷۰ درصد کاربید تنگستن ایجاد شده با دو فرآیند: (a) پاشش شعله‌ای پودری، (b) HVOF [۱۸].

در شکل ۲-۱۸ مقادیر سختی اندازه‌گیری شده برای پوشش‌های مختلف و میزان کاهش وزن اندازه‌گیری شده پس از انجام آزمون سایش آورده شده است. با توجه به نمودار با افزایش میزان کاربید تنگستن در زمینه، سختی پوشش نیز افزایش می‌یابد ولی همواره این افزایش در سختی به معنای افزایش مقاومت به سایش پوشش نمی‌باشد. افزایش کاربید تنگستن در ساختار تا میزان ۵۰ درصد سبب افزایش مقاومت به سایش پوشش می‌شود ولی در ادامه با افزایش بیشتر کاربید تنگستن مقاومت به سایش کاهش می‌یابد. این کاهش در مقاومت به سایش ناشی از افزایش در سختی و میزان ذرات کاربیدی سخت در زمینه و کاهش چقرمگی می‌باشد.



شکل ۲-۱۸: تغییرات میزان ماده ساییده شده از سطح پوشش در حین آزمون سایش بر حسب میزان حضور ذرات تقویت کننده [۱۸].

پوشش‌های حاصل از فرآیند HVOF بدلیل وجود سطح بالایی کاربید WC و همچنین بالاترین مقادیر سختی و کمترین تخلخل در مقایسه با پوشش‌های PFS مقاومت به سایش بیشتری نشان می‌دهند. با توجه به تحقیقات انجام شده برای کاربردهایی که به مقاومت در برابر سایش و لغزش در دمای عملیاتی حداکثر ۵۰۰ درجه سانتیگراد نیاز دارند، سرمتهای کاربید تنگستن، مطلوب هستند و در دماهای بالاتر به دلیل تجزیه کاربید تنگستن که باعث تخریب پوشش خواهد شد مناسب نیستند.

فصل سوم

مواد و روش انجام تحقیق

۳-۱ کلیات

با استفاده از مخلوط کن پودرهای کامپوزیتی مورد نیاز جهت انجام این پژوهش تهیه گردید. بدین منظور پودر NiCrBSi به همراه درصدهای مختلفی از پودر کاربید کروم (۱۰٪، ۲۰٪ و ۳۰٪ وزنی) مخلوط گردید. برای اعمال پوشش‌های مورد نظر از فلز مس به عنوان زیر لایه و روش پاشش حرارتی HVOF جهت پوشش استفاده شد. جهت بررسی خواص مکانیکی پوشش‌ها از جمله تخلخل، سختی و همچنین ریزساختار پوشش‌ها از آنها مقاطع عرضی تهیه و بعد از سنباده زنی و پولیش، توسط ریز سختی سنج ویکرز، آزمون‌های مورد نظر انجام گردید. برای بررسی رفتار اکسیداسیون پوشش‌های آماده شده، نمونه‌ها، تحت آزمون اکسیداسیون قرار گرفتند. بمنظور بررسی رفتار سایش داغ پوشش‌ها از آزمون گلوله روی دیسک استفاده شد.

در ادامه بررسی فازی پودرها و پوشش‌ها با استفاده از دستگاه پراش پرتو ایکس انجام گرفت. بمنظور بررسی شکل ظاهری و فازپایی پودرها و ریزساختار پوشش‌های تهیه شده، از میکروسکوب نوری و میکروسکوب الکترونی روبشی استفاده شد.

۳-۲ مواد اولیه

۳-۲-۱ مواد پوشش‌دهی

از پودرهای NiCrBSi و Cr_3C_2 با میانگین اندازه ذرات $45-15\mu m$ که تقریباً صد درصد کروی و با خلوص بالای ۹۹/۵ درصد، برای پوشش‌دهی به روش پاشش حرارتی HVOF استفاده شد. ترکیب شیمیایی این پودرها به ترتیب در جدول‌های ۳-۱ و ۳-۲ آورده شده است.

جدول ۳-۱: ترکیب شیمیایی پودر NiCrBSi.

Product Code	Hardness	Ni	Cr	B	Si	C	Fe	others
9062	57-62 HRC	Balance	15.5	2.9	4.3	0.7	4.2	-

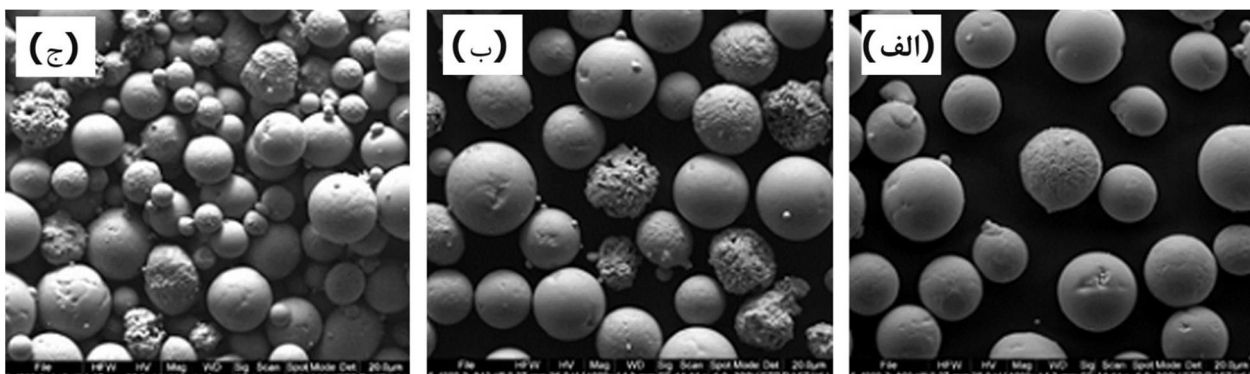
جدول ۳-۲: ترکیب شیمیایی پودر Cr_3C_2 .

GTV No	Grain size	Spray Process	Ni	C	Cr	others
80.81.1	45 - 15 μm	HVOF- APS	20	10	bal	-

پودرها با توجه به طراحی آزمون‌ها و اهداف آزمایش‌ها با درصدهای مختلف و مورد نیاز با یکدیگر توسط مخلوط‌کن مخلوط شدند. پودر NiCrBSi به عنوان پودر پایه لحاظ گردید و با ترکیب‌های متفاوتی از Cr_3C_2 مخلوط و آماده شد. فرآیند آماده سازی پوشش‌ها مطابق جدول ۳-۳ انتخاب شد.

جدول ۳-۳: فرآیند آماده سازی پوشش‌ها.

شماره نمونه	ماسه پاشی	بدون حضور (Cr_3C_2)	۱۰ درصد (Cr_3C_2)	۲۰ درصد (Cr_3C_2)	۳۰ درصد (Cr_3C_2)
۱	*	*			
۲	*		*		
۳	*			*	
۴	*				*



شکل ۳-۱: تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از پودر $NiCrBSi/Cr_3C_2$ استفاده شده در این پژوهش
الف) حاوی ۱۰ درصد کاربیدکروم، ب) حاوی ۲۰ درصد کاربیدکروم، ج) حاوی ۳۰ درصد کاربیدکروم.

۳-۲-۲ زیرلایه و آماده سازی زیرلایه

برای انجام تست‌های مورد نیاز جهت ارزیابی پوشش‌ها، بر اساس استانداردهای مورد استفاده، نیاز به اشکال متفاوتی از زیر لایه است. نمونه‌های آزمون سایش بر اساس استاندارد ASTM-G99 به شکل دیسک‌هایی از جنس مس به قطر ۵۰ mm و ضخامت ۵ mm تهیه شدند. بمنظور بررسی‌های ریزساختاری و آزمون‌های مکانیکی مانند چسبندگی، چقرمگی شکست و سختی از مرکز دیسک‌های پوشش‌دهی شده، نمونه‌هایی با ابعاد $7 \times 7 \times 5 \text{ mm}^3$ توسط دستگاه وایر کات خارج شدند.

سطح زیرلایه به منظور ایجاد سطحی صاف و هموار، سنگ‌زنی شد. به منظور افزایش چسبندگی پوشش به زیرلایه، قبل از پوشش دهی، سطح نمونه‌ها توسط SiC ماسه پاشی شدند. پارامترهای ماسه پاشی مطابق جدول ۳-۴ در نظر گرفته شد. به منظور حذف چربی‌ها و ماسه‌های باقیمانده پس از ماسه پاشی، سطح نمونه‌ها با الکل و برس تمیزکاری شد.

جدول ۳-۴: پارامترهای ماسه پاشی.

زاویه (درجه)	فشار (bar)	فاصله نازل از نمونه (cm)	شماره مش	نوع ماسه
۸۰	۸-۹	۵	۱۶	SiC

۳-۳ فرآیند پوشش دهی

با توجه به آزمایش‌های انجام شده توسط دیگر محققان، پارامترهای اصلی فرآیند پاشش حرارتی HVOF، نرخ فلوی سوخت، نرخ تزریق پودر، نرخ فلوی اکسیژن و فاصله پاشش می‌باشند [۱۳]. پوشش دهی نمونه‌ها با استفاده از دستگاه HVOF موجود در شرکت پلاسماتک اصفهان انجام شد. دستگاه مذکور با نام تجاری jp5000 می‌باشد. این فرآیند یکی از روش های حرارتی است که در آن از احتراق سوخت (پروپان، پروپیلین، هیدروژن، کروسین یا نفت سفید) به همراه اکسیژن به عنوان منبع گرمایی استفاده می شود. در این روش طراحی خاص نازل سبب انبساط گاز و سرعت گرفتن آن به میزان بیش از سرعت صوت می شود. به دلیل سرعت بسیار بالای برخورد ذرات به سطح قطعه، پوشش حاصله با این روش، دارای استحکام چسبندگی بسیار خوب تخلخل کم و دانسیته‌ی نزدیک به تئوری است. همچنین سرعت بالای پرتاب ذرات موجب کوتاه شدن زمان ماندن آنها در شعله و در نتیجه کاهش اکسیداسیون و آلودگی آنها می شود. در این سیستم‌ها سوخت قبل از ورود به محفظه احتراق در یک سیستم مخلوط کننده به خوبی با یکدیگر مخلوط و با فشار بسیار زیاد به سمت محفظه احتراق هدایت می‌شود. پارامترهای فرایند پوشش دهی پاشش حرارتی در جدول ۳-۵ آورده شده است. تعداد پاس و سرعت حرکت روبشگر برای نمونه‌ها یکسان انتخاب شد.

جدول ۳-۵: پارامترهای پوشش دهی (HVOF).

نرخ تزریق سوخت (ml/min)	نرخ تزریق اکسیژن (l/min)	نرخ تزریق پودر (gr/min)	سرعت حرکت اسکرن (m/s)	فشار گاز حامل (bar)	فشار محفظه احتراق (bar)	قطر نازل (inch)	فاصله پاشش (cm)
۳۸۰	۹۰۰	۸۰	۱/۵	۶	۷	۶	۳۷

۳-۴ متالوگرافی

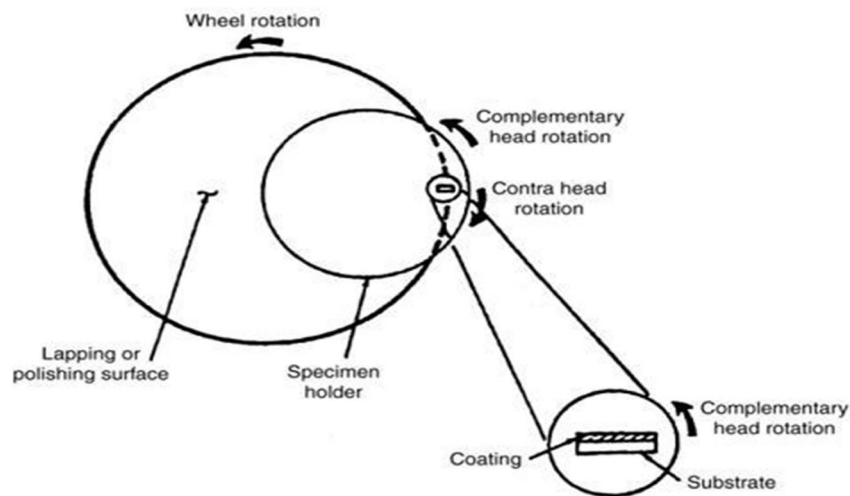
ریزساختار مواد به عنوان عامل اصلی تعیین کننده خواص فیزیکی و مکانیکی مواد بوده است. ریزساختار مواد می تواند بر روی خواصی مانند استحکام، چقرمگی، انعطاف پذیری، سختی، مقاومت در برابر خوردگی، رفتار مکانیکی در درجه حرارت بالا یا پایین و مقاومت در برابر سایش تأثیر بگذارد.

بمنظور بررسی ساختار داخلی پوشش ها از نمونه های پوشش داده شده، مقاطع عرضی تهیه و آماده سازی نمونه های متالوگرافی مطابق با استاندارد ASTM E1920 انجام شد. بر مبنای استاندارد، نمونه متالوگرافی باید از قسمتی از نمونه تهیه شود که بیانگر تمامی خصوصیات نمونه اصلی باشد.

۳-۴-۱ برش، مانت، سنباده زنی و پولیش

بعد از انتخاب نمونه مناسب برای کار، برای رسیدن به سطحی مناسب مراحل طی می شود که به طور کلی شامل مواردی مثل مقطع زدن، مانت کردن، سنباده کشیدن، پولیش کردن و اچ می شود. در پایان قطعه آماده شده برای آنالیز میکروسکوپی فرستاده می شود.

برای برش نمونه ها از دستگاه وایر کات استفاده شد. در طول زمان بریدن، نمونه باید با خنک کننده مناسب خنک تا از افزایش دمای پوشش جلوگیری شود. نمونه های متالوگرافی قبل از سنباده زنی نیاز به مانت گرم فشاری دارند تا هم سنباده زنی لبه ها مناسب باشد و همچنین از جدا شدن پوشش از زیر لایه جلوگیری بعمل آید. دمای محفظه مانت در حین مانت کردن باید ۱۵۰-۱۳۰ درجه سانتیگراد و فشار آن در حدود ۲۸ MPa در نظر گرفته شود. طبق استاندارد برای مرحله اول سنباده زنی از سنباده شماره ۴۰۰ به بالا استفاده شد. بمنظور جلوگیری از کنده شدن اسپلت ها از سطح پوشش یا جدا شدن پوشش از زیر لایه و حفظ مناسب پوشش در حین سنباده زنی، باید جهت قرار گرفتن نمونه بر سطح سنباده به گونه ای باشد که زیر لایه پشت پوشش قرار گرفته و نقش تکیه گاه را برای پوشش ایفا کند. جهت از بین بردن اثر سنباده های زبر، سنباده های نرم تر به ترتیب در مدت زمان و نیروی مشخص استفاده شدند. و سپس با استفاده از پودر آلومینا، نمونه ها پولیش نهایی شدند. شماتیکی از نحوه قرار گیری نمونه بر روی صفحه سنباده در شکل ۳-۲ آورده شده است.



شکل ۳-۲: موقعیت نمونه نسبت به سنباده و جهت حرکت آن.

۳-۵ آزمون سختی سنجی پوشش

پارامترهای مختلف از جمله دما، نرخ کرنش، اندازه دانه، جهت‌های بلوری (در تک بلورها)، ترکیبات آلیاژی و غیره بر سختی مواد تاثیرگذارند. این قابلیت را می‌توان در مواد با عملیات‌های حرارتی یا روش‌های مختلف تغییر داد. برای مثال کاهش اندازه دانه‌ها در مواد، باعث افزایش سختی آن‌ها می‌شود. طبق استاندارد ASTM-E384 آزمون ریزسختی‌سنجی انجام شد. استاندارد مذکور، آزمون‌های ریزسختی‌سنجی که با فرورونده ویکرز در محدوده اعمال بار بین ۱ تا ۱۰۰۰ گرم انجام می‌شود را در بر می‌گیرد. برای بالا بردن دقت سختی سنجی و جلوگیری از خطای اندازه‌گیری، سطح نمونه‌ها به طوریکه کرنش در پوشش ایجاد نشود تا سنباده شماره ۲۰۰۰ سنباده زنی و پولیش شد. سختی سنجی نمونه‌ها در مقیاس سختی سنجی ویکرز با استفاده از دستگاه DURAMIN ساخت کشور دانمارک موجود در مجتمع صنعتی اسفراین با نیروی اعمالی ۳۰۰ گرم و زمان اعمال نیرو ۱۵ ثانیه در نظر گرفته شد. جهت کاهش خطا و افزایش ضریب اطمینان حداقل ۱۰ بار سختی سنجی از هر نمونه انجام و نتایج به صورت میانگین گزارش شد. برای این که تأثیرات کارسختی و ترک‌های احتمالی تا حد امکان حذف شود فاصله نقاط اعمال نیرو در حدود ۱۰ برابر سطح اثر در نظر گرفته شد.

۳-۶ آزمون زبری سنجی

زبری یکی از مولفه‌های مهم در تعیین نحوه واکنش اجسام واقعی با محیط اطراف است. در تریبولوژی، سطوح زبر، زودتر ساییده می‌شوند و ضریب اصطکاک بیشتری نسبت به سطوح صاف دارند. زبری یک از مولفه‌های مهم در تعیین عمر قطعات مکانیکی است، چرا که ناهمواری‌های سطح معمولاً محل ایجاد و شروع ترک و شکست قطعه هستند. زبری می‌تواند باعث بهبود قدرت چسبندگی دو سطح به یکدیگر یا به جزئی دیگر شود.

به منظور بررسی زبری سنجی پوشش‌ها از دستگاه زبری سنج KAIRDA مدل KR220 موجود در دانشگاه فنی و مهندسی اسفراین استفاده شد. این دستگاه از سیستم‌های زبری سنج تماسی است که دارای یک پوششگر بسیار حساس می‌باشد که با حرکت آن بر سطح پوشش زبری آن را گزارش می‌کند. عدد گزارش شده توسط این دستگاه زبری میانگین (Ra) می‌باشد. زبری سطح نمونه‌ها با استفاده از این دستگاه بعد از پوشش‌دهی ارزیابی شد. برای جلوگیری از خطا، اندازه گیری زبری در ۳ جهت انجام شد و میانگین آن‌ها به عنوان زبری میانگین گزارش شد.

۳-۷ تخلخل سنجی پوشش

اندازه گیری میزان تخلخل پوشش یکی از مهم‌ترین مشخصه‌یابی‌های مربوط به پوشش‌های پاشش حرارتی می‌باشد. روش‌های مختلفی برای اندازه گیری تخلخل پوشش‌های پاشش حرارتی پیشنهاد شده است که در بین آن‌ها آنالیز تصویری یک روش قابل اعتماد برای اندازه گیری آن به شمار می‌رود. در صورتی که از تصاویر با کیفیت استفاده شود تخلخل در ساختار پوشش به آسانی با استفاده از آنالیز تصویری مشخص می‌شود [۱۹]. تخلخل سنجی پوشش‌ها با استفاده از استاندارد ASTM E2109 انجام گرفت. به منظور اندازه گیری تخلخل، تصاویر میکروسکوب الکترونی از یک نمونه پولیش شده که از یک نقطه توسط آشکارگرهای الکترون ثانویه و الکترون برگشتی در بزرگنمایی ۱۰۰۰ برابر بدست می‌آید، استفاده می‌شود. از مقایسه و تطابق این تصاویر با یکدیگر، تخلخل‌ها شناسایی و میزان تخلخل پوشش‌ها با ارزیابی این تصاویر به وسیله نرم افزار آنالیز تصویری Image J محاسبه شد.

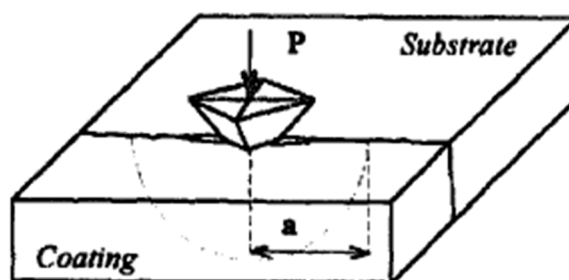
۳-۸ آزمون چقرمگی شکست

به منظور تعیین چقرمگی شکست پوشش‌ها از سختی سنج ویکرز ساخت شرکت Bareiss کشور آلمان موجود در دانشکده مکانیک دانشگاه صنعتی شاهرود استفاده شد. جهت مشخص شدن نیروی بحرانی، اعمال نیروهای مختلف تا زمان ایجاد ترک در اطراف حفره لوزی شکل ناشی از فرورونده دستگاه ادامه دارد. برای انجام این آزمون نمونه‌های پوشش داده شده ابتدا مقطع زده شده، سپس سنباده زنی و پولیش شدند. نیروهای ۱۰، ۲۰، ۳۰، ۵۰، ۱۰۰ و ۱۵۰ نیوتن با استفاده از فرورونده ویکرز و با زمان اثر ۱۵ ثانیه بر سطح

نمونه‌ها اعمال گردید. اعمال نیروها تا زمانی ادامه خواهد داشت که اولین ترک‌ها در نوک سطح اثر مشاهده شود آن نیرو به عنوان نیروی بحرانی انتخاب می‌شود. نتایج ارائه شده میانگین نتایج ۳ مرتبه آزمایش در موقعیت‌های اتفاقی هستند. با توجه به ماهیت لایه‌ای پوشش‌های پاشش حرارتی ترک معمولاً موازی فصل مشترک پوشش و زیر لایه رشد می‌کند. به همین دلیل فرورونده به گونه‌ای بر سطح نمونه اعمال می‌شود تا یک قطر آن موازی فصل مشترک پوشش و زیر لایه باشد. پس از بررسی نقطه اثر فرورونده در زیر میکروسکوپ، طول ترک‌ها اندازه گیری شد. برای محاسبه چقرمگی شکست با استفاده از طول ترک، قطر فرورونده و بار اعمالی، از مدل ایوانس و ویلشو^۱ [۲۰] و مطابق با رابطه زیر محاسبه می‌شود.

$$K_c = 0.079 \left(\frac{p}{a^{3/2}} \right) * \log \left(\frac{4.5a}{c} \right) \quad (۱-۳)$$

که p نیروی وارده از طرف فرو رنده بر حسب نیوتن، a نصف قطر فرورفتگی (بر حسب متر)، و c طول ترک از مرکز فرورفتگی (بر حسب متر) است. این رابطه در محدوده‌ای قابل قبول است که نسبت c به a بین ۰/۶ تا ۴/۵ باشد. برخی از محققین بر این باورند که برای ارزیابی چسبندگی پوشش نیز می‌توان از این روش استفاده کرد [۲۱]. با این تفاوت که فرورونده باید به گونه‌ای بر سطح مقطع اعمال نیرو نماید که یکی از قطرهای آن دقیقاً بر فصل مشترک منطبق باشد. امروزه آزمون فروبری در فصل مشترک بطور گسترده‌ای برای اندازه گیری استحکام چسبندگی پوشش‌های پاشش حرارتی استفاده می‌شود.



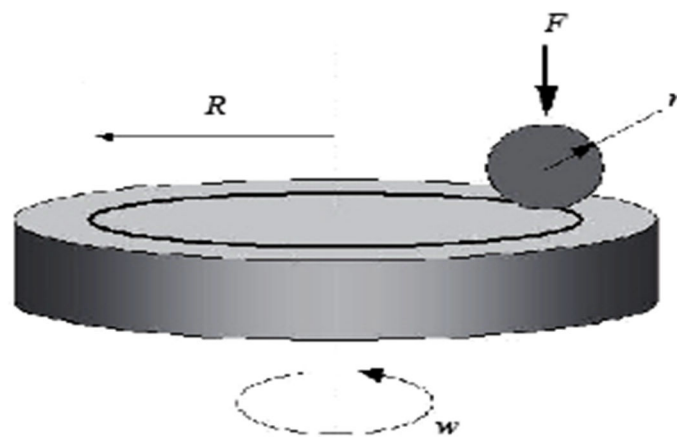
شکل ۳-۳: اصول تست چسبندگی، P بار اعمالی توسط فرورنده، a شعاع ترک.

^۱ - Evans and Wilshaw

۳-۹ آزمون سایش

عواملی همچون متغیرهای متالورژیکی نظیر سختی، چقرمگی، ساختار میکروسکوپی و ترکیب شیمیایی و همچنین مواد در حال تماس (نظیر ساینده ها و مشخصات آنها) نوع و روش بارگذاری، سرعت، دما، زمان، خشونت سطحی، روانکاری و خوردگی بروی پدیده سایش تاثیر گذار هستند.

به منظور بررسی رفتار تریبولوژیکی پوشش‌ها، از استاندارد ASTM-G99 استفاده شد. اساس این روش حرکت یک گلوله بر روی یک دیسک می‌باشد. در این آزمون سایش مواد از طریق اندازه گیری کاهش وزن و کاهش حجم ارزیابی می‌شوند. در این آزمون از گلوله آلومینا (کروندم) به قطر ۷ mm و با سختی HV ۲۱۰۰، نیروی اعمالی ۱۰ N، دیسک متحرک با سرعت ۰/۰۸ m/s استفاده شد. آزمون سایش دما بالا در مسافت ۹۰۰ متر و دمای ۵۵۰ درجه سانتیگراد در شرکت تجهیز صنعت نصر اصفهان انجام شد. بر طبق استاندارد نمونه‌ها و گلوله دقیقاً قبل از انجام آزمون، با محلول‌های غیر کلریدی و محلول‌هایی که فیلم اکسیدی تشکیل نمی‌دهند شست‌وشو و خشک می‌شوند. باید دقت شود تا آلودگی‌ها و ذرات خارجی به طور کامل از سطح دیسک حذف گردد. برای نمونه‌های متخلخل مثل پوشش‌های پاشش حرارتی خشک کردن باید با دقت بیشتری انجام شود تا محلولی که درون تخلخل‌ها وجود دارد به طور کامل خشک شود. شماتیکی از این روش در شکل زیر مشاهده می‌شود.



شکل ۳-۴: نمایی از آزمون گلوله بر روی دیسک.

۳-۱۰ آزمون اکسیداسیون دمای بالا

به منظور انجام آزمون اکسیداسیون سیکلی، محققین راه‌های مختلفی را به علت نبود آزمون استاندارد جهانی

برگزیده‌اند که البته کلیات آنها مشابه است اما تفاوت‌های جزئی در روش انجام دارند. تفاوت‌هایی که در روش انجام آزمون اکسیداسیون وجود دارد، فضا و امکانات موجود برای آزمایش، اهمیت آزمایش و نیز نتایجی است که با توجه به عنوان پژوهش قابل تحلیل باشد. در این پژوهش با توجه به امکانات موجود و اهداف پژوهش از روش آزمون اکسیداسیون سیکلی در کوره با اتمسفر محیط به همراه خنک کردن در کوره استفاده شد. به منظور انجام آزمون اکسیداسیون سیکلی، سه سیکل متفاوت با دماهای ۵۰۰، ۶۰۰ و ۷۰۰ درجه سانتیگراد انتخاب شدند. زمان چرخه سیکل اکسیداسیون ۵۰ ساعت در نظر گرفته شد. جهت انجام آزمون اکسیداسیون سیکلی از کوره المنتی ساخت شرکت آذر کوره مدل F11L موجود در دانشکده شیمی و مواد دانشگاه صنعتی شاهرود استفاده شد.

کوره مورد استفاده توانایی رسیدن به دمای ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد را دارا می‌باشد. نمونه‌های آزمون اکسیداسیون، پس از کالیبراسیون و همگن شدن دمای کوره به نحوی درون کوره قرار گرفته که تقریباً در وسط کوره باشند. نمونه‌ها قبل از قرار گرفتن درون کوره بوسیله حمام التراسونیک شستشو داده شده و درون آون با دمای ۶۰ درجه به مدت ۱ ساعت خشک شد. سپس نمونه‌ها با ترازویی با دقت ۰/۱ میلی گرم توزین شده و سپس درون کوره قرار داده شد. جهت کاهش خطای اندازه‌گیری قبل و بعد از آزمون اکسیداسیون هر نمونه ۵ بار توزین شده و مقدار میانگین آنها به عنوان معیار گزارش شد.

۳-۱۱ ارزیابی ریزساختاری

۳-۱۱-۱ آنالیز فازی به روش پراش اشعه ایکس

جهت شناسایی فازهای موجود در پوشش، قبل و بعد از آزمون اکسیداسیون از پرتو پراش اشعه ایکس (XRD) استفاده شد. آزمایش‌های پراش پرتوی ایکس با استفاده از دستگاه پراش پرتو ایکس مدل PW1730 ساخت کمپانی PHILIPS موجود در شرکت بیم گستر تابان تهران انجام گرفت. الگوی پراش اشعه ایکس نموداری از شدت اشعه ایکس پراکنده شده از نمونه در زوایای مختلف است. آشکار ساز در محوری دایره‌ای به دور نمونه می‌چرخد. موقعیت آشکار ساز بر اساس زاویه 2θ ثبت می‌شود (زاویه بین پرتو ورودی به آشکار ساز و پرتو ابتدایی، 2θ است). در هر گام، آشکار ساز پرتوهای ایکس پراکنده شده را ثبت می‌نماید. هر فاز الگوی پراش مخصوص به خود را ایجاد می‌کند. هر فاز یک آرایش اتمی و شیمیایی خاص است. ثبت الگوهای پراش با استفاده از پرتو $\text{CuK}\alpha$ تکفام با طول موج $1/54056 \text{ \AA}$ تولید شده در ولتاژ کاری 40 KV و جریان 30 mA ، با اندازه گام $0/05$ درجه و زمان توقف در هر گام ۱ ثانیه و محدوده روبش (2θ) بین $10-80$ درجه انجام گرفت.

۳-۱۱-۲ بررسی میکروسکوپی

بررسی مورفولوژی پودر و ریزساختار سطح مقطع پوشش‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل SEM Philips XL30 موجود در شرکت پرتو رایان رستاک تهران، میکروسکوپ الکترونی روبشی Zeiss مدل Sigma 300-HV ساخت کشور آلمان موجود در دانشگاه صنعتی شاهرود و میکروسکوپ نوری مدل BX51M ساخت کمپانی OLYMPUS موجود در مجتمع صنعتی اسفراین انجام شد.

در میکروسکوپ‌های الکترونی روبشی با برخورد پرتو الکترونی با اتمهای سطح نمونه و آشکارسازی الکترون‌های ثانویه ناشی از یونیزاسیون اتمهای سبک در سطح نمونه و نیز الکترونهای برگشتی ناشی از برخورد الاستیک با هسته‌های اتم‌های سنگین سطح نمونه و همچنین طیف نگاری اشعه ایکس تولید شده می‌توان به تصاویر و طیفهایی رسید که بیانگر اتمهای تشکیل دهنده سطح نمونه می‌باشند.

نامگذاری نمونه‌های حاصل از این پژوهش در جدول ۳-۶ ارائه شده است.

جدول ۳-۶: نامگذاری نمونه‌ها.

شرایط	نمونه
زیرلایه مسی	Cu
نمونه با پوشش NiCrBSi	N0C
نمونه با پوشش NiCrBSi و ۱۰ درصد Cr_3C_2	N10C
نمونه با پوشش NiCrBSi و ۲۰ درصد Cr_3C_2	N20C
نمونه با پوشش NiCrBSi و ۳۰ درصد Cr_3C_2	N30C

فصل چہارم

نتایج و بحث

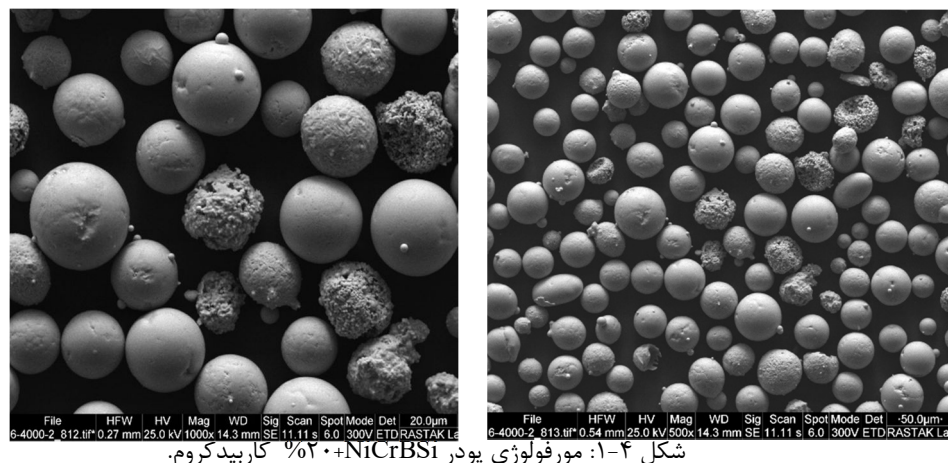
۴-۱ کلیات

همان طور که در فصول قبلی اشاره شد، هدف از انجام این پژوهش، تهیه پوشش کامپوزیتی NiCrBSi- Cr_3C_2 با ترکیبات مختلف به روش پاشش حرارتی HVOF بر روی زیر لایه مسی، و بررسی خواص مکانیکی و مورفولوژی سطح پوشش‌ها می‌باشد. بدین منظور پودر کامپوزیتی که دارای خصوصیات مناسب جهت پاشش حرارتی به روش HVOF تهیه و مورد ارزیابی قرار گرفت. در ادامه فرایند برای رسیدن به پوشش‌های با کیفیت، با انتخاب پارامترهای بهینه HVOF پوشش‌های مورد نظر بر روی زیرلایه مسی اعمال شدند. ابتدا مشخصه یابی های مرسوم برای پوشش‌های پاشش حرارتی بر روی آنها انجام شد و در ادامه سایش دمای بالا، رفتار اکسیداسیون پوشش‌های مورد نظر و خواص مکانیکی پوشش‌ها مورد ارزیابی قرار گرفت. در این فصل به ارزیابی نتایج حاصل، به صورت گام به گام پرداخته شده است.

۴-۲ ارزیابی مواد اولیه

مورفولوژی، توزیع، شکل و اندازه ذرات پودر از مهمترین پارامترهای مؤثر بر کیفیت پوشش‌های حاصل از فرایند پاشش حرارتی HVOF می‌باشد. توزیع یکنواخت ذرات سرامیکی در زمینه فلزی یکی دیگر از پارامترهای مهم در پودرهای کامپوزیتی مورد استفاده در پاشش حرارتی است. پودرهای با مورفولوژی کروی معمولاً بهترین کیفیت را ارائه می‌دهند و هرچه توزیع ذرات پودر یکنواخت‌تر باشد کیفیت پوشش بهبود می‌یابد. افزایش اندازه ذرات پودر پاشش حرارتی پارامتری منفی لحاظ می‌شود زیرا افزایش اندازه ذرات پودر باعث می‌شود که حرارت کافی برای ذوب شدن آنها در حین پاشش تأمین نشود و ذرات به صورت ذوب نشده به سطح زیرلایه برخورد نمایند. و همچنین افزایش وزن ذرات تأثیر منفی بر سرعت ذرات در حین پاشش خواهد داشت [۱۹]. برخورد ذرات در حالت ذوب نشده و با سرعت کم باعث می‌شود که اولاً ذرات پودر پس از برخورد با سطح زیرلایه از سطح آن جدا شوند و به اطراف پراکنده شوند. ثانیاً وجود ذرات ذوب نشده که با سرعت کم به سطح پوشش برخورد کرده‌اند باعث افزایش تخلخل و زبری پوشش می‌شود. پودر مناسب برای پاشش حرارتی علاوه بر خصوصیات مطرح شده و خواص مکانیکی مناسب باید پایداری حرارتی مناسبی نیز دارا باشد. پایداری حرارتی باعث می‌شود که در حین پاشش، پودر رشد دانه قابل ملاحظه‌ای نداشته باشد.

تصویر میکروسکوپ الکترونی پودر $\text{NiCrBSi-Cr}_3\text{C}_2$ که حاوی ۲۰ درصد وزنی کاربید کروم است در شکل ۴-۱ نشان داده شده است. ابعاد پودرها در محدوده مناسب ($15-45\mu\text{m}$) برای پوشش دهی با فرایند HVOF می باشد.



شکل ۴-۱: مورفولوژی پودر $\text{NiCrBSi}+20\%$ کاربید کروم.

مورفولوژی ذرات پودر تأثیر مستقیمی بر سیلان پودر دارد و هرچه پودر کروی تر باشد بهتر جریان یافته و مشکلاتی مانند گیر کردن پودر در سیستم پاشش و غیر یکنواختی در تغذیه آن و در نتیجه غیر یکنواختی در ضخامت پوشش ها و ترکیب آنها در نواحی مختلف کمتر و در نتیجه شاهد پوششی کاملاً یکنواخت و با کیفیت خواهیم بود. چنانچه پودر کاربید کروم بجای مورفولوژی کروی، گوشه دار باشد به دلیل وجود لبه و جذب گرما در این نواحی به صورت موضعی ذوب رخ خواهد داد که می تواند تأثیر منفی بر تخلخل نیز داشته باشد.

۴-۳ ارزیابی فرایند پاشش حرارتی

بصورت خلاصه می توان گفت که ذرات پودر در حین پاشش حرارتی، بسته به شرایط و پارامترهای پاشش مانند اندازه و مورفولوژی پودر، دما، سختی زیرلایه، انرژی سینتیکی ذرات پودر، سرعت و پایداری حرارتی پودرها به صورت مذاب، نیمه مذاب و ذوب نشده، در پوشش های پاشش حرارتی ظاهر می شوند [۲۱]. کروی بودن ذرات پودر اولیه جهت پاشش حرارتی پارامتری مثبت است چرا که سیالیت پودر حفظ شده و در نهایت پوششی یکنواخت و با خلل و فرج و تخلخل کم حاصل می شود. در فرایند HVOF به منظور رساندن سرعت ذرات مذاب و نیمه مذاب ایجاد شده به سرعتی بسیار بالا از انرژی سینتیکی حاصل از فشار گاز ناشی از احتراق استفاده می شود. بنابراین در هنگام برخورد ذرات به سطح، سرعت و دمای بالا باعث تغییر فرم آنها می شود و بسته به پارامترهای پوشش دهی تغییر فرم یافته و به موازات فصل مشترک پوشش و زیرلایه

قرار می‌گیرند. این لایه‌ها معمولاً کاملاً شکل سطح را به خود می‌گیرند و به آن می‌چسبند. این پوشش‌ها دارای ذرات ذوب شده، نیمه ذوب شده، ذوب نشده، تخلخل و اکسید هستند [۲۲،۲۳].

با توجه به شرایط پودرهای مورد استفاده و پارامترهای پاشش حرارتی، پوشش‌ها بدست آمده کاملاً متراکم و یکنواخت می‌باشند. پودر تجاری به دلیل مورفولوژی کروی و توزیع ذرات نسبتاً یکنواخت، در حین پاشش شرایط مناسبی را برای رسیدن به سطوح متراکم و یکنواخت ایجاد می‌کند.

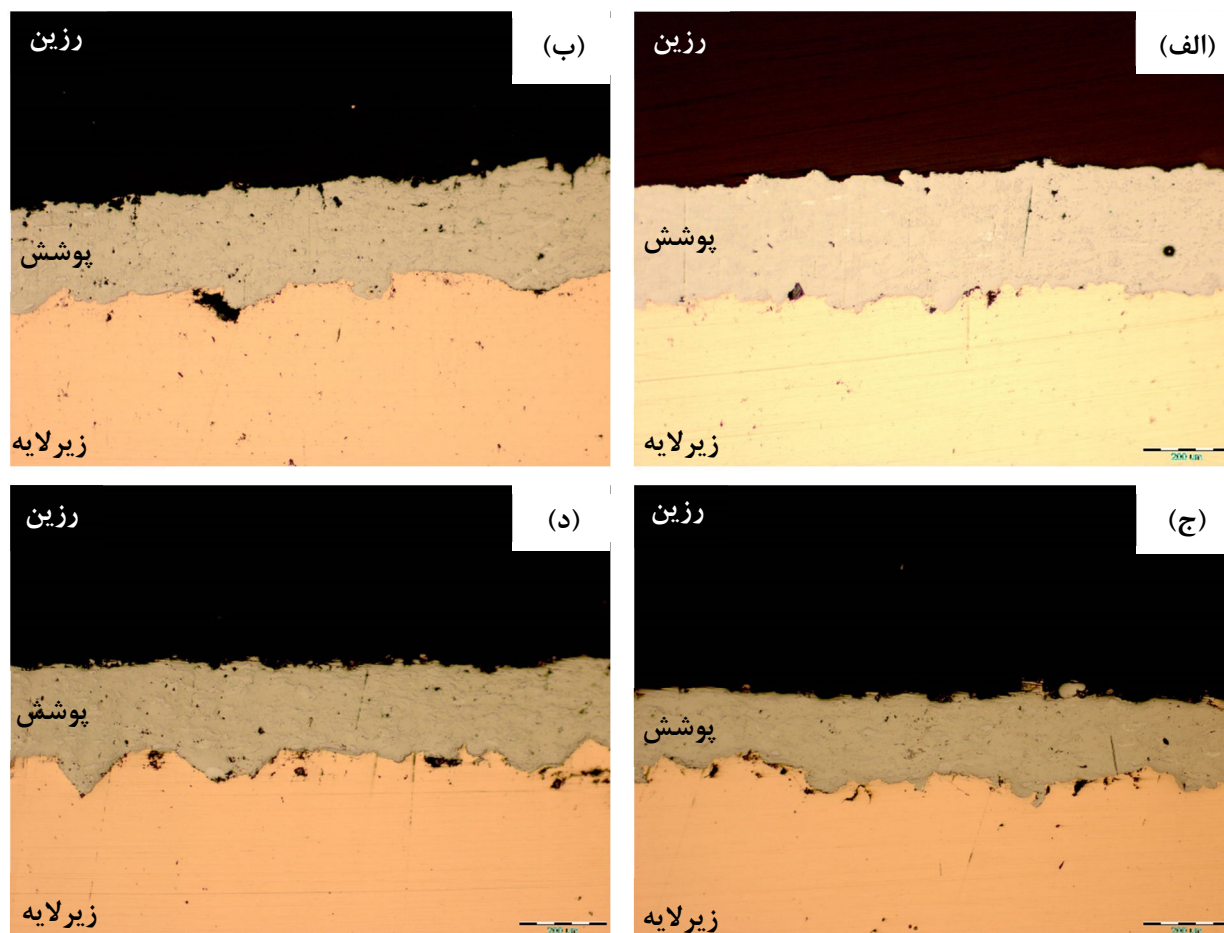
۴-۴ بررسی نتایج آزمون‌ها

۴-۴-۱ بررسی ریزساختاری و فازی پوشش‌ها

شکل ۴-۲ تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع پوشش‌های مختلف بر روی زیرلایه مسی را نشان می‌دهد. ناحیه پایین این شکل‌ها مربوط به زیرلایه، ناحیه بالا مربوط به مانت (رزین) نمونه‌ها و ناحیه میانی این عکس‌ها مربوط به پوشش ایجاد شده بر روی زیرلایه می‌باشد. همانطور که مشاهده می‌شود ضخامت پوشش در نمونه‌ها حدود ۱۸۰ تا ۲۰۰ میکرومتر است. همچنین از سطح مقطع پوشش‌ها مشاهده می‌شود که پوشش‌های مختلف ایجاد شده بر روی زیرلایه مسی کاملاً متراکم، یکنواخت و تقریباً عاری از تخلخل، خلل و فرج، و ذرات اکسیدی می‌باشند. در روش پاشش حرارتی به دلیل انرژی سنتیکی بالای ذرات پودر، ذرات دچار تغییر شکل پلاستیک شدیدی می‌شوند که این امر سبب شکل‌گیری یک پوشش کاملاً یکنواخت و متراکم می‌گردد [۲۴].

براساس تحقیقات انجام شده توسط یکی از پژوهشگران بر روی پودرهای پاشش حرارتی MCrAlY، نشان داده شد که به علت سرعت بالای انجماد در تولید این پودرها به روش اتمیزه، ساختار آنها بسیار ریز می‌باشند و رسوبات موجود در این پودرها ابعاد بسیار ریزتری دارند. این ساختار ریز در روش پاشش حرارتی HVOF که دارای انجماد غیرتعادلی می‌باشد، حفظ می‌شود [۲۵،۲۶].

در ناحیه فصل‌مشترک بین پوشش‌ها و زیرلایه مشاهده می‌شود که تقریباً هیچ‌گونه ناپیوستگی و خلل و فرج وجود ندارد و به دلیل انجام فرآیند ماسه‌پاشی بر روی زیرلایه مسی قبل از اعمال پوشش، اتصال مکانیکی خوبی بین پوشش و زیرلایه برقرار شده است. از سوی دیگر به دلیل آنکه در روش HVOF ذرات پودر در هنگام برخورد با سطح زیرلایه دارای سرعت بالای و دمای مناسبی می‌باشند، تقریباً همه تو رفتگی‌های موجود بر روی سطح زیرلایه توسط ذرات پودرهای پوشش پر شده است. تأثیر این قفل‌های مکانیکی در نتایج آزمون چسبندگی قابل مشاهده است. عدم حضور ذرات ذوب نشده و تخلخل کم در لایه‌های پوششی ایجاد شده بر روی زیرلایه مسی نشان‌دهنده ذوب و سیلان کافی پودرها در فرآیند پاشش حرارتی HVOF می‌باشد [۲۷].

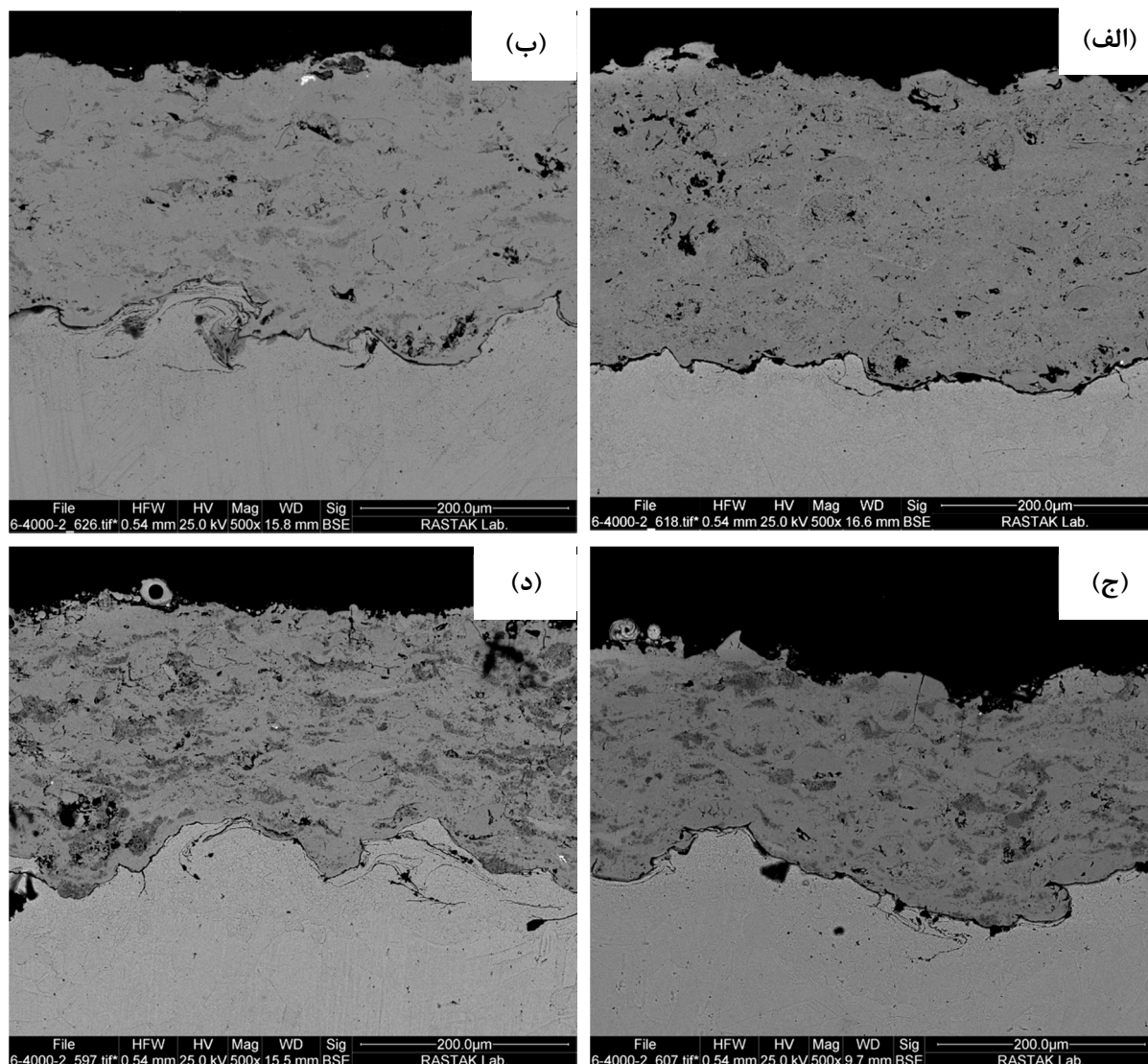


شکل ۴-۲: تصاویر میکروسکوپ نوری، (الف) نمونه N0C، (ب) نمونه N10C، (ج) نمونه N20C، (د) نمونه N30C.

با توجه به شکل ۴-۱، به دلیل مورفولوژی کروی و مناسب پودرها و توزیع مناسب ذرات تقویت کننده، کمترین میزان گرما می‌تواند ذرات را به صورت مذاب یا نیمه مذاب درآورده و پوشش با کمترین میزان عیوب ایجاد نماید. در برخی موارد دیده شده است که درصد کمی از ذرات پودر ذوب نشده است که می‌تواند متأثر از ترکیب شیمیایی پودر، خواص فیزیکی و همچنین پارامترهای پاشش باشد. با افزایش نرخ تزریق اکسیژن حجم کل گاز خروجی افزایش می‌یابد که این امر باعث افزایش سرعت ذرات در حین پاشش می‌شود. ولی با افزایش یافتن نرخ تزریق اکسیژن از یک مقدار مشخص، به دلیل کاهش زمان ماندن ذرات پودر در شعله، دمای ذرات در حال پرواز کاهش می‌یابد [۲۸]. از طرف دیگر پودر کاربید کروم متخلخل بوده و از آنجایی که سطح تماس این پودر با گازهای داغ حاصل از احتراق بیشتر می‌باشد، ذوب سطحی به صورت موضعی در سطح این پودر رخ داده و از طرفی به دلیل وجود فازهای کاربیدی ترد در ساختار این پودر، در اثر فشار زیادی که در حین برخورد با زیرلایه به پودر وارد می‌شود، این پودر خرد شده و به خاطر

ذوب سطحی که در سطح آن رخ داده است با زمینه فلزی NiCrBSi پیوندی قوی برقرار می‌نماید و در زمینه فلزی NiCrBSi فرو می‌رود و مناطق تیره رنگ بین اسپلت‌ها در بین ذرات و زمینه فلزی کمتر دیده می‌شود.

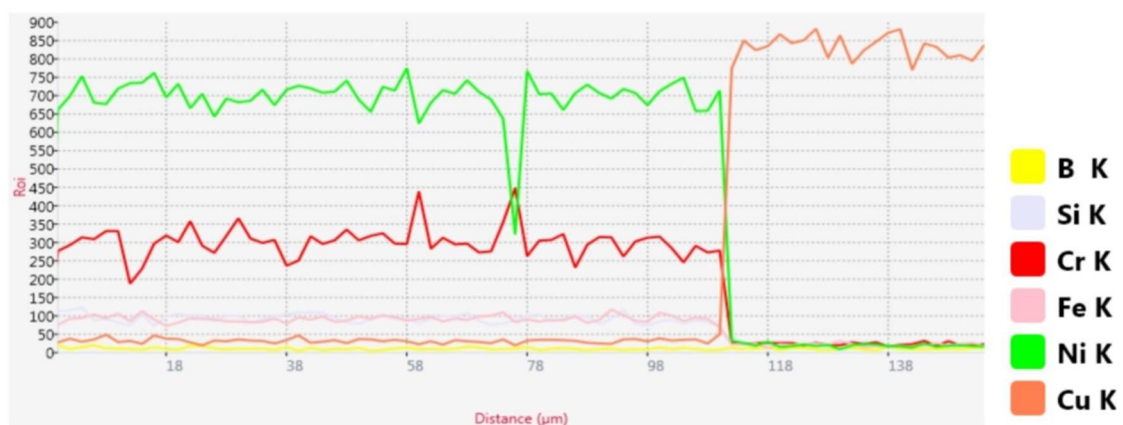
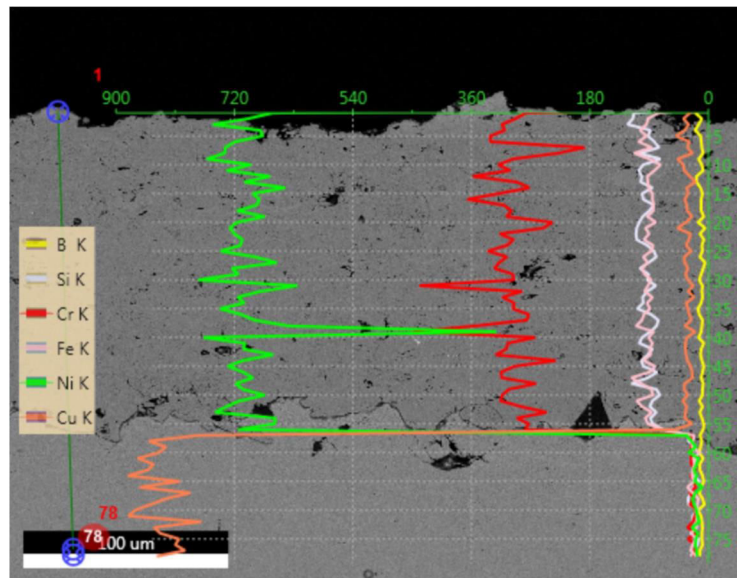
با توجه به شکل ۳-۴ مشاهده می‌شود که در سطح مقطع پوشش‌ها دو نوع اسپلت به چشم می‌خورد، اسپلت‌های مربوط به ذرات پودر تجاری NiCrBSi که در حالت نیمه مذاب به سطح زیرلایه و پوشش برخورد کرده و در اثر فشار ناشی از فرایند HVOF از حالت کاملاً کروی خارج شده و در راستای فصل مشترک پوشش و زیرلایه به مقدار کمی کشیده شده‌اند و ذرات کاربید کروم که در سطح ریز شده، در ساختار پوشش به صورت ذرات کوچکتر توزیع شده و در زمینه فرو رفته‌اند. میزان عیوب موجود در پوشش مثل درصد تخلخل پایین و عدم وجود ترک باعث شده تا پوشش از کیفیت مناسبی برخوردار باشد. در اطراف برخی از اسپلت‌ها لایه‌های بسیار نازک سیاه رنگی مشاهده می‌شود که در حین پرتاب شدن ذرات از سمت تفنگ HVOF به سمت زیرلایه و اکسیداسیون جزئی سطح پودر ایجاد شده است. البته از ویژگی بارز روش HVOF جهت پوشش دهی می‌توان به زمان کوتاه قرار گرفتن ذرات در اتمسفر و در نتیجه میزان اکسید ناچیز موجود در پوشش اشاره کرد. در پژوهشی که در زمینه پاشش حرارتی آلیاژ Cr-Ni به روش HVOF انجام شده است، مشخص شده که این لایه‌های سیاه رنگ، اکسیدهای فلزی هستند که در اثر اکسید شدن عناصر آلیاژی در حین پاشش بوجود آمده‌اند. با توجه به اینکه در مقطع عرضی پوشش‌ها مقادیری ذرات و لایه‌های اکسیدی مشاهده می‌شود، اما در الگوی پراش اشعه ایکس پیک‌های مربوط به فازهای اکسیدی مشاهده نشدند. عدم مشاهده پیک‌های مربوط به فازهای اکسیدی در الگوی پراش اشعه ایکس این پوشش‌ها، نشان می‌دهد که مقدار فازهای اکسیدی کمتر از حدی است که توسط XRD قابل تشخیص باشد [۲۹].



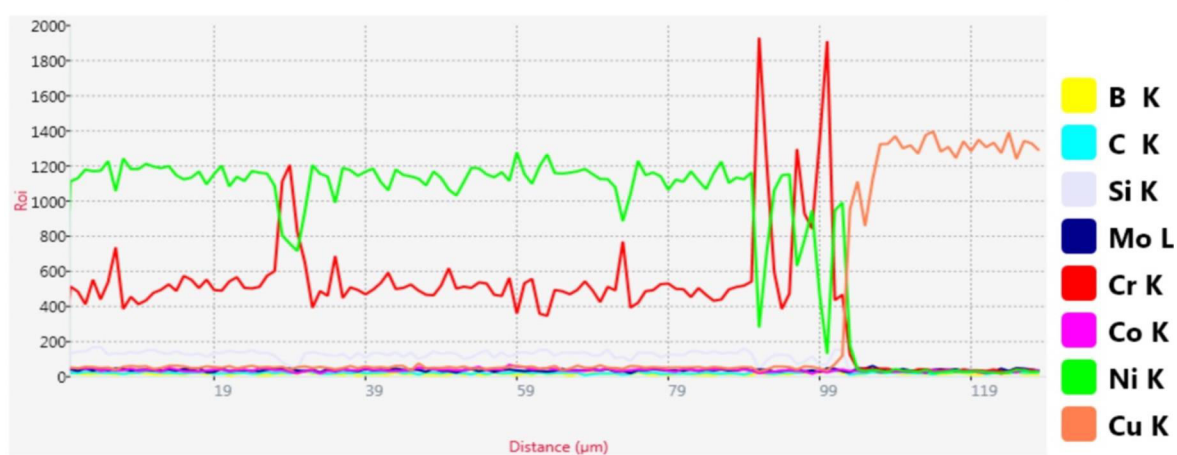
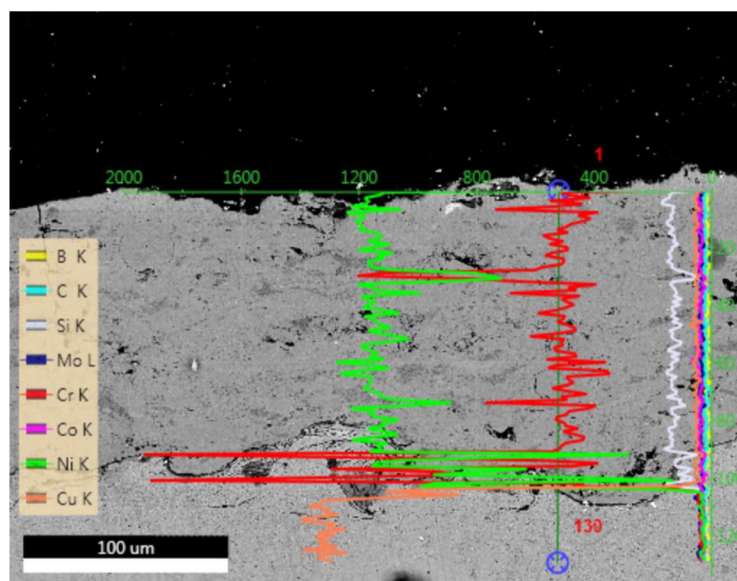
شکل ۴-۳: تصاویر SEM از سطح مقطع پوشش نمونه‌های مختلف، الف) N0C، ب) N10C، ج) N20C، د) N30C.

شکل ۴-۴ تا شکل ۷-۴ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و نتایج آنالیز عنصری خطی (EDS) از سمت پوشش به سمت زیرلایه برای نمونه‌های N0C، N10C، N20C و N30C را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود در سمت پوشش عناصر Ni، Cr، Si و Fe قابل رویت می‌باشند و غلظت آن‌ها تقریباً ثابت می‌باشد. در سمت زیرلایه فقط عنصر Cu وجود دارد. با توجه به این نتایج مشاهده می‌شود که تقریباً پدیده نفوذ اتمی بین پوشش و زیرلایه وجود ندارد و در فصل مشترک بین پوشش‌های مختلف و زیرلایه مسی به طور ناگهانی غلظت عناصر تغییر می‌کند. در تحقیقات نشان داده شده است که به دلیل خاصیت اکسیداسیون انتخابی کروم و سیلیسیم، Cr_2O_3 و SiO_2 در امتداد مرزهای غنی از نیکل و غنی از کبالت تشکیل می‌شود و منافذ موجود در پوشش را مسدود می‌کند در نتیجه به عنوان موانعی برای نفوذ

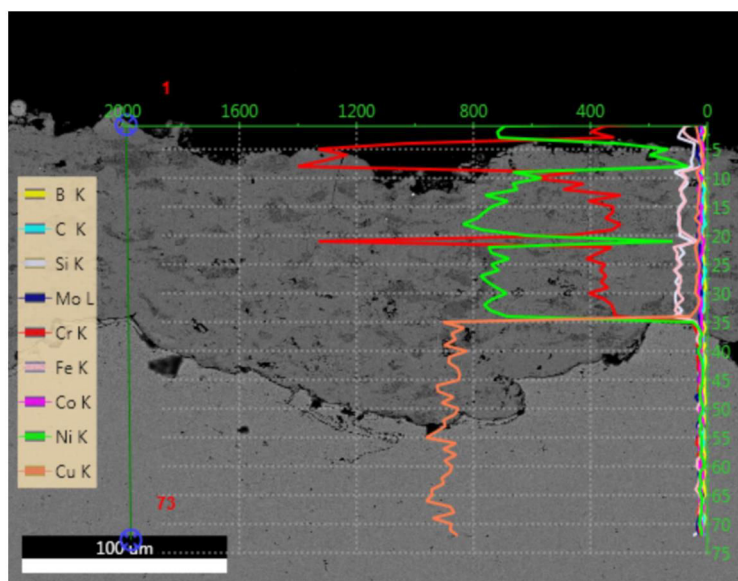
عمل می‌کنند، به همین دلیل در روش پاشش حرارتی HVOF میزان نفوذ اتمی بین پوشش NiCrBSi و زیرلایه ناچیز است [۳۰].



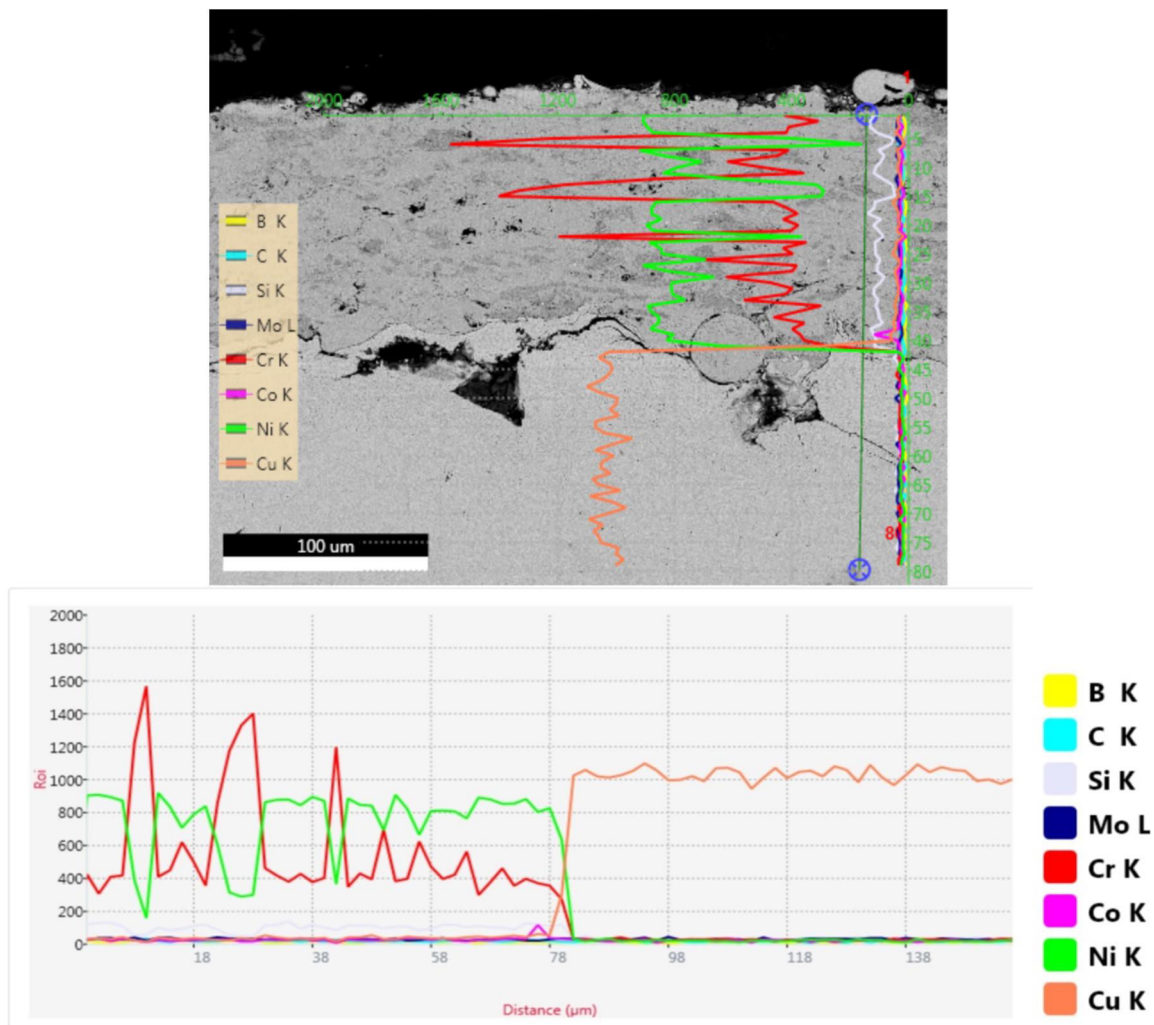
شکل ۴-۴: آنالیز عنصری خطی از سطح مقطع نمونه N0C.



شکل ۴-۵: آنالیز عنصری خطی از سطح مقطع نمونه N10C.

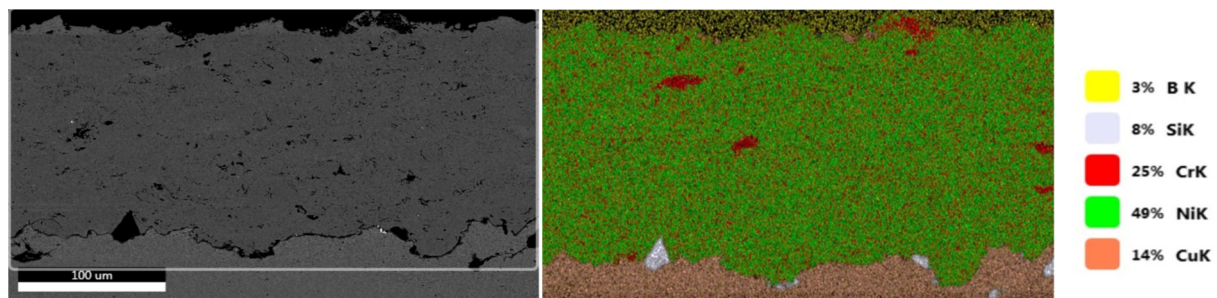


شکل ۴-۶: آنالیز عنصری خطی از سطح مقطع نمونه N20C.

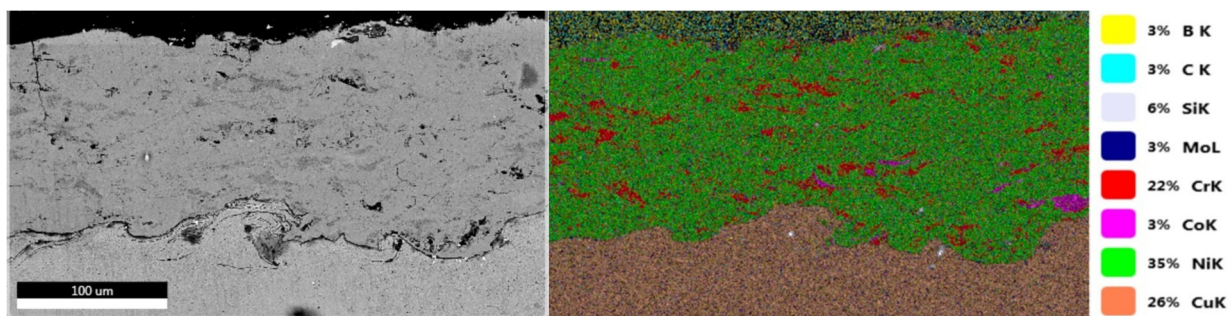


شکل ۴-۷: آنالیز عنصری خطی از سطح مقطع نمونه N30C.

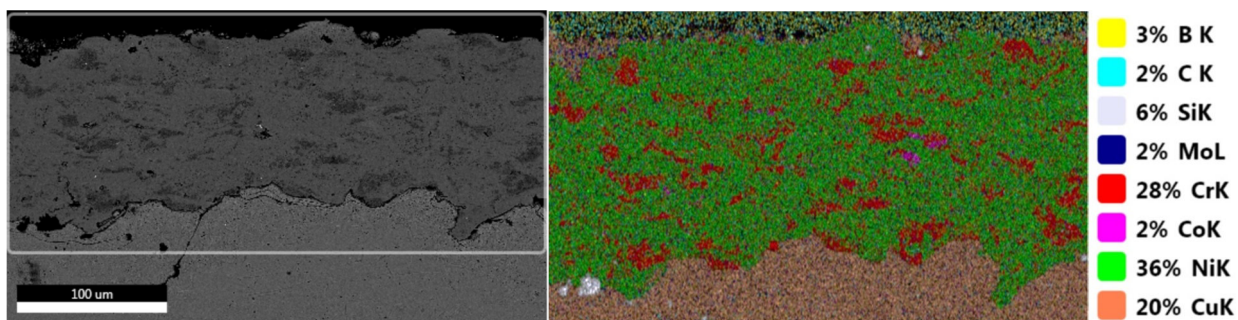
شکل ۴-۸ تا شکل ۴-۱۱ تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و نتایج آنالیز عنصری مپ از سطح مقطع نمونه‌های با پوشش‌های مختلف را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که توزیع عناصر در پوشش یکنواخت و همگن است، فقط در برخی نقاط از پوشش یک سری تجمع عنصر Cr مشاهده می‌شود (نواحی قرمز رنگ) که مربوط به حضور ذرات کاربید کروم می‌باشد. همچنین مشاهده می‌شود که با افزایش مقدار کاربید کروم پوشش، کسر نواحی مربوط به کاربید کروم افزایش یافته است. همانطور که در نتایج آنالیز عنصری خطی مشاهده شد، تقریباً پدیده نفوذ اتمی بین پوشش و زیرلایه وجود ندارد می‌باشد.



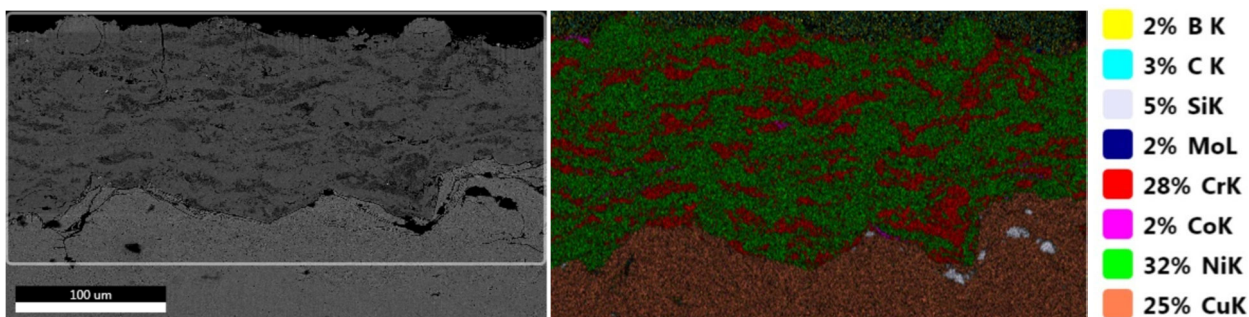
شکل ۴-۸: آنالیز عنصری مپ از سطح مقطع نمونه N0C.



شکل ۴-۹: آنالیز عنصری مپ از سطح مقطع نمونه N10C.



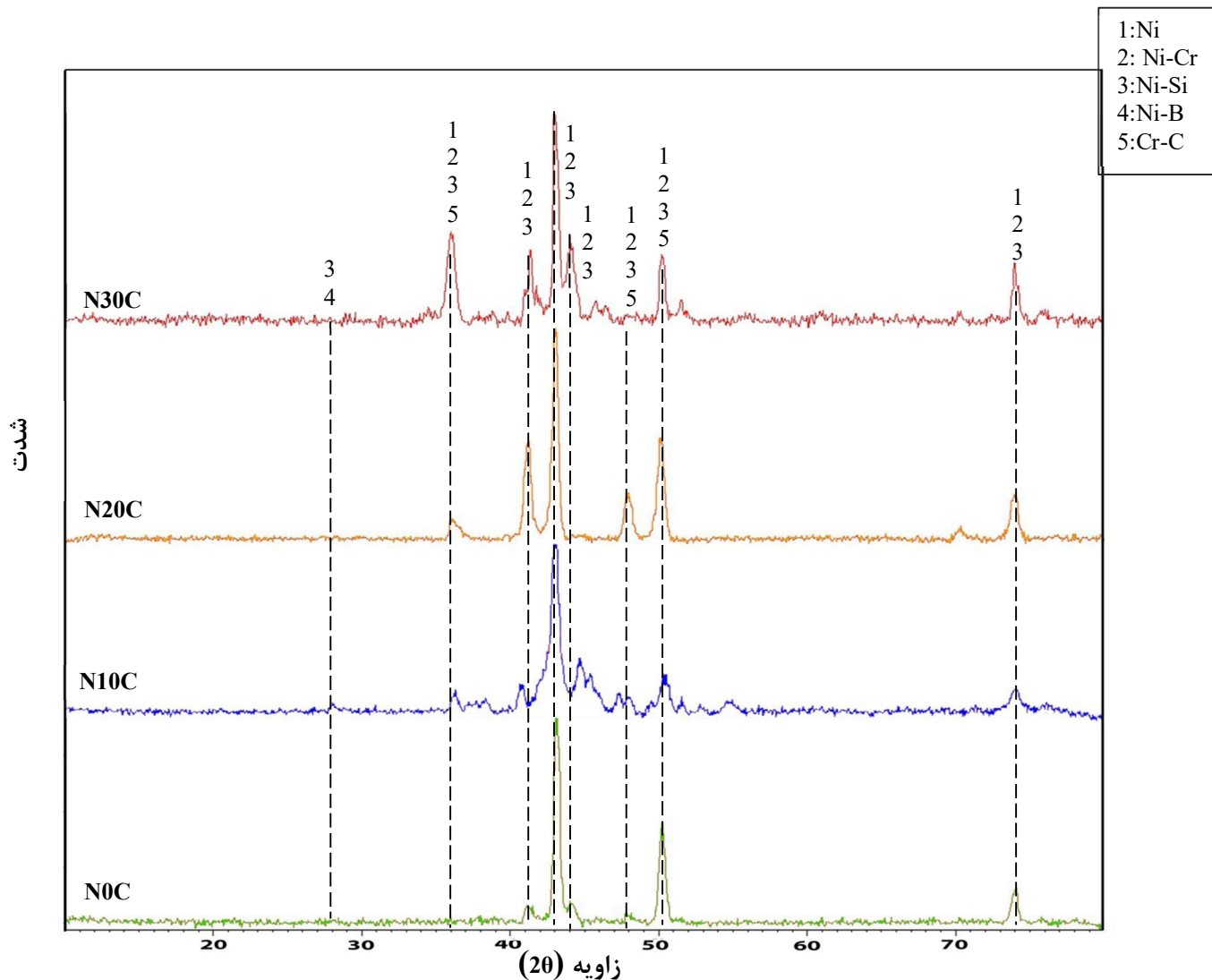
شکل ۴-۱۰: آنالیز عنصری مپ از سطح مقطع نمونه N20C.



شکل ۴-۱۱: آنالیز عنصری مپ از سطح مقطع نمونه N30C.

شکل ۴-۱۲ الگوهای پراش اشعه ایکس از سطح پوشش نمونه‌های مختلف را ارائه می‌دهد. الگوهای پراش نشان می‌دهد که یک ساختار همگن از NiCrBSi و کاربید کروم تشکیل شده است. مشاهده می‌شود که با اضافه کردن کاربید کروم پیک‌های مربوط به فازهای کاربیدی این ترکیب در الگوی پراش ظاهر شده است.

دمای پایین فرآیند HVOF نسبت به سایر روشهای پاشش حرارتی، باعث شده است که از تشکیل فازهای سیلیکاتی و بورایدی در پوشش جلوگیری شود، این امر باعث می‌شود سیلیسیم و بور به صورت یکنواخت در زمینه توزیع شوند که این یکنواختی باعث اثرات مثبت در حین فرآیند اکسیداسیون می‌شود.



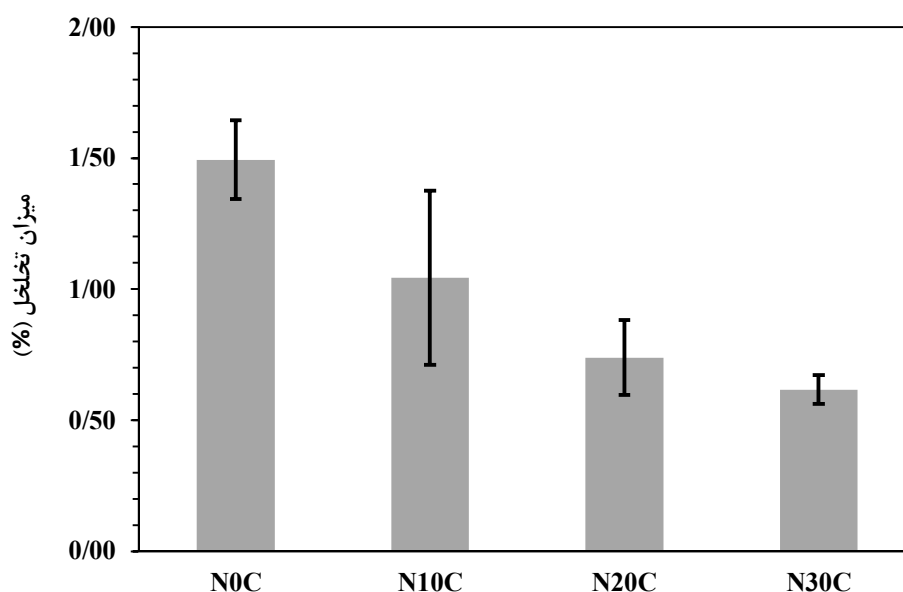
شکل ۴-۱۲: الگوی پراش اشعه ایکس از سطح پوشش نمونه‌ها.

۴-۴-۲ تخلخل سنجی

شکل ۴-۱۳ مقادیر تخلخل پوشش‌های مختلف نمونه‌ها را ارائه می‌دهند. میزان تخلخل برای نمونه‌های N0C، N10C، N20C و N30C به ترتیب برابر با ۱/۵، ۱/۱، ۰/۷ و ۰/۶ درصد می‌باشد. مشاهده می‌شود که با افزودن

مقادیر ۱۰، ۲۰ و ۳۰ درصد کاربید کروم به پوشش میزان تخلخل به ترتیب ۳۰، ۵۱ و ۵۹ درصد کاهش یافته است. به طور کلی می‌توان نتیجه گرفت که با افزودن و افزایش مقدار کاربید کروم در پوشش NiCrBSi میزان تخلخل کاهش می‌یابد. میزان تخلخل از پارامترهای مهم پوشش‌های پاشش حرارتی می‌باشد که خواص پوشش را تحت تأثیر قرار می‌دهد. در حین فرآیند پوشش‌دهی به روش HVOF بین لایه‌های (ذرات) پوشش یک سری خلل و فرج ایجاد می‌شود. میزان تخلخل در پوشش‌های پاشش حرارتی تحت تأثیر عواملی از جمله مورفولوژی، توزیع اندازه ذرات و میزان ذوب‌شدن ذرات و سرعت برخورد ذرات به سطح زیرلایه می‌باشد.

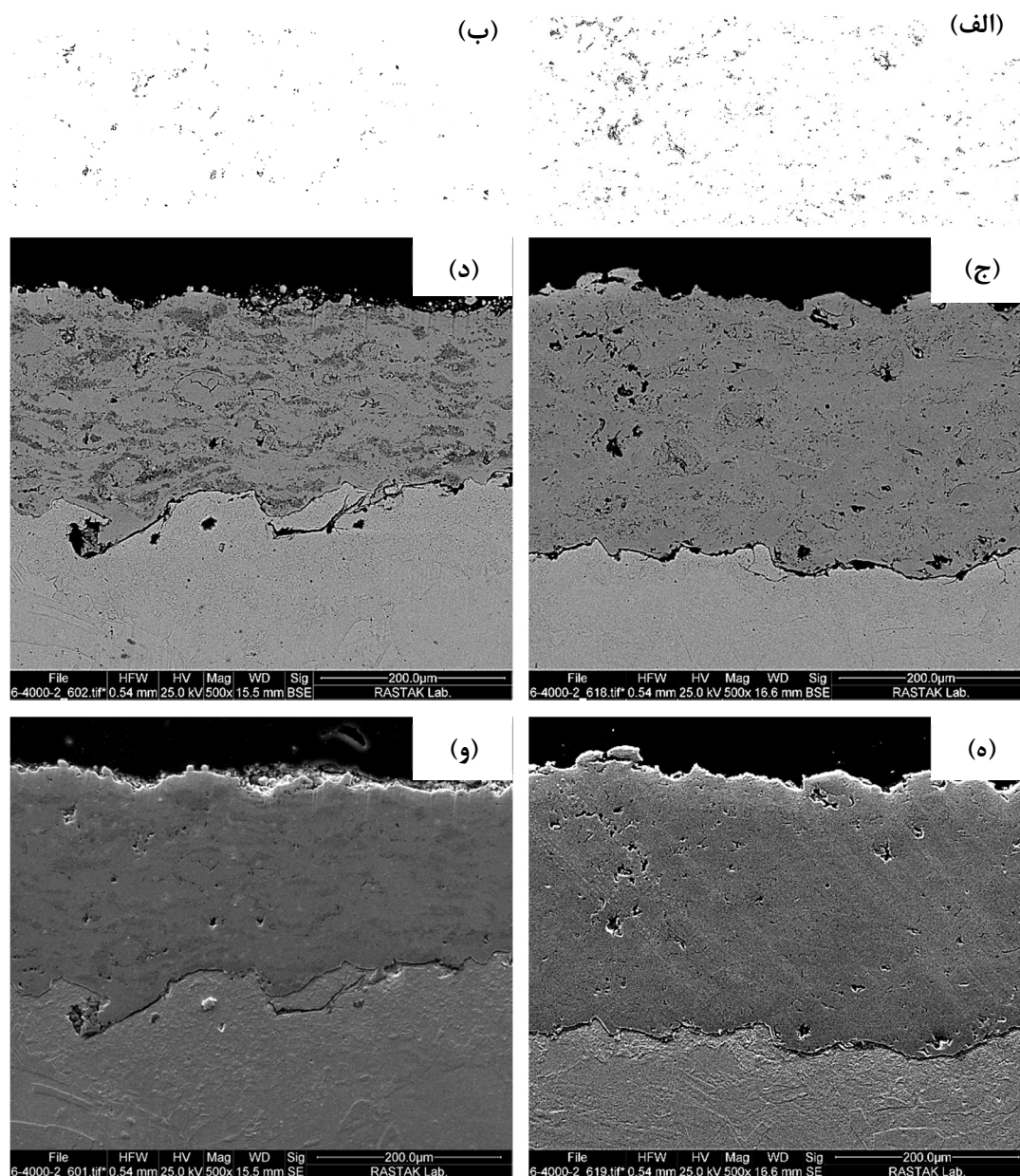
میزان ذوب‌شدن ذرات پوشش به هدایت حرارتی ذرات پودر و نقطه ذوب آنها بستگی دارد. براساس مدل پیشنهادی یکی از پژوهشگران، هرچه هدایت حرارتی ذرات پودرها بالا باشد در نتیجه احتمال و میزان ذوب‌شدن پودرها افزایش می‌یابد در حین فرآیند پوشش‌دهی به روش HVOF با توجه به اینکه ذرات کاربید کروم متخلخل می‌باشند سطح تماس گازهای حاصل از احتراق فرآیند پوشش‌دهی با سطح این ذرات افزایش می‌یابد. از سوی دیگر با توجه به اینکه دمای گازهای حاصل از احتراق در این فرآیند پوشش‌دهی نسبتاً بالاست در نتیجه احتمال وقوع پدیده ذوب سطحی ذرات کاربید کروم می‌گردد. به همین دلیل با حضور کاربید کروم در پوشش میزان تخلخل پوشش کاهش می‌یابد که در نهایت منجر به دستیابی به یک پوشش متراکم‌تر و با درصد تخلخل پایین‌تر شده است [۳۱].



شکل ۴-۱۳: نمودار مقادیر درصد تخلخل پوشش‌های مختلف.

جدول ۴-۱: مقادیر تخلخل سنجی پوشش نمونه‌های مختلف.

نمونه	N0C	N10C	N20C	N30C
میزان تخلخل (%)	1.5 ± 0.6	1.1 ± 0.3	0.7 ± 0.1	0.6 ± 0.1

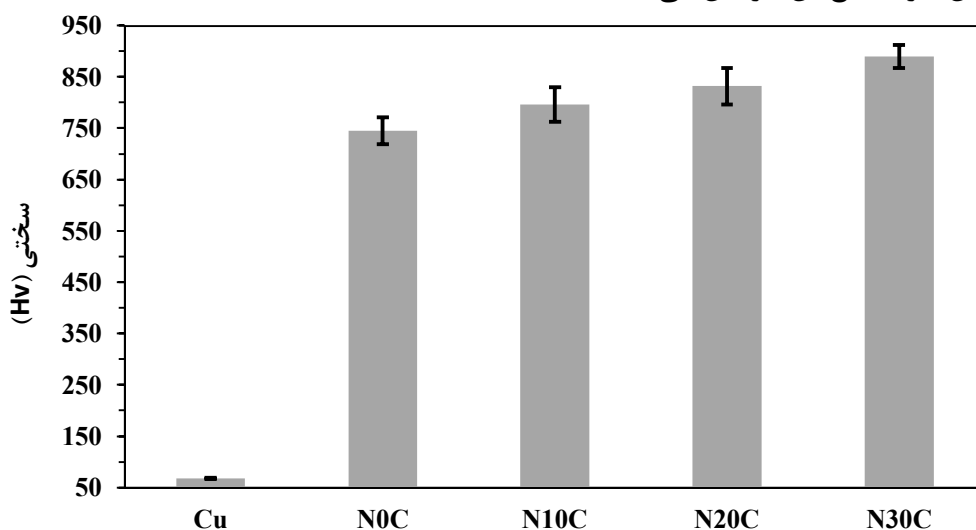


شکل ۴-۱۴: تصاویر نرم افزار J Imag SE و BSE، الف، ج، ه، نمونه N0C، ب، د، و، نمونه N30C.

۴-۴-۳ سختی سنجی

شکل ۴-۱۳ و جدول ۴-۲ مقادیر سختی زیرلایه و پوشش‌های مختلف نمونه‌ها را ارائه می‌دهند. سختی زیرلایه برابر با ۶۸ ویکرز می‌باشد با اعمال پوشش NiCrBSi بر روی زیرلایه مسی سختی سطح نمونه به ۷۴۵ ویکرز رسیده است. مشاهده می‌شود که با اعمال پوشش NiCrBSi بر روی زیرلایه حدود ۹۹۶ درصد (حدود ۱۱ برابر) افزایش یافته است. از سوی دیگر با افزودن ۱۰، ۲۰ و ۳۰ درصد کاربید کروم به پوشش NiCrBSi مقدار سختی سطح به ترتیب به ۸۳۲، ۷۹۷ و ۸۹۰ ویکرز افزایش یافته است. مشاهده می‌شود که این میزان افزایش سختی نسبت به زیرلایه مسی به ترتیب برابر با ۱۰۷۲، ۱۱۲۳ و ۱۲۰۹ درصد و نسبت به پوشش NiCrBSi به ترتیب حدود ۷، ۱۲ و ۲۰ درصد می‌باشد. پس می‌توان نتیجه گرفت که با اعمال پوشش NiCrBSi بر روی زیرلایه مسی میزان سختی به طور قابل توجهی افزایش می‌یابد و از سوی دیگر با افزودن کاربید کروم به پوشش NiCrBSi افزایش مقدار سختی سطح قابل ملاحظه‌تر می‌گردد.

میزان سختی پوشش‌های پاشش حرارتی متأثر از عواملی مانند میزان تخلخل، جهت‌گیری تخلخل‌ها، میزان ذوب‌شدن ذرات پوشش، اندازه ذرات پوشش و دانه‌بندی ساختار پوشش می‌باشد. نتایج بخش تخلخل‌سنجی پوشش‌ها نشان داد که با افزودن و افزایش مقدار کاربید کروم پوشش NiCrBSi میزان تخلخل کاهش می‌یابد (شکل ۴-۱۳) که این کاهش میزان تخلخل می‌تواند منجر به افزایش میزان سختی پوشش گردد. از سوی دیگر سختی کاربید کروم نسبت به آلیاژ NiCrBSi بیشتر است و همچنین در تحقیقات بسیاری نشان داده شده است که افزودن ذرات سخت به پوشش سبب افزایش سختی پوشش می‌گردد، چون این ذرات (فازهای) سخت در زمینه پوشش به عنوان ذرات تقویت‌کننده عمل می‌کنند [۳۳-۳۲، ۲۸]. به همین دلیل افزودن کاربید کروم به پوشش NiCrBSi سبب افزایش میزان سختی پوشش و از سوی دیگر با افزایش مقدار کاربید کروم به دلیل بالا رفتن کسر حجمی فاز کاربید کروم (فاز تقویت‌کننده) در پوشش مقدار سختی پوشش نیز به تبع آن افزایش می‌یابد.



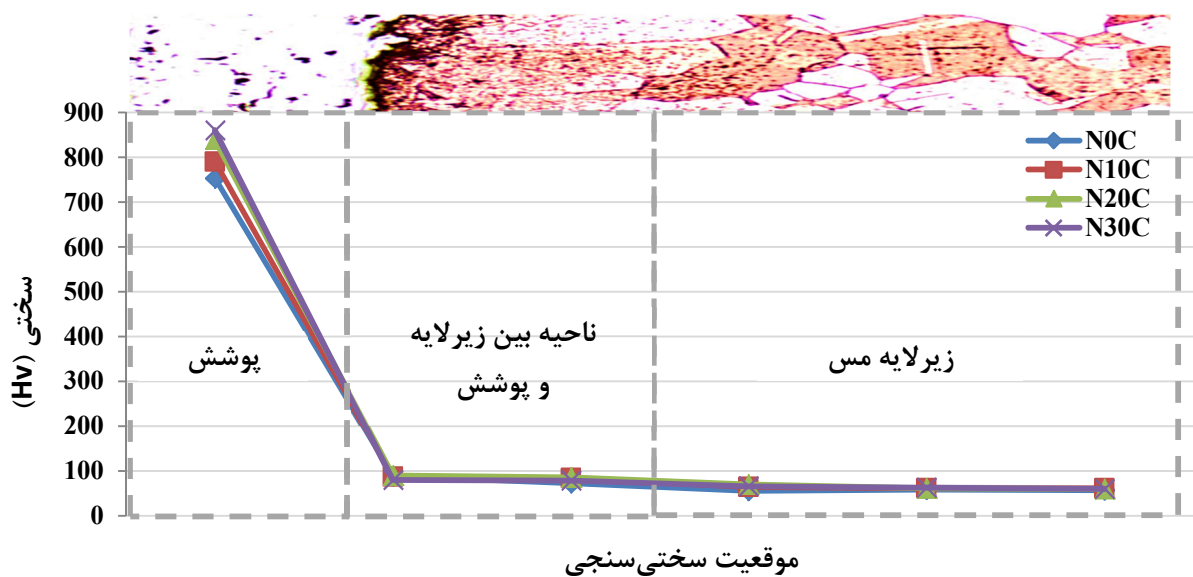
شکل ۴-۱۵: نمودار مقادیر سختی پوشش‌های مختلف.

جدول ۴-۲: میزان سختی زیرلایه و پوشش نمونه‌های مختلف.

نمونه	Cu	N0C	N10C	N20C	N30C
سختی (Hv)	۶۸±۱	۷۴۵±۲۶	۷۹۷±۳۳	۸۳۲±۳۶	۸۹۰±۲۲

۴-۴-۴ سختی سنجی عرضی

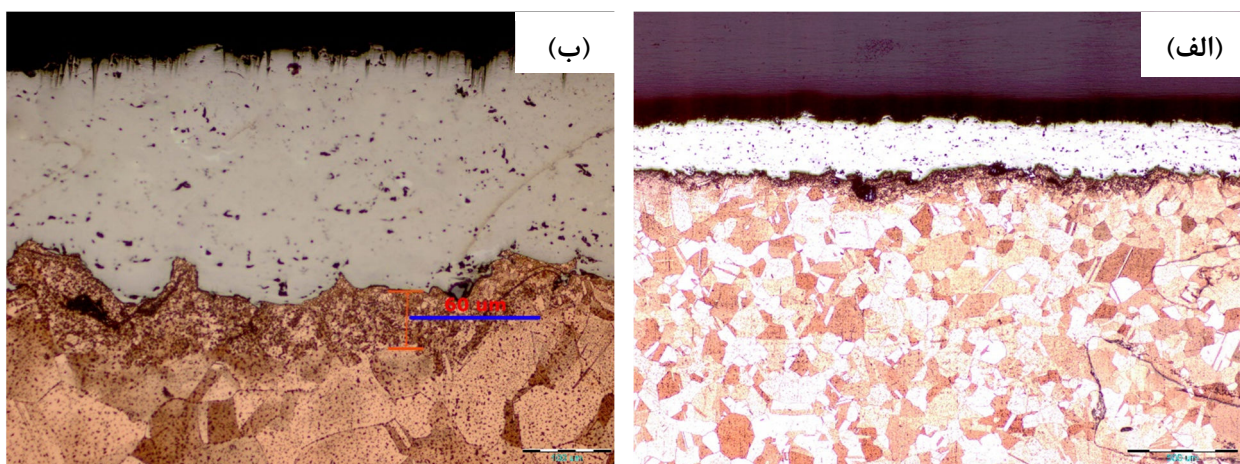
شکل ۴-۱۶ و جدول ۴-۳ به ترتیب نمودار و مقادیر سختی سنجی مقطع عرضی نمونه‌های با پوشش‌های مختلف را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود مقدار سختی در ناحیه زیرلایه مسی حدود ۶۵ ویکرز، در ناحیه بین زیرلایه و پوشش حدود ۸۵ ویکرز و در ناحیه پوشش حدود ۸۰۰ ویکرز است. مقدار سختی از سمت زیرلایه به سمت پوشش به تدریج افزایش می‌یابد که دلیل افزایش سختی در ناحیه بین زیرلایه و پوشش ایجاد دانه‌های ریز تبلور مجدد یافته در این ناحیه می‌باشد. همچنین مشاهده می‌شود که با افزایش مقدار کاربید کروم پوشش، مقدار سختی افزایش پیدا کرده است. همانطور که در شکل ۴-۱۷ مشخص است، تقریباً در همه نمونه‌ها در یک ناحیه با پهنای حدود ۶۰ میکرومتر (شکل ۴-۱۷-ب) دانه‌های تبلور مجدد یافته مشاهده می‌شوند. دلایل تشکیل دانه‌های تبلور مجدد یافته در این ناحیه را می‌توان اینگونه بیان کرد. در فرآیند پوشش‌دهی به روش پاشش حرارتی HVOF در اثر برخورد ذرات پودر به سطح زیر لایه تنش مکانیکی به سطح وارد می‌شود. از طرف دیگر به دلیل بالا بودن دما و افزایش سطح تنش دانه‌های مس، فرایند تبلور مجدد اتفاق می‌افتد که این امر منجر به ریز شدن دانه‌ها در لایه‌های سطحی مس می‌شود. ریزدانه‌گی ایجاد شده در این ناحیه تاثیر مثبتی بر افزایش سختی داشته است. از سوی دیگر پس از ایجاد پوشش بر روی زیرلایه مسی، به دلیل آزاد شدن گرمای نهان انجماد پوشش و انتقال حرارت زیاد از سمت پوشش به سمت زیرلایه، احتمال ایجاد دانه‌های تبلور مجدد در سطح زیرلایه افزایش پیدا می‌کند [۳۵-۹،۳۴]. چون اختلاف سختی زیرلایه مس و پوشش زیاد است، وجود این لایه تبلور مجدد یافته می‌تواند حمایت بهتری از پوشش در فرآیند سایش داشته باشد.



شکل ۴-۱۶: نمودار سختی سنجی مقطع عرضی نمونه‌های با پوشش‌های مختلف.

جدول ۴-۳: مقادیر سختی سنجی مقطع عرضی نمونه‌های با پوشش‌های مختلف.

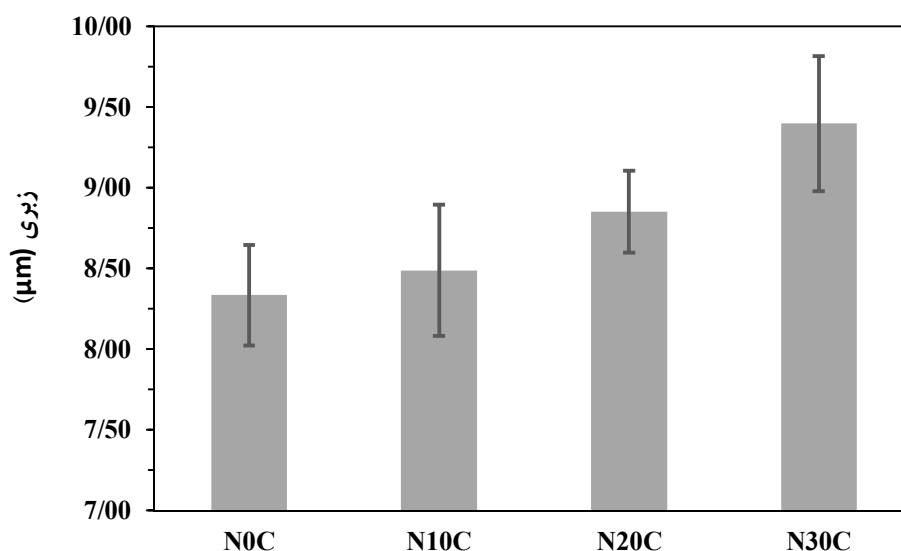
مقدار سختی در موقعیت‌های مختلف نمونه (HV)						نمونه
پوشش	ناحیه بین زیرلایه و پوشش			زیرلایه مسی		
۷۵۳٫۰	۸۸٫۰	۷۲٫۵	۵۶٫۳	۵۷٫۸	۵۶٫۸	N0C
۷۹۰٫۴	۸۷٫۱	۸۴٫۱	۶۴٫۴	۶۱٫۷	۶۰٫۸	N10C
۸۴۰٫۰	۸۹٫۹	۸۵٫۹	۶۹٫۷	۶۰٫۸	۵۹٫۷	N20C
۸۶۰٫۳	۸۰٫۳	۷۹٫۱	۶۵٫۹	۶۳٫۵	۶۰٫۶	N30C



شکل ۴-۱۷: ریزساختار OM مقطع عرضی پوشش نمونه N20C در بزرگنمایی‌های مختلف.

۴-۴-۵ زبری سنجی

مقادیر زبری سطح پوشش‌های مختلف نمونه‌ها در شکل ۴-۱۸ و جدول ۴-۴ ارائه شده است. همانطور که مشاهده می‌شود زبری سطح پوشش نمونه‌های N0C، N10C، N20C و N30C به ترتیب برابر با ۸/۳، ۸/۵، ۸/۸ و ۹/۴ میکرومتر می‌باشد. مشاهده می‌شود که با افزودن ۱۰، ۲۰ و ۳۰ درصد کاربید کروم به پوشش NiCrBSi زبری سطح پوشش به ترتیب حدود ۲، ۶ و ۱۳ درصد افزایش پیدا کرده است. معمولاً در پوشش‌های ایجاد شده توسط روش‌های پاشش حرارتی مانند HVOF میزان زبری سطح پوشش‌ها با افزایش دما، سرعت پرتاب ذرات به سمت زیرلایه و همچنین توزیع مطلوب اندازه ذرات پوشش سبب کاهش زبری سطح پوشش‌ها می‌شود [۳۱]. در هنگام پوشش دهی ذوب شدن ذرات به دمای شعله و فاصله زمانی که ذرات در معرض آن دما هستند بستگی دارد. از این رو آشکار است که ذرات بزرگ در طول فرآیند پاشش ذوب نمی‌شوند زیرا حداکثر دمایی که ذرات بزرگ تجربه می‌کنند کمی بیش از دمای ذوب آنها است. با افزایش اندازه ذرات، دما و سرعت ذرات کاهش می‌یابد. افزایش کاربید کروم تا ۲۰ درصد اثر مخربی بر روی افزایش زبری پوشش نداشته است، اما افزایش کاربید کروم به ۳۰ درصد باعث شده است که زبری پوشش افزایش ناچیزی یابد. احتمالاً به دلیل دمای ذوب بالاتر پودر کاربید کروم نسبت به NiCrBSi و تنظیم پارامترهای پاشش حرارتی براساس پودر NiCrBSi باعث شده است که میزان ذرات ذوب نشده در پوشش افزایش یابد که این امر موجب افزایش زبری می‌شود. از سوی دیگر، متخلخل بودن پودر کاربید کروم و استحکام پایین‌تر این پودر نسبت به پودر NiCrBSi به هنگام برخورد با زیرلایه تراوش (پخش‌شدگی) ذرات به اطراف زیاد می‌شود و در نتیجه عدد زبری را زیاد می‌کند [۳۶].



شکل ۴-۱۸: نمودار مقادیر زبری سطح پوشش‌های مختلف.

جدول ۴-۴: نتایج آزمون زبری سنجی پوشش نمونه‌های مختلف.

نمونه	N0C	N10C	N20C	N30C
زبری - Ra (μm)	8.3 ± 0.3	8.5 ± 0.4	8.8 ± 0.2	9.4 ± 0.4

۴-۴-۶ چسبندگی

مقادیر چقرمگی فصل مشترک (چسبندگی) پوشش‌های مختلف نمونه‌ها در جدول ۴-۵ آورده شده است. چقرمگی شکست پوشش نمونه‌های N0C، N10C، N20C و N30C به ترتیب برابر با $1/2$ ، $1/7$ ، $1/1$ و $0.9 \text{ MPa.m}^{1/2}$ می‌باشد. مشاهده می‌شود که با حضور ۱۰ و ۲۰ درصد کاربید کروم در پوشش NiCrBSi مقدار چقرمگی شکست به ترتیب حدود ۴۷ و ۸۰ درصد افزایش یافته است، اما با افزایش درصد کاربید کروم به ۳۰ درصد مقدار چقرمگی شکست پوشش حدود ۲۲ درصد کاهش یافته است. شکل ۴-۱۹ تصویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه با پوشش NiCrBSi با ۲۰ درصد کاربید کروم را نشان می‌دهد. تحقیقات نشان داده است که میزان استحکام پیوند و یا چسبندگی پوشش‌های ایجاد شده به روش HVOF به حالت مذاب ذرات پوشش وابسته است. در حین فرآیند پوشش‌دهی که ذرات مذاب با سطح زیرلایه برخورد می‌کنند، فشار دینامیکی زیادی بر قطره رسوب کرده بر روی زیرلایه وارد می‌شود که سبب تماس هرچه بیشتر ذرات پوشش با زیرلایه می‌گردد که در نتیجه میزان چسبندگی و استحکام پیوند بین پوشش و زیرلایه افزایش می‌یابد [۳۷].



شکل ۴-۱۹: تصویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه N20C پس از آزمون چسبندگی.

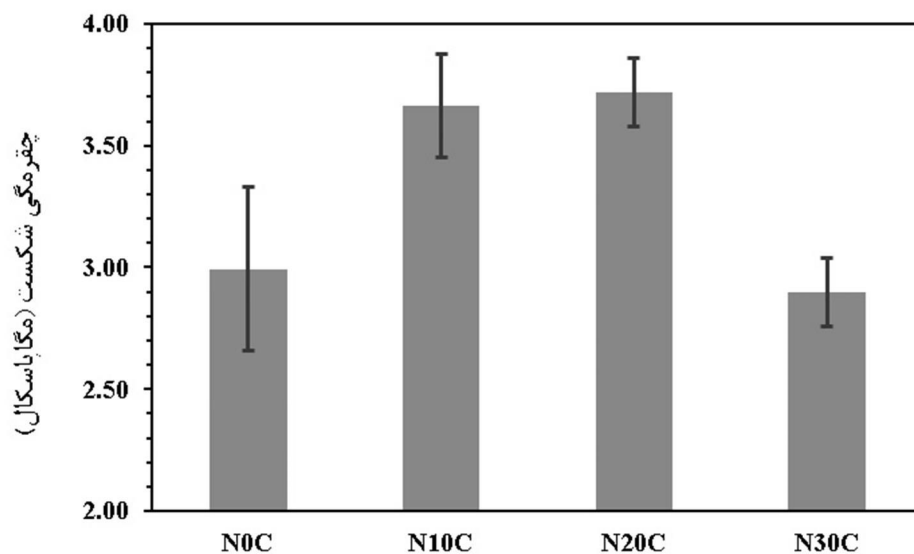
جدول ۴-۵: نتایج آزمون چسبندگی (چقرمگی فصل مشترک) پوشش نمونه‌های مختلف.

نمونه	N0C	N10C	N20C	N30C
چقرمگی فصل مشترک ($\text{MPa.m}^{1/2}$)	۱,۲	۱,۷	۲,۱	۰,۹

۴-۴-۷ چقرمگی شکست

مقادیر چقرمگی شکست پوشش‌های مختلف نمونه‌ها در شکل ۴-۲۰ و جدول ۴-۶ آورده شده است. چقرمگی شکست پوشش نمونه‌های N0C، N10C، N20C و N30C به ترتیب برابر با ۳,۰، ۳,۷، ۳,۷ و ۲,۸ می‌باشد. مشاهده می‌شود که با حضور ۱۰ و ۲۰ درصد کاربید کروم در پوشش NiCrBSi مقدار چقرمگی شکست به ترتیب حدود ۲۲ و ۲۴ درصد افزایش یافته است، اما با افزایش درصد کاربید کروم به ۳۰ درصد مقدار چقرمگی شکست پوشش حدود ۶ درصد کاهش یافته است. همچنین مشاهده می‌شود که با افزایش درصد کاربید کروم از ۱۰ تا ۳۰ درصد تغییر قابل ملاحظه‌ای در میزان چقرمگی شکست پوشش‌ها ایجاد نشده است.

با توجه به اینکه افزودن ذرات سخت مانند کاربید کروم به پوشش باعث می‌شود که این ذرات به عنوان فاز تقویت‌کننده پوشش عمل کنند. به همین دلیل وجود ذرات کاربید کروم در پوشش می‌تواند سبب بهبود چقرمگی شکست پوشش گردد [۲۸، ۳۲-۳۳]. میزان تخلخل پوشش یکی از پارامترهای مهم در فرآیندها پوشش‌دهی است و تأثیر به سزایی بر خواص پوشش دارد به همین دلیل با توجه به نتایج تخلخل‌سنجی پوشش‌ها می‌توان بیان کرد که کاهش میزان تخلخل ایجاد شده به واسطه افزودن ذرات کاربید کروم می‌تواند در بهبود چقرمگی شکست پوشش تأثیر مثبت زیادی داشته باشد [۳۱].



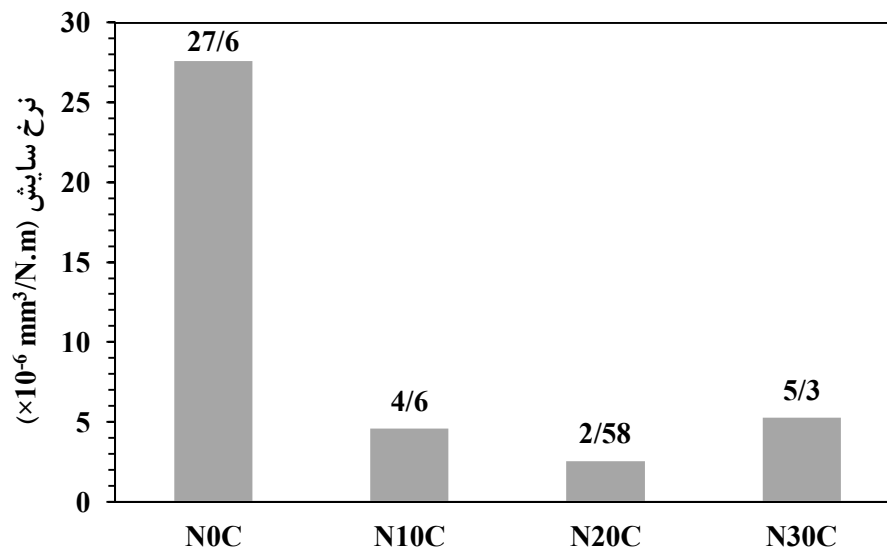
شکل ۴-۲۰: نمودار چقرمگی شکست پوشش‌های مختلف.

نمونه	N0C	N10C	N20C	N30C
چقرمگی شکست (MPa)	3.0 ± 0.3	3.7 ± 0.2	3.7 ± 0.1	2.9 ± 0.1

جدول ۴-۶: مقادیر چقرمگی شکست پوشش نمونه‌های مختلف.

۴-۴-۸ سایش در دمای بالا

شکل ۴-۲۱ نرخ سایش نمونه‌های با پوشش‌های مختلف در آزمون سایش را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود نرخ سایش برای نمونه‌های با ذرات تقویت‌کننده کاربید کروم به طور قابل ملاحظه‌ای پایین‌تر از پوشش NiCrBSi می‌باشد. مشاهده می‌شود که میزان نرخ سایش نمونه N30C نسبت به نمونه‌های N10C و N20C دارای نرخ سایش بیشتری است که دلیل این امر را می‌توان به جدا شدن بیشتر ذرات تقویت‌کننده از زمینه پوشش نسبت داد که این جدا شدن بیشتر ذرات از زمینه پوشش سبب از بین رفتن لایه نرم تشکیل شده بر روی سطح پوشش در حین آزمون سایش می‌گردد. نمونه N20C به دلیل جدا شدن کمتر ذرات تقویت‌کننده از زمینه پوشش و همچنین تشکیل لایه نرم بر روی سطح پوشش دارای کمترین میزان نرخ سایش است.



شکل ۴-۲۱: نرخ سایش نمونه‌های با پوشش‌های مختلف در آزمون سایش در دمای بالا.

در حین فرآیند سایش در پوشش‌های با سختی کمتر، مواد پوشش در سطح تماس پوشش با سطح ساینده در اثر وجود تنش‌های فشاری تغییر شکل پلاستیک می‌یابند و لهیده می‌شوند. معمولاً این پوشش‌ها دارای مقاومت به سایش کمتری می‌باشند و سبب از بین رفتن لایه‌های محافظ سطحی و تشکیل ذرات ریز می‌گردد. به همین دلیل یک سری ذرات سخت که بتوانند به عنوان فاز تقویت کننده برای این پوشش‌ها عمل کنند تا یک مقدار معین و بهینه به این پوشش‌ها اضافه می‌شود تا خواص سایشی پوشش بهبود یابد [۳۸]. در این پژوهش نیز وجود ذرات کاربید کروم در پوشش NiCrBSi سبب کاهش ضریب اصطکاک و به تبع آن بهبود خواص سایشی پوشش شده است.

شکل ۴-۲۲ نمودارهای ضریب اصطکاک- مسافت نمونه‌های مختلف را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود با افزودن ۱۰، ۲۰ و ۳۰ درصد کاربید کروم به پوشش NiCrBSi مقدار ضریب اصطکاک متوسط از حدود ۰/۶ به ترتیب به حدود ۰/۵۵، ۰/۴۵ و ۰/۴۰ کاهش یافته است. مشاهده می‌شود که با افزودن مقادیر ۱۰، ۲۰ و ۳۰ درصد کاربید کروم به پوشش میزان ضریب اصطکاک متوسط پوشش به ترتیب ۸، ۲۵ و ۳۳ درصد کاهش یافته است. پس می‌توان نتیجه گرفت که با افزودن و افزایش مقدار کاربید کروم به پوشش NiCrBSi میزان ضریب اصطکاک کاهش می‌یابد. براساس تحقیقات محققان در حین آزمون سایش در دماهای بالا آلیاژهای دارای مقادیر قابل توجه عنصر کروم، یک لایه اکسید کروم بر روی سطح تشکیل می‌شود که سبب کاهش میزان ضریب اصطکاک می‌گردد [۳۹].

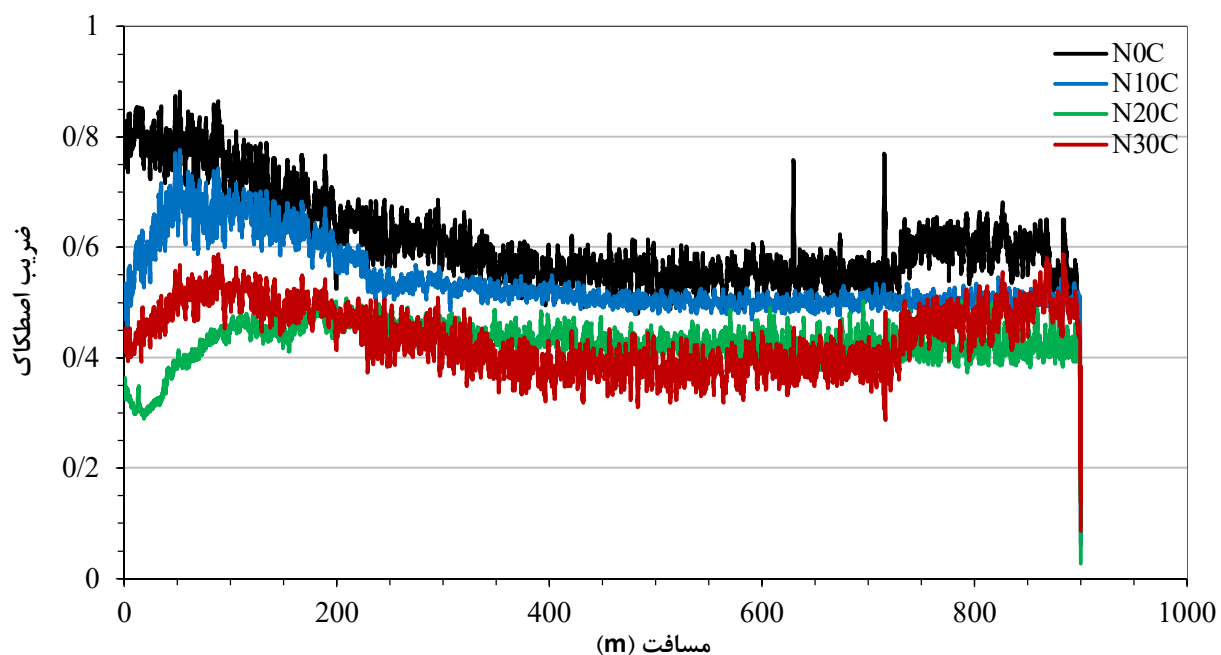
همانطور که در شکل ۴-۲۲ مشاهده می‌شود نمودارهای ضریب اصطکاک- مسافت همه نمونه‌ها دارای پستی و بلندی‌هایی است که میزان و شدت این ناهمواری‌ها تحت تأثیر عوامل مختلفی از قبیل سایش چسبان،

سایش خراشان، میزان زبری سطح پوشش، وجود ذرات بین نمونه و ماده ساینده، خلل و فرج روی سطح پوشش و فازهای تشکیل دهنده پوشش می‌باشند که این عوامل به گونه‌ای بر میزان ضرب اصطکاک بین پوشش و ماده ساینده اثر می‌گذارند [۴۰]. همچنین مشاهده می‌شود که نمودارهای ضریب اصطکاک- مسافت نمونه‌ها دارای نوسان و نویز می‌باشند. براساس گزارشات پژوهشگران از دلایل ایجاد این گونه نوسانات در نمودارهای ضریب اصطکاک در حین آزمون سایش می‌توان به لهیدگی پوشش به اطراف شیار ایجادشده در سطح پوشش، چسبیدن و جداشدن پیوسته ماده ساینده در سطح پوشش نمونه اشاره کرد. از سوی دیگر برخی از پژوهشگران این گونه بیان کرده‌اند که در اثر تماس ماده ساینده با سطح پوشش نمونه و وجود اصطکاک بین ماده ساینده و پوشش، در حین آزمون سایش و تأثیر دمای بالای هنگام انجام تست باعث نرم شدن سطح پوشش در حال سایش و تغییر شکل آن می‌شود.

با توجه به اینکه قبل از شروع آزمون سایش نمونه‌ها حرارت داده می‌شوند، به همین دلیل احتمالاً یک لایه اکسیدی بر روی سطح پوشش‌ها تشکیل می‌گردد [۴۱]. با توجه به شکل ۴-۲۲ مشاهده می‌شود که در نمونه N0C به دلیل عدم وجود ذرات تقویت کننده کاربید کروم در پوشش، منحنی ضریب اصطکاک تا مسافت حدود ۴۰۰ متر روند نزولی دارد و در مسافت بین ۴۰۰ تا ۷۰۰ متر مقدار ضریب اصطکاک تقریباً ثابت باقی می‌ماند و پس از آن منحنی ضریب اصطکاک اندکی به مقادیر بالاتر جابجا شده است. دلیل این امر را می‌توان این گونه بیان کرد که در هنگام آزمون سایش و در اثر حرارت موجود در محیط آزمون و گرمای ایجادشده به واسطه تماس بین ماده ساینده و سطح پوشش و همچنین وجود نیروی فشاری عمودی وارده بر سطح پوشش، لایه اکسیدی موجود در مسیر سایش صافتر و یکنواخت‌تر می‌شود و به همین دلیل مقدار ضریب اصطکاک کاهش می‌یابد. افزایش ضریب اصطکاک در مسافت‌های پایانی آزمون را نیز می‌توان به تخریب موضعی لایه اکسیدی موجود بر روی سطح پوشش و همچنین چسبیدن مواد پوشش به سطح ماده ساینده بیان کرد [۴۰].

در نمودارهای ضریب اصطکاک- مسافت نمونه‌های N10C، N20C و N30C که دارای ذرات تقویت کننده کاربید کروم می‌باشند، مشاهده می‌شود که در ابتدای آزمون سایش منحنی تا حدود ۱۰۰ متر روند صعودی دارد که می‌تواند به دلیل ناپایدار بودن لایه اکسید اولیه روی سطح پوشش و تخریب موضعی این لایه اکسیدی و قرار گرفتن آنها در بین سطح تماس ماده ساینده و پوشش باشد که باعث افزایش ضریب اصطکاک می‌گردد. همچنین با توجه به نتایج آزمون زبری سنجی مشاهده شد که با افزودن کاربید کروم به پوشش NiCrBSi میزان زبری سطحی پوشش افزایش می‌یابد که دلیل افزایش ضریب اصطکاک را می‌توان وجود زبری‌های بیشتر موجود در سطح پوشش نسبت داد. در ادامه منحنی ضریب اصطکاک نمونه‌ها تقریباً

مسطح می‌گردد و عملاً مقدراً ضریب اصطکاک ثابت شده است. در نمونه N30C مشاهده می‌شود که مسافت‌های پایانی آزمون سایش مقدار ضریب اصطکاک اندکی افزایش می‌یابد. در پوشش این نمونه مقدار کاربید کروم نسبتاً زیاد است، به همین دلیل احتمالاً در این مسافت ذرات کاربید کروم از سطح پوشش جدا شده و در مسیر سایش قرار گرفته که در نهایت منجر به افزایش ضریب اصطکاک شده است.



شکل ۴-۲۲: نمودارهای ضریب اصطکاک- مسافت نمونه‌های با پوشش‌های مختلف.

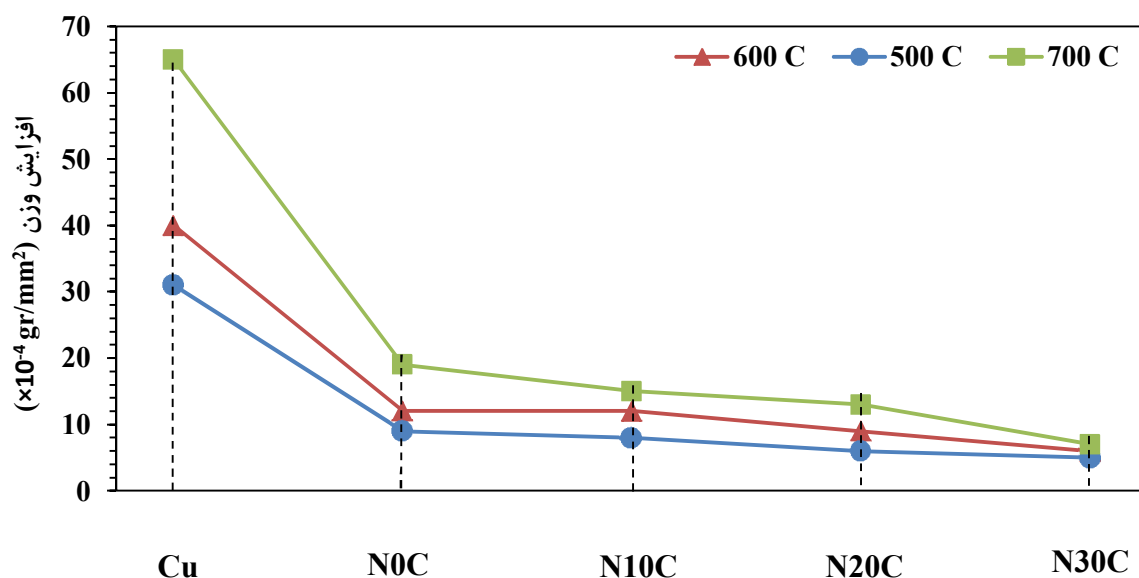
وجود سختی پایین‌تر پوشش NiCrBSi باعث شده که بیشترین کاهش وزن را داشته باشد. وجود نوسانات شدید در نمودار ضریب اصطکاک پوشش نمونه N0C نشان می‌دهد که در این پوشش احتمالاً مکانیزم سایش چسبان حاکم است. از طرف دیگر مشاهده می‌شود که اضافه کردن کاربید کروم باعث شده است که علاوه بر کاهش نرخ وزن در نمونه N10C نسبت به نمونه N0C نوسانات ضریب اصطکاک نیز کاهش پیدا می‌کند. یکنواخت شدن ضریب اصطکاک در نمونه N10C بعد از حدود ۳۰۰ متر طی مسیر نشان می‌دهد که وجود کاربید کروم با تشکیل یه لایه صیقلی بر روی سطح باعث کاهش ضریب اصطکاک و یکنواختی ضریب اصطکاک شده است.

همانطور که در نمونه‌های N20C و N30C مشاهده می‌شود، افزایش بیشتر کاربید کروم باعث شده است که نرخ کاهش وزن نمونه باز هم کاهش یابد و همچنین ضریب اصطکاک را نیز تا حدودی یکنواخت کرده است و مقدراً آن را کاهش داده است. بررسی بیشتر نمودار ضریب اصطکاک نمونه‌های N20C و N30C نشان می‌دهد نوسانات ضریب اصطکاک در این دو نمونه نسبت به نمونه N10C بیشتر بوده است، که این امر نشان

می‌دهد که احتمالاً به دلیل عدم چسبندگی مناسب ذرات کاربید کروم به زمینه که در اثر تفاوت در دمای ذوب بوده است باعث شده است که نوسانات ضریب اصطکاک بیشتر شود.

۹-۴-۴ اکسیداسیون

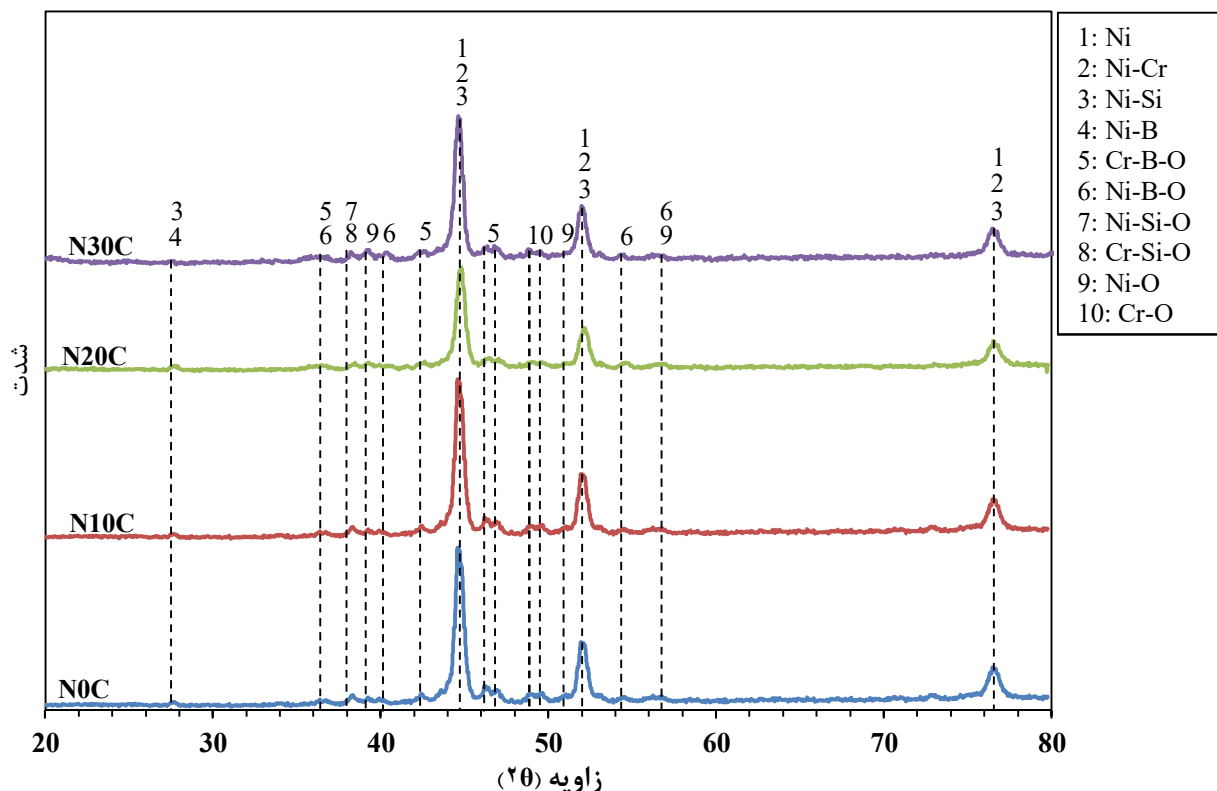
شکل ۴-۲۳ میزان افزایش وزن نمونه‌ها پس از آزمون اکسیداسیون در دماهای مختلف را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود نمونه بدون پوشش (زیرلایه مسی) در همه دماها بیشترین میزان افزایش وزن را داشته است و با اعمال پوشش بر روی زیرلایه مسی میزان افزایش وزن نمونه‌ها در همه دماها به طور قابل توجهی کاهش یافته است. در آزمون اکسیداسیون هر چه میزان افزایش وزن در انتهای آزمون کمتر باشد نشان دهنده مقاومت بیشتر نمونه در برابر اکسیداسیون است. پس دریافت می‌شود که با اعمال پوشش بر روی زیرلایه مسی مقاومت در برابر اکسیداسیون نمونه افزایش می‌یابد و همچنین با افزودن ذرات تقویت کننده کاربید کروم به پوشش NiCrBSi مقاومت در برابر اکسیداسیون پوشش بیشتر می‌گردد.



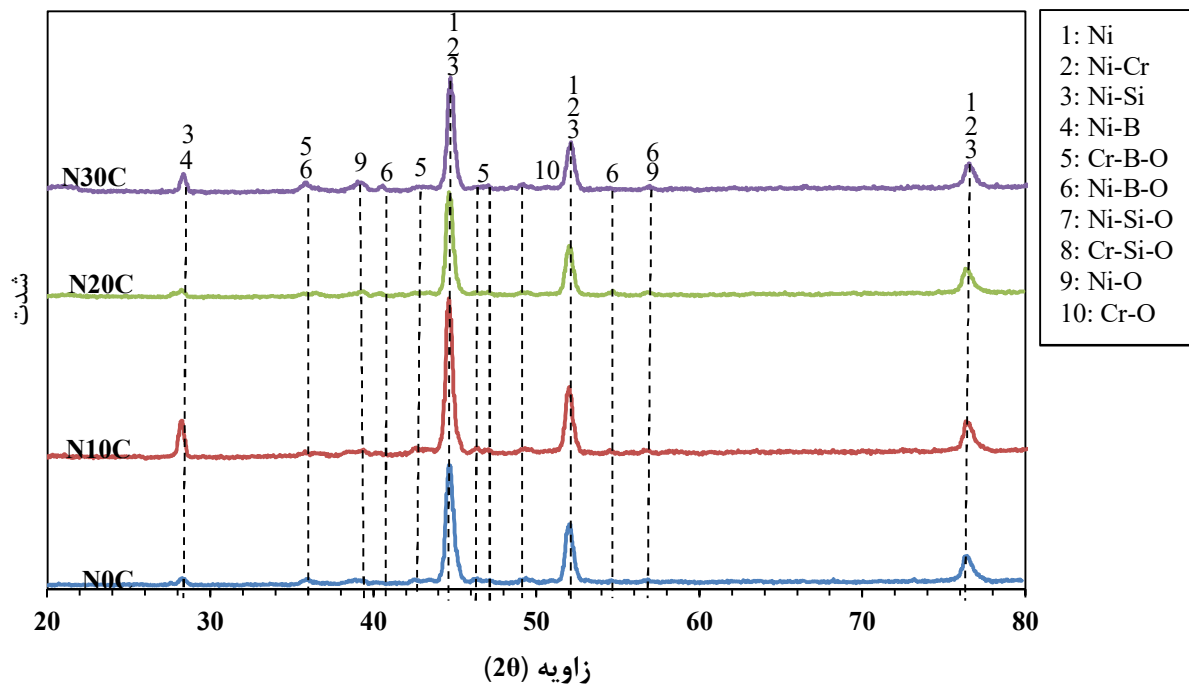
شکل ۴-۲۳: میزان افزایش وزن نمونه‌ها پس از آزمون اکسیداسیون در دماهای مختلف.

شکل ۴-۲۴ تا شکل ۴-۲۶ الگوی پراش اشعه ایکس از سطح پوشش نمونه‌ها پس از آزمون اکسیداسیون به ترتیب در دماهای ۵۰۰، ۶۰۰ و ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. در نمونه‌های دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد مشاهده می‌شود که با افزایش کاربید کروم مقاومت به اکسیداسیون زیاد شده است. دلیل این امر را می‌توان به وجود کروم بیشتر در ساختار که باعث شده است یک پوسته اکسیدی غنی از کروم روی سطح پوشش ایجاد شود و از اکسیداسیون بیشتر جلوگیری می‌کند، نسبت داد که این باعث می‌شود اکتیویته کروم در زمینه زیاد باشد و اکسیدهای غنی از کروم تأثیر مثبت خودشان را نشان بدهند.

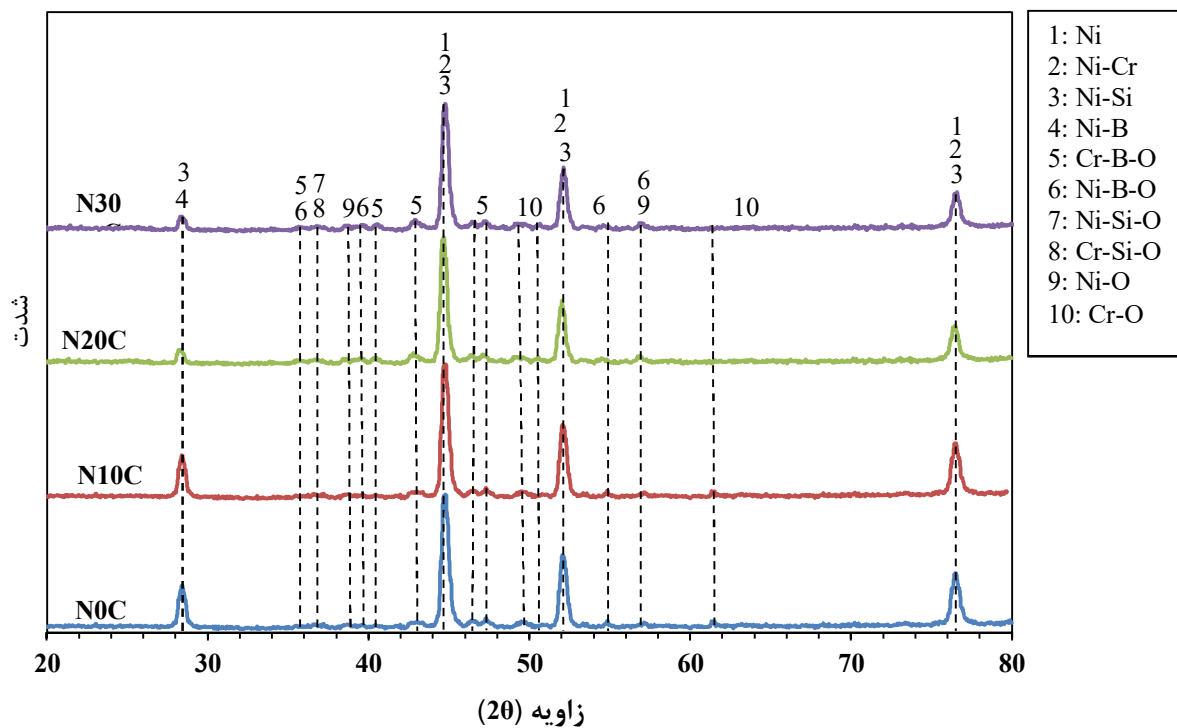
از مقایسه پیک‌ها در دماهای ۵۰۰ و ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد و نمونه N30C به خوبی مشخص است که وجود کروم بیشتر در زمینه باعث شده در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد سنتیک اکسیداسیون کروم بیشتر از نیکل است، پیک NiO در نمونه ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد بر خلاف نمونه ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد از شدت کمتری برخوردار است که این نشان می‌دهد کروم بیشتر در زمینه باعث شده زمینه نیکلی از اکسیداسیون بیشتر محافظت شود.



شکل ۴-۲۴: الگوی پراش اشعه ایکس از سطح پوشش نمونه‌ها پس از آزمون اکسیداسیون در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد.

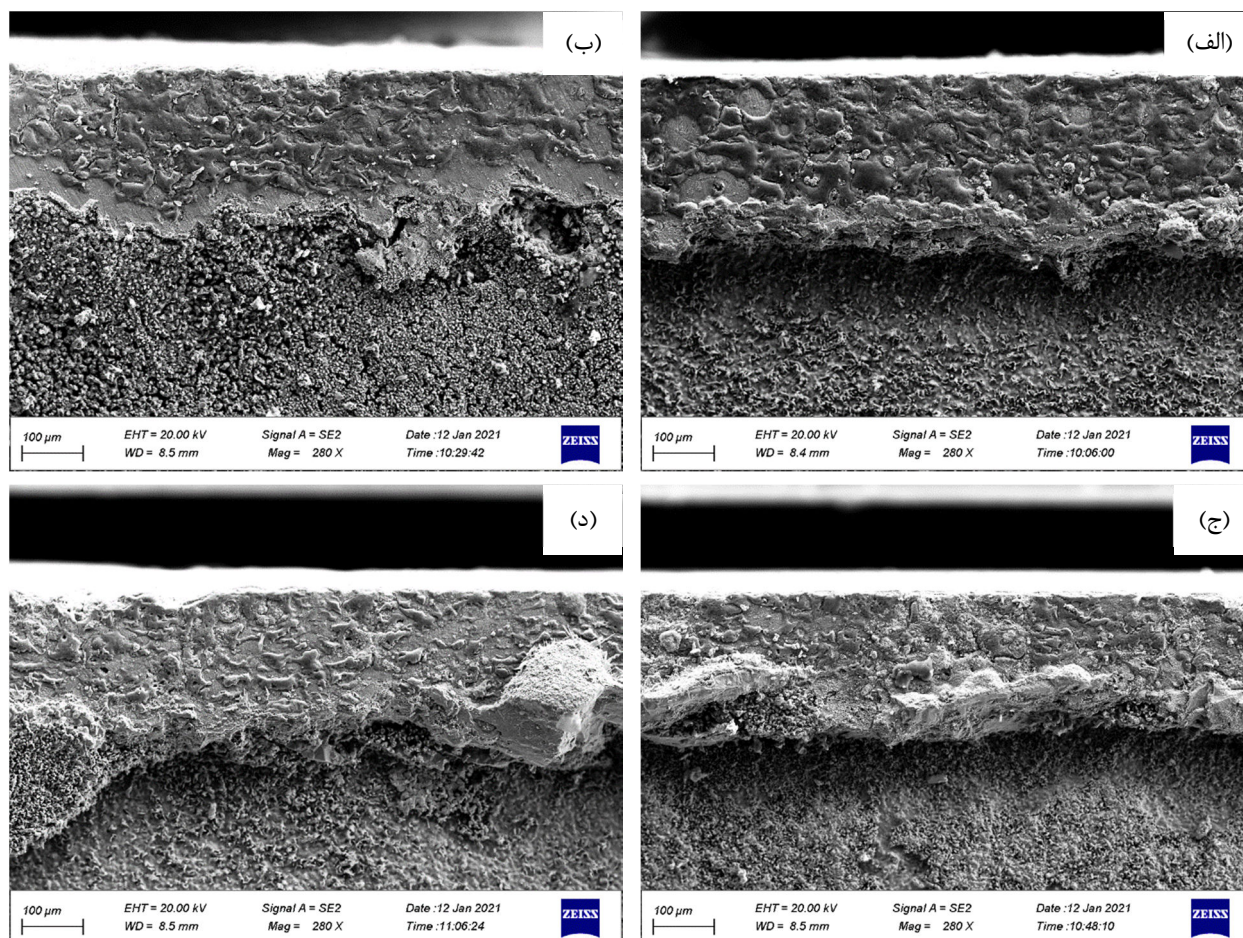


شکل ۴-۲۵: الگوی پراش اشعه ایکس از سطح پوشش نمونه‌ها پس از آزمون اکسیداسیون در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد.



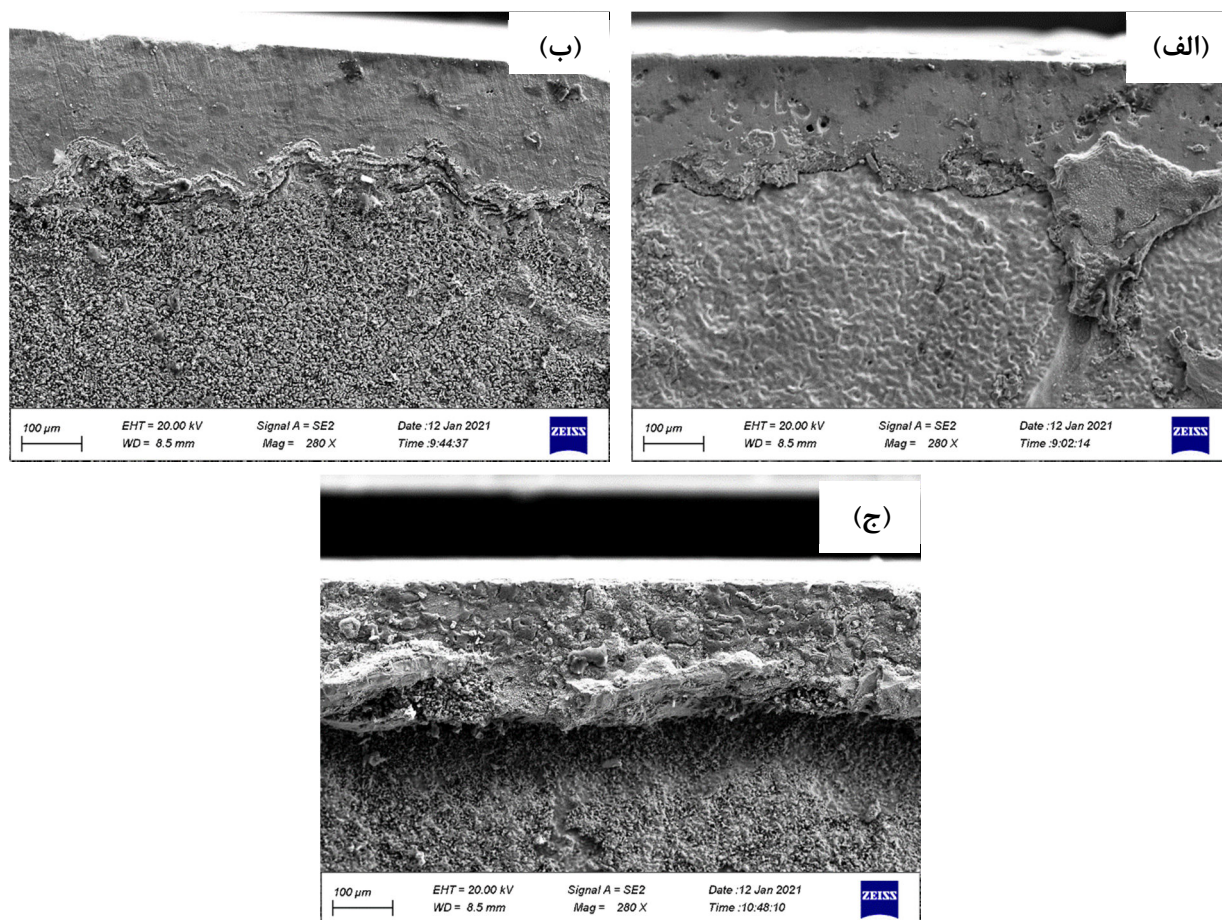
شکل ۴-۲۶: الگوی پراش اشعه ایکس از سطح پوشش نمونه‌ها پس از آزمون اکسیداسیون در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد.

شکل ۴-۲۷ تصاویر SEM از مقطع پوشش نمونه‌ها پس از آزمون اکسیداسیون در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد برای نمونه‌های با پوشش‌های مختلف را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود در همه نمونه‌ها پوشش نسبت به زیرلایه مسی مقاومت بیشتری در برابر اکسیداسیون نشان داده است. به طور واضح مشاهده می‌شود که زیرلایه مسی به شدت تخریب شده و لایه پوششی دچار تخریب چندانی نشده است. همچنین مشاهده می‌شود که با افزایش درصد کاربید کروم در پوشش تقریباً میزان تخریب پوشش کاهش یافته است.



شکل ۴-۲۷: تصاویر SEM از مقطع پوشش نمونه‌ها پس از آزمون اکسیداسیون در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد (الف) N0C، (ب) N10C، (ج) N20C، (د) N30C.

شکل ۴-۲۸ تصاویر SEM از مقطع پوشش نمونه N20C پس از آزمون اکسیداسیون در دمای ۵۰۰، ۶۰۰، ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد، همانطور که مشاهده می‌شود با افزایش دما از ۵۰۰ به ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد میزان تخریب نمونه به شدت افزایش یافته است. همچنین مشاهده می‌شود که در همه دماها میزان تخریب پوشش در مقایسه با زیرلایه مسی بسیار اندک است.



شکل ۴-۲۸: تصاویر SEM از مقطع پوشش نمونه N20C پس از آزمون اکسیداسیون در دمای الف) ۵۰۰، ب) ۶۰۰، ج) ۷۰۰ درجه سانتی گراد.

فصل پنجم

نتیجه‌گیری و پیشنهادها

در این پژوهش تأثیر اعمال پوشش NiCrBSi بر روی زیرلایه مسی و همچنین افزودن مقادیر ۱۰، ۲۰ و ۳۰ درصد کاربید کروم به این پوشش توسط آزمون‌های مختلف از جمله میکروسکوپ نوری، میکروسکوپ الکترونی روبشی، سختی، چسبندگی، سایش و اکسیداسیون مورد بررسی و ارزیابی قرار گرفت. از مهم‌ترین نتایج حاصل از این پژوهش می‌توان به موارد زیر اشاره کرد:

۱- پوشش‌های مختلف ایجاد شده بر روی زیرلایه مسی کاملاً متراکم، یکنواخت و تقریباً عاری از تخلخل، خلل و فرج، و ذرات اکسیدی بودند. و با افزایش مقدار کاربید کروم در پوشش NiCrBSi میزان تخلخل کاهش یافت. به طوریکه با افزودن مقادیر ۱۰، ۲۰ و ۳۰ درصد کاربید کروم به پوشش میزان تخلخل به ترتیب ۳۰، ۵۱ و ۵۹ درصد کاهش داشت.

۲- با اعمال پوشش NiCrBSi بر روی زیرلایه مسی میزان سختی به طور قابل‌توجهی افزایش یافت و از سوی دیگر با افزودن کاربید کروم به پوشش NiCrBSi افزایش مقدار سختی سطح قابل ملاحظه‌تر شد. با افزودن ۱۰، ۲۰ و ۳۰ درصد کاربید کروم به پوشش NiCrBSi زبری سطح پوشش به ترتیب حدود ۲، ۶ و ۱۳ درصد افزایش پیدا کرد.

۳- با حضور ۱۰ و ۲۰ درصد کاربید کروم در پوشش NiCrBSi مقدار چقرمگی شکست به ترتیب حدود ۴۷ و ۸۰ درصد افزایش یافت، اما با افزایش درصد کاربید کروم به ۳۰ درصد مقدار چقرمگی شکست پوشش حدود ۲۲ درصد کاهش پیدا کرد.

۴- با حضور ۱۰ و ۲۰ درصد کاربید کروم در پوشش NiCrBSi مقدار چقرمگی شکست به ترتیب حدود ۲۲ و ۲۴ درصد افزایش یافت، اما با افزایش درصد کاربید کروم به ۳۰ درصد مقدار چقرمگی شکست پوشش حدود ۶ درصد کاهش یافت. همچنین با افزایش درصد کاربید کروم از ۱۰ تا ۳۰ درصد تغییر قابل ملاحظه‌ای در میزان چقرمگی شکست پوشش‌ها ایجاد نشد.

۵- در حین آزمون سایش نرخ سایش برای نمونه‌های با ذرات تقویت‌کننده کاربید کروم به طور قابل ملاحظه‌ای پایین‌تر از پوشش NiCrBSi بود. و از سوی دیگر با افزودن و افزایش مقدار کاربید کروم به پوشش میزان ضریب اصطکاک نیز کاهش یافت.

۶- با اعمال پوشش و بر روی زیرلایه مسی مقاومت در برابر اکسیداسیون نمونه افزایش یافت و همچنین با افزودن ذرات تقویت‌کننده کاربید کروم به پوشش NiCrBSi مقاومت در برابر اکسیداسیون پوشش بیشتر شد.

۷- در همه نمونه‌ها، پوشش نسبت به زیرلایه مسی مقاومت بیشتری در برابر اکسیداسیون نشان داد. به طوریکه زیرلایه مسی به شدت تخریب شد و لایه پوشش نمونه‌ها دچار تخریب چندانی نشد. همچنین با

افزایش درصد کاربید کروم در پوشش تقریباً میزان تخریب پوشش کاهش یافت و در همه دماها میزان تخریب پوشش در مقایسه با زیرلایه مسی بسیار اندک بود.

پیشنهاده‌ها

- ۱- استفاده از آسیاب مکانیکی پر انرژی برای کامپوزیت سازی دو پودر قبل از پاشش حرارتی
- ۲- استفاده از روانکارهای حالت جامد دما بالا درون پوشش به منظور کاهش ضریب اصطکاک

مراجع

- [1] طهری م، خدایی م، اصلانی ب، ضوئی ما. سختی سازی سطحی آلیاژهای مس با استفاده از پوشش WC-Co-Cr و تاثیر مورفولوژی زبری های سطحی بر استحکام چسبندگی پوشش به زیر لایه مسی . پنجمین همایش مشترک انجمن مهندسی متالورژی ایران. اصفهان ۱۳۹۰.
- [2] Zhou S, Lei J, Dai X, Guo J, Gu Z, Pan H. A comparative study of the structure and wear resistance of NiCrBSi/50 wt.% WC composite coatings by laser cladding and laser induction hybrid cladding. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2016;60:17–27.
- [3] Dilawary SAA, Motallebzadeh A, Atar E, Cimenoglu H. Influence of Mo on the high temperature wear performance of NiCrBSi hardfacings. *Tribology International*. 2018;127:288–95.
- [4] Miguel JM, Guilemany JM, Vizcaino S. Tribological study of NiCrBSi coating obtained by different processes. *Tribology international*. 2002;36(3):181–7.
- [5] ASM Handbook: Materials selection and Design. American Society for Metals; 1997.
- [6] Carlos D. *Advanced Mould Technology*. 2005.
- [7] صالحی م، اشرفی زاده ف. متالورژی سطح و تریبولوژی. انجمن علوم و تکنولوژی سطح ایران؛ ۱۳۷۴.
- [8] Steffens H-D, Gramlich M, Nassenstein K. Thermal spraying. In: *Materials Science Forum*. 1994. p. 559–72.
- [9] ASM Handbook - Surface Engineering (Vol 5). ASM International; 1999.
- [10] Bhatia A. Thermal spraying technology and applications. Continuing Education and Development, Inc. 1999;
- [11] Stokes J. The theory and application of the SULZER METCO diamond jet HVOF thermal spray process. Dublin, Dublin City University. 2003;
- [12] Li G, Li Y, Dong T, Wang H, Zheng X, Zhou X. Microstructure and wear resistance of TIG remelted NiCrBSi thick coatings. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2018;2018.
- [13] Hamatani H, Ichiyama Y, Kobayashi J. Mechanical and thermal properties of HVOF sprayed Ni based alloys with carbide. *Science and technology of advanced materials*. 2002;3(4):319.
- [14] Natarajan S, Anand EE, Akhilesh KS, Rajagopal A, Nambiar PP. Effect of graphite addition on the microstructure, hardness and abrasive wear behavior of plasma sprayed NiCrBSi coatings. *Materials chemistry and physics*. 2016;175:100–6.
- [15] Navas C, Vijande R, Cuetos JM, Fernández MR, De Damborenea J. Corrosion behaviour of NiCrBSi plasma-sprayed coatings partially melted with laser. *Surface and Coatings Technology*. 2006;201(3–4):776–85.
- [16] Liu L, Xu H, Xiao J, Wei X, Zhang G, Zhang C. Effect of heat treatment on structure and property evolutions of atmospheric plasma sprayed NiCrBSi coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2017;325:548–54.
- [17] Buytoz S, Ulutan M, Islak S, Kurt B, Çelik ON. Microstructural and wear characteristics of high velocity oxygen fuel (HVOF) sprayed NiCrBSi--SiC composite coating on SAE 1030 steel. *Arabian Journal for Science and Engineering*. 2013;38(6):1481–91.
- [18] Miranda JC, Ramalho A. Abrasion resistance of thermal sprayed composite coatings

- with a nickel alloy matrix and a WC hard phase. Effect of deposition technique and re-melting. Tribology Letters. 2001;11(1):37–48.
- [19] Deshpande S, Kulkarni A, Sampath S, Herman H. Application of image analysis for characterization of porosity in thermal spray coatings and correlation with small angle neutron scattering. Surface and coatings technology. 2004;187(1):6–16.
- [20] خامنه‌اصل ش, حیدرزاده‌سهی ک, هوکاموتو م, خدامی ع. تأثیر عملیات حرارتی بر چقرمگی شکست پوشش‌های کاربید تنگستن - کبالت. علوم و مهندسی سطح ایران. ۱۳۸۴; ۲(۱): ۷–۲.
- [21] Hadad M, Hockauf M, Meyer LW, Marot G, Lesage J, Hitzek R, et al. Adhesion evaluation of multilayered based WC--Co--Cr thermally sprayed coatings. Surface and Coatings Technology. 2008;202(18):4399–405.
- [22] Brossard S, Munroe PR, Hyland MM. Study of the splat formation for HVOF sprayed NiCr on stainless steel substrates and the effects of heating and boiling pre-treatments. Journal of thermal spray technology. 2010;19(5):990–1000.
- [23] Puetz P, Huang X, Lima RS, Yang Q, Zhao L. Characterization of transient oxide formation on CoNiCrAlY after heat treatment in vacuum and air. Surface and Coatings Technology. 2010;205(2):647–57.
- [24] Tang F, Ajdelsztajn L, Kim GE, Provenzano V, Schoenung JM. Improvement in oxidation behavior of nanostructured conical bond coat dispersed with nano-size alumina particles. 2002;
- [25] Tang F, Ajdelsztajn L, Schoenung JM. Characterization of oxide scales formed on HVOF NiCrAlY coatings with various oxygen contents introduced during thermal spraying. Scripta Materialia. 2004;51(1):25–9.
- [26] Richer P, Zúñiga A, Yandouzi M, Jodoin B. CoNiCrAlY microstructural changes induced during cold gas dynamic spraying. Surface and Coatings Technology. 2008;203(3–4):364–71.
- [27] ASM International, “*Handbook of Thermal Spray Technology*”, 2004
- [28] Picas JA, Punset M, Baile MT, Martin E, Forn A. Effect of oxygen/fuel ratio on the in-flight particle parameters and properties of HVOF WC-CoCr coatings. Surface and Coatings Technology. 2011;205:S364--S368.
- [29] Saaedi J, Coyle TW, Arabi H, Mirdamadi S, Mostaghimi J. Effects of HVOF process parameters on the properties of Ni-Cr coatings. Journal of thermal spray technology. 2010;19(3):521–30.
- [30] Sidhu TS, Prakash S, Agrawal RD. A comparative study of hot corrosion resistance of HVOF sprayed NiCrBSi and Stellite-6 coated Ni-based superalloy at 900 C. Materials Science and Engineering: A. 2007;445:210–8.
- [31] Davis JR, others. Handbook of thermal spray technology. ASM international; 2004.
- [32] Bunshah RF, Weissmantel C. Handbook of hard coatings. 2001;
- [33] Kamal S, Jayaganthan R, Prakash S. Mechanical and microstructural characteristics of detonation gun sprayed NiCrAlY+ 0.4 wt% CeO₂ coatings on superalloys. Materials chemistry and physics. 2010;122(1):262–8.
- [34] Li CJ, Wang YY. Effect of particle state on the adhesive strength of HVOF sprayed metallic coating. Journal of Thermal Spray Technology. 2002;11(4):523–9.
- [35] Ni HS, Liu XH, Chang XC, Hou WL, Liu W, Wang JQ. High performance amorphous steel coating prepared by HVOF thermal spraying. Journal of Alloys and Compounds. 2009;467(1–2):163–7.
- [36] Bunshah RF. Deposition technologies, properties and applications. William Andrew

- Handbook of Hard Coatings. 2001;
- [37] Wang Y-Y, Li C-J, Ohmori A. Examination of factors influencing the bond strength of high velocity oxy-fuel sprayed coatings. *Surface and Coatings Technology*. 2006;200(9):2923–8.
 - [38] Archard J. Contact and rubbing of flat surfaces. *Journal of applied physics*. 1953;24(8):981–8.
 - [39] Opris CD, Liu R, Yao MX, Wu XJ. Development of Stellite alloy composites with sintering/HIPing technique for wear-resistant applications. *Materials & design*. 2007;28(2):581–91.
 - [40] Bonache V, Salvador MD, García-JC, Sánchez E, Bannier E. Influence of plasma intensity on wear and erosion resistance of conventional and nanometric WC-Co coatings deposited by APS. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2011;20(3):549–59.
 - [41] Birol Y. High temperature sliding wear behaviour of Inconel 617 and Stellite 6 alloys. *Wear*. 2010;269(9–10):664–71.

Abstract

Copper metal has a high heat transfer coefficient, which is why it is used in the manufacture of copper molds in continuous steel casting line and ESR molds. Due to the contact of the melt with high temperature as well as the frozen steel with the surface of the copper mold, the mold must have good corrosion and abrasion resistance. But due to their low hardness, copper alloys show low wear resistance. Due to their high hardness, high abrasion resistance, good corrosion resistance and acceptable toughness, metal-ceramic composite coatings are often applied to the surface by one of the methods of plating, thermal spraying and laser to improve tribological and corrosion properties. In this project, the tribological behavior of NiCrBSi-Cr₃C₂ thermal spray coatings on copper substrate was investigated. The results showed that the different coatings created on the copper substrate were completely dense, uniform and almost free of porosity, pores and oxide particles. By adding and increasing the amount of chromium carbide in the NiCrBSi coating, the porosity decreased and the hardness significantly increased. On the other hand, with the addition of chromium carbide to the NiCrBSi coating, the surface hardness increased significantly more. By adding 10, 20 and 30% chromium carbide to the base coat, the surface roughness and fracture toughness increased. The results of the abrasion test showed that the weight loss of the samples during the abrasion test was significantly reduced by adding chromium carbide to the NiCrBSi coating at all distances. Also, the wear rate for samples with chromium carbide reinforcing particles was significantly lower than NiCrBSi coating, and on the other hand, the amount of friction decreased with increasing the amount of chromium carbide in the coating. By applying the coating on the copper substrate, the oxidation resistance of the samples increased and also by adding chromium carbide reinforcing particles to the NiCrBSi coating, the coating oxidation resistance increased. So that the copper substrate was severely damaged and the coating layer of the samples was not damaged much. Also, with increasing the percentage of chromium carbide in the coating, the amount of coating degradation almost decreased and at all temperatures, the amount of coating degradation was very small compared to the copper substrate.

Keywords: Thermal spraying, Coating, copper mold, Composite



**Faculty of Chemical and Materials Engineering
M.Sc. Thesis in Ceramic Engineering**

**Investigation tribological properties of thermal spray
NiCrBSi/ Cr_3C_2 coating deposited on Copper substrate**

By: Jalal Hatami

Supervisors:
Dr. Mostafa Hajian Heidari
Dr. Maryam Shojaei Bahaabad

Advisor:
Engineer Mostafa Tahari

February 2021