



Ferdowsi  
University of  
Mashhad

# Journal of Metallurgical and Materials Engineering

<https://jmme.um.ac.ir>



Iron & Steel  
Society of Iran

## Investigating the Ability of Coating the SiC by APS and HVOF Processes through the Nickel-Phosphorus Cladding on the Primary Powder

Research Article

Pejman Zamani Moghadam<sup>1</sup> , Zia Valefi<sup>2</sup>, Masoud Mirjani<sup>3</sup>

DOI: [10.22067/jmme.2023.81846.1107](https://doi.org/10.22067/jmme.2023.81846.1107)

### 1- Introduction

Silicon carbide (SiC), despite its excellent tribological characteristics and wear resistance in corrosive and harsh environments, there are still no significant studies on its deposition by thermal spraying. SiC strongly oxidizes and decomposes at temperatures of 2400 to 2500°C (before reaching the melting temperature). This feature makes silicon carbide coating difficult during thermal spraying. One idea for coating the SiC particles by thermal spraying process is to protect them with a metal clad. Although nickel electroless has been used to increase the wettability of carbide nanoparticles in metal matrix composites, so far no research has been done on the use of this process to produce silicon carbide micron powder coated with nickel for thermal spraying.

The high-velocity oxygen-fuel (HVOF) process is commonly used to create metal matrix composite coatings. The HVOF process uses the combination of oxygen with compressed air along with gas fuel or liquid fuel to create temperatures of 2400-3200°C. The special design of the chamber has led to the formation of an ultrasonic flame in which the injected powders can reach speeds of 700-800 m/s and form a coating after reaching the substrate. In some applications, despite the occurrence of severe thermal decomposition, atmospheric plasma spraying (APS) process is used to apply composite coatings on metal surfaces.

The aim of this research is to protect silicon carbide particles during HVOF and APS processes using SiC powder particles coated with nickel. A cobalt-based alloy is also added to the SiC(Ni) powder mixture to increase the spray ability of the coating.

### 2- Experimental Study

The SiC powders had a high purity of 99%, a particle size of  $-45+15 \mu\text{m}$  and a theoretical density of  $3.2 \text{ g/cm}^3$ . Degreasing of the powder was done by ultrasonic cleaning in acetone. The powders were sensitized and activated by tin chloride ( $\text{SnCl}_2$ ) and palladium chloride ( $\text{PdCl}_2$ )

solutions, respectively. In order to cover the activated powder particles, nickel electroless bath composition according to Table 1 was used. Temperature and pH during the electroless plating process were 85°C and 4.5, respectively.

Table 1- nickel electroless bath composition

Compound	Content
$\text{NiSO}_4 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$	10 g/l
$\text{NaH}_2\text{PO}_2$	1:1
$\text{NaOH}$	10 ml/l
$\text{C}_2\text{H}_8\text{N}_2$	1:3

In roughen the powder particles, a solution containing 100 ml/l HF and 2 g/l NaF was used for 10 minutes. Four different samples were coated according to Table 2.

Table 2- coated samples in the nickel electroless bath

Sample	Roughening	Plating time
1	No	5 min
2	No	10 min
3	Yes	5 min
4	Yes	10 min

The SiC(Ni) powder and 70 vol.% cobalt mixture was used for coating by HVOF (JP-5000 torch) and APS (F4 gun) processes. The substrates used for coating were simple carbon steel with a thickness of 10 mm and a diameter of 25 mm.

To identify SiC powder phases, X-ray diffraction analysis was performed. The data obtained from XRD were analyzed by Xpert high score plus software. Metallographic samples were prepared according to ASTM E1920. From the morphology and cross section of the metallographic samples, scanning electron microscopic images using the TESCAN VEGA3

\*Manuscript received: April 6, 2023, Revised: July 28, 2023, Accepted, October 20, 2023.

<sup>1</sup> Corresponding author: Ph.D. student, Faculty of Material and Manufacturing Technologies, MalekAshtar University of Technology. **Email:** [pejmanzamani33@yahoo.com](mailto:pejmanzamani33@yahoo.com).

<sup>2</sup> Associate Professor, Faculty of Material and Manufacturing Technologies, MalekAshtar University of Technology.

<sup>3</sup> M.Sc. Faculty of Material and Manufacturing Technologies, MalekAshtar University of Technology.

microscope were prepared. Also, to determine the chemical composition of different phases, EDS elemental distribution analysis was also performed on the powders. The SEM images were used to measure the thickness of Ni-P coating created on SiC particles. Hardness test was evaluated using a Vickers indenter with a load of 300 g on the polished cross-section of the coatings.

### 3-Result and discussion

The SEM images of powder morphology of the samples 1 and 2 are shown in Figure 1. EDS analysis showed that the white phases contain 92.9 wt.% of nickel and 1.7 wt.% phosphorus. In the sample 1, a significant part of the SiC powders do not have a coating. Although with the increase of time from 5 to 10 minutes in the sample 2, more nickel was deposited from the solution, but a uniform coating was not formed on the SiC particles.

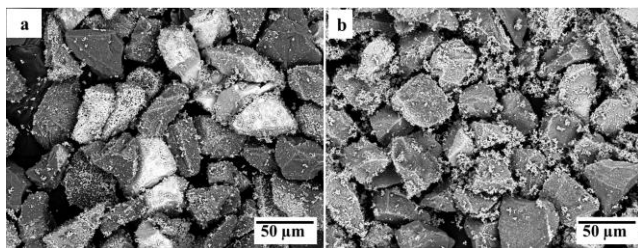


Figure 1- SEM of powder morphology: a) sample 1, b) sample 2

SEM images of powder morphology of the samples 3 and 4 are shown in Figure 2. As can be seen from Figure 2a, a continuous Ni-P coating is formed on sample 3 powder. Increasing the electroless plating time from 5 to 10 minutes has resulted in cracks in the coating (Figure 2b).

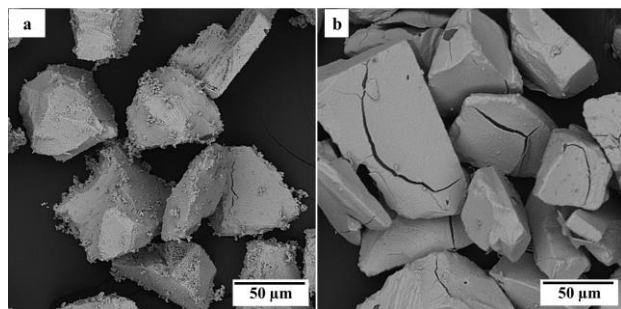


Figure 2- SEM images of powder morphology: a) sample 3, b) sample 4

The thickness of the Ni-P coating in sample 3 was measured to be about 1 to 3 micrometers (Figure 3). Figure 4 shows the image of SiC(Ni)-Co created by the HVOF process. The volume percent of SiC particles was calculated as  $20 \pm 3$ . On the other hand, the SiC particles observed in the microstructure have smaller dimensions than the original powder, which is due to the thermal decomposition of its external surfaces, but due to the high speed of the HVOF flame, its central core remains. Considering that the amount of SiC in the initial composite powder was 30 vol.%, it can be concluded that about 10% of it was oxidized or decomposed during the

HVOF process. However, a significant volume fraction of SiC reinforcing particles contributes to the HVOF coating.

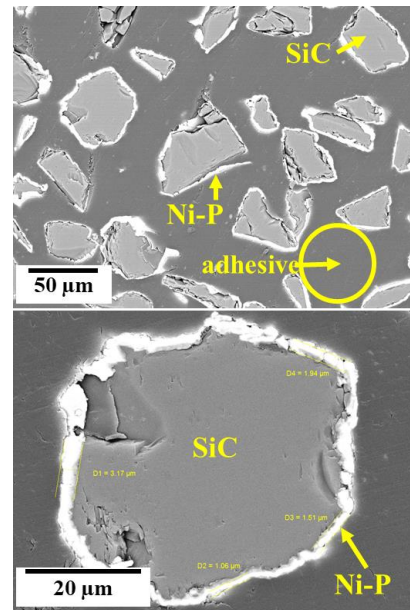


Figure 3- SEM image of the polished cross-section of powder sample 3.

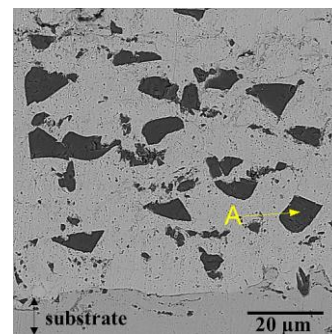


Figure 4- Cross section of SiC(Ni)-Co coating created by HVOF process (A: SiC)


The cross-sectional hardness of SiC(Ni)-Co coatings created by APS and HVOF processes was measured as  $460 \pm 30$  and  $570 \pm 40$ , respectively. The hardness of the pure cobalt coating created by the HVOF process was also obtained as  $480 \pm 30$ . The higher hardness of the composite coating by HVOF compared to the pure type is due to the SiC reinforcing particles. As a result, the protection of SiC particles and its participation in metal-based composite coatings has a significant effect on increasing the hardness of the coating. For functional evaluation, wear test is suggested.

### 4- Conclusion

- Roughening of the primary SiC particles and then their electroless plating in 5 minutes resulted in the continuous Ni-P coating.
- Ni-P coating led to the protection of SiC particles during HVOF spraying, while it was not able to protect SiC particles during APS.
- The hardness of the HVOF-sprayed SiC(Ni)-Co coating with a significant contribution of silicon carbide led to an increase in hardness by  $110 \text{ HV}_{0.3}$  compared to the APS SiC(Ni)-Co coating with a small contribution of silicon carbide.



بررسی قابلیت پوشش دهی SiC توسط فرآیندهای APS و HVOF از طریق روکش کاری نیکل-فسفر بر پودر اولیه\*

پژمان زمانی مقدم<sup>(۱)</sup>  ضیاء والفی<sup>(۲)</sup> مسعود میرجانی<sup>(۳)</sup>

DOI: 10.22067/jmme.2023.81846.1107

**چکیده** در این تحقیق، از پودر کاربید سیلیسیم (SiC) با اندازه ذرات ۳۰ تا ۴۵ میکرومتر و مورفولوژی نامنظم، جهت پوشش دهی در حمام الکترولس نیکل استفاده شد. تاثیر پارامترهای خشن سازی سطح ذرات در محلول اسیدی و زمان فرآیند الکترولس بر یکنواختی و ضخامت پوشش Ni-P روی ذرات SiC مورد بررسی قرار گرفت. پودر کامپوزیتی SiC(Ni)-70vol.%Co توسط فرآیندهای پاشش سوخت اکسیژن سرعت بالا (HVOF) و پاشش پلاسما اتمسفری (APS) روی زیرلایه هایی از جنس فولاد ساده کربنی پوشش دهی شد. پودر کامپوزیتی از مخلوط مکانیکی پودر کبالت با پودر کاربید سیلیسیم روکش شده SiC(Ni) به دست آمد. ریزساختار سطح مقطع و مورفولوژی ذرات پودر و پوشش های متناظر توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد. نتایج نشان دادند که آماده سازی سطحی پودر SiC توسط خشن سازی ذرات با محلول HF/NaF و زمان الکترولس ۵ دقیقه منجر به تشکیل روکش پیوسته و یکنواخت Ni-P با ضخامت ۱ الی ۳ میکرومتر روی ذرات SiC شد. روکش الکترولس نیکل طی پاشش حرارتی توسط HVOF به خوبی از ذرات SiC در برابر تجزیه و اکسیداسیون محافظت کرد و به عنوان یک حامل منجر به قرارگیری و توزیع SiC در پوشش کامپوزیتی SiC(Ni)-Co گردید. در فرآیند APS به دلیل دمای بسیار بالای جت پلاسما و تجزیه حرارتی، ذرات SiC در ریزساختار پوشش مشارکت بسیار کمی داشتند. میکرو سختی دو پوشش نامبرده به ترتیب  $40 \pm 570$  و  $30 \pm 460$  HV<sub>0.3</sub> اندازه گیری شد که این تفاوت ناشی از تاثیر توزیع چشمگیر SiC در پوشش HVOF بود.

**واژه های کلیدی** کاربید سیلیسیم، Ni-P، پاشش حرارتی، HVOF، APS.

Investigating the Ability of Coating the SiC by APS and HVOF Processes through the Nickel-Phosphorus Cladding on the Primary Powder

Pejman Zamani Moghadam

Zia Valefi

Masoud Mirjani

**Abstract** In this research, silicon carbide (SiC) powder with a particle size of 30 to 45 micrometers and an irregular morphology was used for coating in an electroless nickel bath. The effect of particle surface roughening parameters in an acidic solution and electroless process time on uniformity and thickness of Ni-P coating on the SiC particles was investigated. SiC(Ni)-70vol.%Co blended powder was coated on simple carbon steel substrates by high-velocity oxy-fuel (HVOF) and atmospheric plasma spraying (APS) processes. The composite powder was obtained from the mechanical blending of cobalt powder with coated silicon carbide SiC(Ni) powder. The microstructure and morphology of powder particles and corresponding coatings were investigated by scanning electron microscopy (SEM). The results showed that the surface preparation of SiC powder by roughening the particles with HF/NaF solution and electroless time of 5 minutes led to the formation of a continuous and uniform Ni-P coating with a thickness of 1-3 micrometers on the SiC particles. Electroless nickel coating during thermal spraying by HVOF protected SiC particles against decomposition and oxidation and as a carrier led to the placement and distribution of SiC in SiC(Ni)-Co composite coating. In the APS process, due to the very high temperature of the plasma jet and thermal decomposition, SiC particles was insignificantly contributed to the coating microstructure. The micro-hardness of two mentioned coatings was measured as  $570 \pm 40$  and  $460 \pm 30$  HV<sub>0.3</sub>, respectively, and this difference was due to the effect of the significant distribution of SiC in the HVOF coating.

**Key Words** Silicon carbide, Ni-P, Thermal spray, HVOF, APS.

\* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۲/۱/۱۷ و تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۲/۷/۲ می باشد.

(۱) نویسنده مسئول، دانشجوی دکتری، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، تهران.

Email: pejmanzamani33@yahoo.com

(۲) دانشیار، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، تهران.

(۳) محقق، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری های ساخت، تهران.

### مقدمه

امروزه، پوشش‌های بر پایه‌ی کاربید کروم، کاربید تنگستن و کاربید سیلیسیم بیشترین استفاده را برای افزایش سختی و مقاومت به فرسایش اجزای فلزی در صنایع مختلف دارند. متداول‌ترین روش ایجاد پوشش‌های کاربید کروم و کاربید تنگستن فرآیندهای پاشش حرارتی هستند اما پوشش‌دهی کاربید سیلیسیم عمدتاً توسط فرآیندهای رسوب‌دهی فاز بخار انجام می‌شود [1-4]. علی‌رغم ویژگی‌های تریبولوژیکی و مقاومت به سایش عالی ماده کاربید سیلیسیم در محیط‌های خورنده و خشن، هنوز مطالعات قابل توجهی در زمینه ایجاد آن توسط فرآیندهای پاشش حرارتی وجود ندارد. ماده کاربید سیلیسیم در ماه‌های ۲۴۰۰ تا ۲۵۰۰°C (پیش از رسیدن به دمای ذوب) به شدت اکسید و تجزیه می‌شود. این ویژگی، پوشش-دهی کاربید سیلیسیم را در طی پاشش حرارتی دشوار می‌سازد. با این وجود، با توجه به دارا بودن ویژگی‌های مکانیکی، حرارتی و شیمیایی عالی، ماده کاربید سیلیسیم همواره برای کاربردهای پاشش حرارتی جذاب بوده است. اثبات شده است که طی پاشش حرارتی ذرات کاربید سیلیسیم به شدت دچار کربن‌زدایی (Decarburization) ناشی از اکسیداسیون و تبخیر ناشی از تجزیه حرارتی (Thermal decomposition) قرار شده و در عمل لایه‌نشانی آن توسط فرآیند پاشش حرارتی امکان‌پذیر نیست [5-7].

یک ایده جهت پوشش‌دهی ذرات کاربید سیلیسیم توسط فرآیند پاشش حرارتی حفاظت از آن‌ها توسط یک پوشش فلزی است. اگرچه از الکترولس نیکل برای افزایش خاصیت ترشوندگی نانوذرات کاربیدی در ترکیب‌های زمینه فلزی استفاده شده است [8,9]، اما تاکنون تحقیقی در زمینه استفاده از این فرآیند جهت تولید پودر میکرونی کاربید سیلیسیم روکش شده با نیکل برای پاشش حرارتی انجام نشده است. اخیراً در سال ۲۰۲۳، روستی (Rossetti) و همکاران [10] به روکش‌کاری ذرات الماس توسط الکترولس Ni-P و سپس اعمال آن توسط فرآیند پاشش هوا اکسیژن سرعت بالا (HVAF) (High-velocity air fuel) پرداخته‌اند [10].

آبکاری الکترولس نیکل، روشی برای ایجاد پوشش نیکل بدون اعمال جریان خارجی است و الکترون مورد نیاز توسط واکنش‌های شیمیایی درون حمام تامین می‌شود. در فرآیند

الکترولس، یون‌های فلزی و عامل احیاکننده تنها در حضور کاتالیزور با یکدیگر واکنش داده و در نتیجه برای شروع واکنش احیاء، زیرلایه باید فعال باشد و یا سطح زیرلایه توسط کاتالیزورهای مناسب فعال شود. در حمام‌های الکترولس نیکل، عامل احیاکننده، منبع تامین الکترون برای احیاء نمک‌های فلزی بوده و می‌تواند هیپوفسفیت، فرمالدئید، بوروهیدرید یا آمینوبوران باشد [11].

از آنجا که واکنش‌های الکترولس حتماً باید در حضور کاتالیزور انجام شوند بنابراین برای تشکیل پوشش، ماده پایه از نظر کاتالیتیکی باید فعال باشد. برای مواد غیرفلزی لازم است که جوانه‌های فعال کاتالیتیکی ذاتی بر روی سطح آنها و پیش از وارد کردن به داخل حمام الکترولس رسوب داده شود. به این منظور پس از حساس کردن پایه در محلول کلرورقلع، سطح در معرض محلول کلرورپالادیم قرار می‌گیرد تا اتم‌های پالادیم فلزی بر روی سطح، جوانه بزنند. در این مرحله، امکان آبکاری ماده پایه وجود دارد. فلز نیکل یک کاتالیزور برای رسوب‌گذاری بعدی فرآیند الکترولس نیکل است [12].

پال (Pal) و همکاران [13] به ایجاد روکش نیکل بر ذرات کاربید سیلیسیم (۱ تا ۳ میکرومتر) از طریق فرآیند الکترولس به منظور افزودن آن به آلیاژ Sn-3.0Ag-0.5Cu پرداختند. با افزودن ۱ درصد از ترکیب SiC (Ni) به زمینه فلزی، مقدار میکروسختی آن تا ۲۵٪ افزایش یافت [13].

حیدرزاده و همکاران [14] به بهینه‌سازی درصد افزایش وزن طی آبکاری الکترولس نیکل روی ذرات کاربید سیلیسیم پرداختند. آنها سه پودر کاربید سیلیسیم در ابعاد متوسط ۱۰ و ۸۰ میکرومتر و همچنین مخلوطشان را با استفاده از استون شست و شو کردند. نتایج آزمایش‌های میکروسکوپی روی ترکیب حاصل نشان دادند که بهترین پوشش در شرایطی حاصل شد که دمای حمام، pH و ابعاد ذرات کاربید سیلیسیم به ترتیب ۵۰ درجه سانتی‌گراد، ۸ و ۸۰ میکرومتر بودند [14].

تقیان و همکاران [15] جهت افزایش ترشوندگی و توزیع بهتر ذرات تقویت کننده در داخل مذاب با هدف تولید ترکیب‌های زمینه فلزی، به پوشش‌دهی نسبتاً یکنواخت نیکل بر ذرات کاربید سیلیسیم پرداختند. بررسی تاثیر آماده‌سازی سطح ذرات و زمان فرآیند آبکاری الکترولس بر ایجاد یک لایه پیوسته

و یکنواخت Ni-P روی ذرات میکرونی کاربرد سیلیسیم جهت ایجاد قابلیت پاشش حرارتی به پژوهش‌های بیشتری نیاز دارد. فرآیند پاشش سوخت اکسیژن سرعت بالا (HVOF) پوشش‌های ترکیبی زمینه فلزی استفاده می‌شود. فرآیند HVOF، از ترکیب اکسیژن با هوای فشرده به همراه سوخت گاز یا سوخت مایع برای ایجاد دماهای ۲۴۰۰-۳۲۰۰ سانتی‌گراد استفاده می‌کند. طراحی خاص محفظه منجر به تشکیل شعله مافوق صوت شده که پودرهای تزریق شده در آن می‌توانند به سرعت‌های ۷۰۰-۸۰۰ m/s دست یابند و پس از برخورد به زیرلایه پوشش تشکیل دهند [16-18]. در برخی کاربردهای خاص، علی‌رغم رخدادهای تجزیه حرارتی شدید، از فرآیند پاشش پلاسمای اتمسفری (APS) (Atmospheric Plasma Spraying) برای اعمال پوشش‌های ترکیبی زمینه فلزی استفاده می‌شود [19].

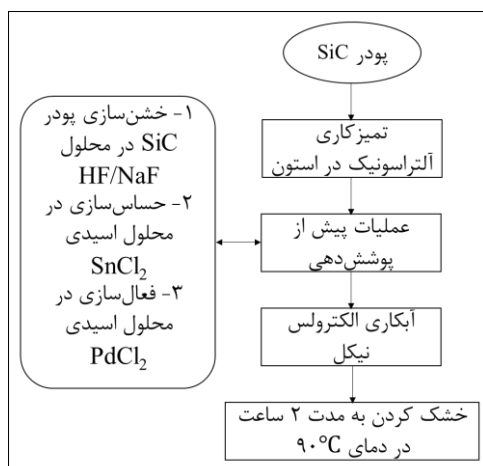
هدف از این تحقیق، محافظت از ذرات کاربرد سیلیسیم طی پاشش حرارتی و بهینه‌سازی پارامترهای ایجاد پوشش برپایه کاربرد سیلیسیم بوسیله فرآیندهای HVOF و APS با استفاده از ذرات پودر SiC روکش شده با نیکل (SiC(Ni)) است. پودر مورد نظر از راسب شدن لایه نیکل-فسفر با ضخامت ۱ تا ۳ میکرومتر روی ذرات پودر کاربرد سیلیسیم در محلول شیمیایی طی فرآیند آبکاری الکترولس حاصل می‌شود. یک آلیاژ پایه کبالت نیز جهت افزایش قابلیت پاشش، بهبود چقرمگی شکست و استحکام هم‌چسبی پوشش به ترکیب پودر SiC(Ni) به صورت مخلوط افزوده می‌شود.

جدول ۱ ترکیب حمام آبکاری الکترولس نیکل

ماده	مقدار
NiSO <sub>4</sub> .6H <sub>2</sub> O	۱۰ گرم بر لیتر
NaH <sub>2</sub> PO <sub>2</sub>	به نسبت ۱ به ۱ با سولفات نیکل
NaOH	۱۰ مولار
C <sub>2</sub> H <sub>8</sub> N <sub>2</sub>	به نسبت ۱ به ۳ با سولفات نیکل

جدول ۲ نمونه‌های پوشش‌دهی توسط آبکاری الکترولس

نمونه	خشن‌سازی پودر	زمان آبکاری
نمونه ۱	ندارد	۵ دقیقه
نمونه ۲	ندارد	۱۰ دقیقه
نمونه ۳	دارد	۵ دقیقه
نمونه ۴	دارد	۱۰ دقیقه



شکل ۱ روند آبکاری الکترولس نیکل روی پودر SiC.

### مواد و روش تحقیق

کاربرد سیلیسیم (SiC) مورد استفاده دارای خلوص بالای ۹۹٪، اندازه ذرات ۱۵+۴۵ μm و چگالی تئوری ۳/۲ g/cm<sup>3</sup> بود. چربی‌زدایی پودر توسط تمیزکاری آلتراسونیک (دستگاه SONIC 6MX با حجم دو لیتر) در استون به مدت ۳۰ دقیقه انجام شد. عملیات حساس‌سازی و فعال‌سازی پودرها به ترتیب توسط محلول کلرید قلع (SnCl<sub>2</sub>) و کلرید پالادیوم (PdCl<sub>2</sub>) انجام شد. پودرها پس از هرکدام از مراحل حساس‌سازی و فعال‌سازی، توسط آب مقطر شست‌وشو شدند. جهت پوشش‌دهی ذرات پودر فعال شده از ترکیب حمام الکترولس نیکل مطابق با جدول (۱) استفاده شد. در این حمام، سولفات نیکل (NiSO<sub>4</sub>.6H<sub>2</sub>O) به عنوان منبع نیکل، هیپوفسفیفات سدیم

آماده سازی نمونه های متالوگرافی مطابق با ASTM E1920 انجام شد. از مورفولوژی و سطح مقطع نمونه های متالوگرافی، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی با استفاده از دستگاه میکروسکوپ الکترونی مدل TESCAN VEGA3 تهیه گردید. همچنین به منظور تعیین ترکیب شیمیایی فازهای مختلف، آنالیز توزیع عناصر EDS نیز روی پودرها انجام شد. از تصاویر SEM جهت ضخامت سنجی پوشش Ni-P ایجاد شده روی ذرات SiC استفاده شد. آزمون سختی با استفاده از فرورونده ویکرز با بار ۳۰۰ گرم روی سطح مقطع پولیش شده پوشش ها انجام شد. تعداد ۵ آزمایش سختی با فاصله قابل توجه در مرکز پوشش ها انجام و میانگین اندازه گیری ها گزارش شد.

### نتایج و بحث

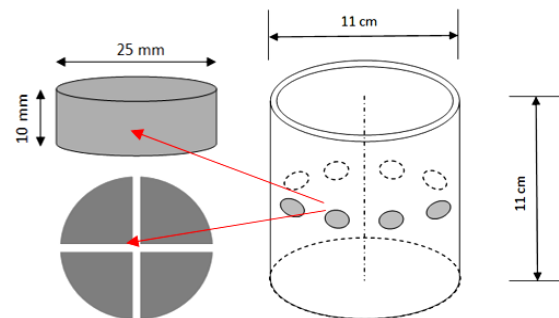
تصویر الکترون های ثانویه از پودر SiC اولیه در شکل (۳) آورده شده است. مورفولوژی ذرات نامنظم و گوشه دار است. در شکل (۳) فقط یک فاز تیره رنگ مشاهده می شود که بر اساس آنالیز EDS انجام شده در شکل (۴) شامل ۷۲/۵ درصد وزنی سیلیسیم و ۲۷/۵ درصد وزنی کربن می باشد. فاز یابی الگوی XRD ارائه شده در شکل (۵) نشان داد که تنها فاز موجود در پودر،  $\alpha$ -SiC است.

تصاویر SEM از مورفولوژی پودر نمونه های (۱) و (۲) (پودر های آبکاری شده در زمان های ۵ و ۱۰ دقیقه بدون عملیات خشن سازی اولیه) در شکل (۶) آورده شده اند. آنالیز EDS مطابق با طیف ارائه شده در شکل (۷) نشان داد که فاز های سفید رنگ شامل ۹۲/۹ درصد وزنی نیکل و ۷/۱ درصد وزنی فسفر می باشد. بنابراین، در تحقیق حاضر پوشش آبکاری الکترولس Ni-P در دسته بندی فسفر متوسط قرار می گیرد [11]. در نمونه (۱) بخش قابل توجهی از پودر های SiC دارای پوشش نیستند. اگرچه با افزایش زمان از ۵ به ۱۰ دقیقه در نمونه (۲) مقدار نیکل بیشتری از محلول رسوب کرده است اما پوشش یکنواختی روی ذرات SiC تشکیل نشده است. شکل (۸)، تصویر سطح مقطع از نمونه (۲) نشان می دهد که عملیات آبکاری الکترولس منجر به رسوب دهی پوشش فلزی یکنواخت روی پودر SiC نشده است. در نتیجه به منظور افزایش رسوب لایه Ni-P، ذرات SiC پیش از فرآیند آبکاری الکترولس تحت عملیات خشن سازی قرار گرفتند.

از فرآیند HVOF مجهز به مشعل JP-5000 برای پوشش دهی پودر های کامپوزیتی استفاده شد. این دستگاه از ترکیب اکسیژن (با نرخ ۹۰۰ l/min) با سوخت مایع کروژن (با نرخ ۴۰۰ ml/min) با فاصله پاشش ۳۵ cm استفاده شد. طی پوشش دهی زیر لایه توسط گاز نیتروژن خنک کاری شد. فرآیند APS مجهز به تفنگ F4 با نرخ گاز هیدروژن ۱۲ و آرگون SLPM (Standard Liters Per Minute) ۶۵ با فاصله پاشش ۱۲ cm به کار گرفته شد. تفنگ پلاسما یک وسیله خنک شونده با آب است که دارای یک محفظه با انتهای باز می باشد که در آن پلاسما تشکیل می شود. در این دستگاه کلیه پارامتر های پوشش دهی به صورت کامپیوتری قابل کنترل و اعمال می باشند. همچنین برای انتقال ذرات پودر از منبع تغذیه به جت پلاسما، از گاز آرگون به عنوان گاز حامل استفاده شد.

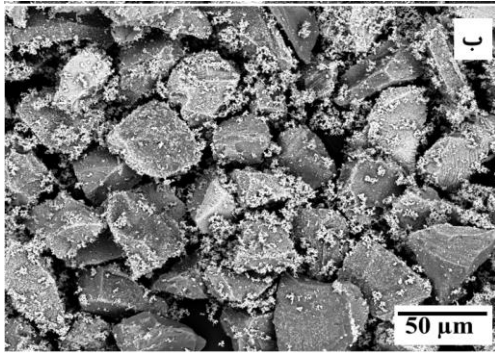
زیر لایه های مورد استفاده جهت پوشش دهی، فولاد ساده کربنی با ضخامت ۱۰ و قطر ۲۵ mm بودند. جهت نگهداری نمونه های زیر لایه تهیه شده به منظور انجام پاشش پلاسمایی، از یک فیکسچر به شکل استوانه تو خالی، با قطر ۱۱ سانتیمتر که در آن ۸ نمونه زیر لایه قرار می گیرند، استفاده گردید (شکل ۲). قبل از پوشش دهی، عملیات ذره پاشی با ذرات آلومینا مش ۳۶ جهت افزایش زبری روی سطح زیر لایه ها انجام شد. زبری میانگین سطح زیر لایه ها پس از عملیات ذره پاشی حدود ۸ تا ۹ میکرومتر بود. مقادیر زبری توسط دستگاه زبری سنج سوزنی مدل Mitutoyo SJ-210 اندازه گیری شد. جهت تمیز کردن و چربی گیری، سطح زیر لایه ها قبل از پوشش دهی با استون شست و شو شد.

برای شناسایی فاز های پودر SiC، آنالیز پراش سنجی اشعه ایکس با تابش  $\text{CuK}\alpha$  با طول موج ۱/۵۴ آنگستروم در زوایای  $2\theta$  ۱۰-۹۰ انجام شد. داده های حاصل از آنالیز XRD توسط نرم افزار Xpert high score plus تحلیل شد.

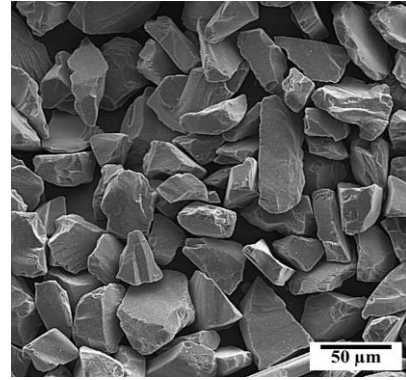


شکل ۲ شماتیک از: (الف) فیکسچر و (ب) زیر لایه مورد استفاده در پاشش

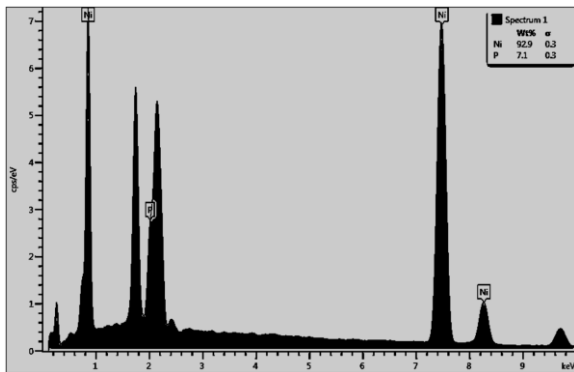
حرارتی



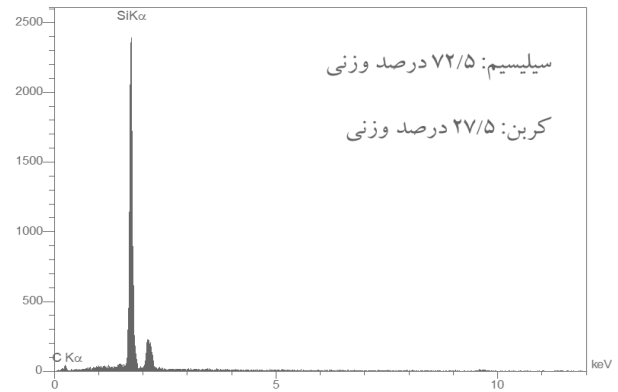
شکل ۶ تصاویر میکروسکوپی مورفولوژی پودر: (الف) نمونه ۱ (پودر آبیاری شده به مدت ۵ دقیقه بدون عملیات خشن‌سازی)، (ب) نمونه ۲ (پودر آبیاری شده به مدت ۱۰ دقیقه بدون عملیات خشن‌سازی)



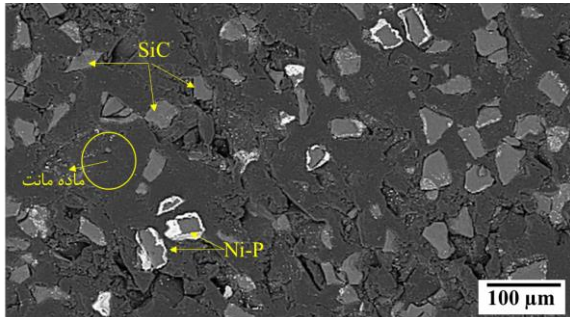
شکل ۳ تصویر میکروسکوپی الکترونی از پودر SiC



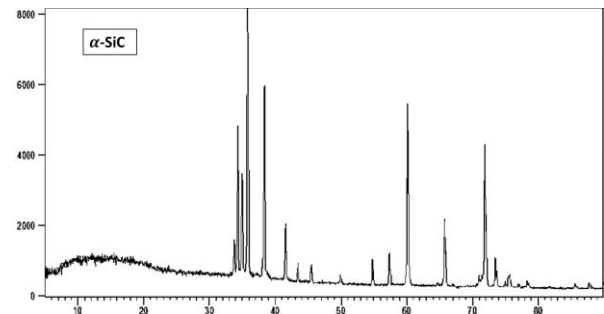
شکل ۷ آنالیز EDS از پوشش آبیاری الکترولس Ni-P.



شکل ۴ آنالیز EDS پودر SiC

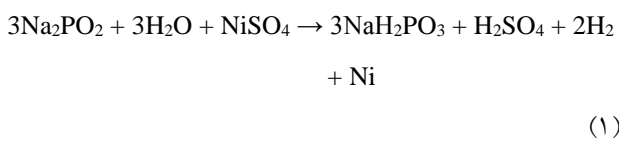


شکل ۸ تصویر میکروسکوپی سطح مقطع پولیش شده پودر نمونه ۲

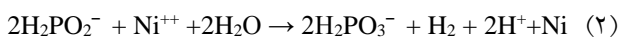


شکل ۵ الگوی XRD پودر SiC

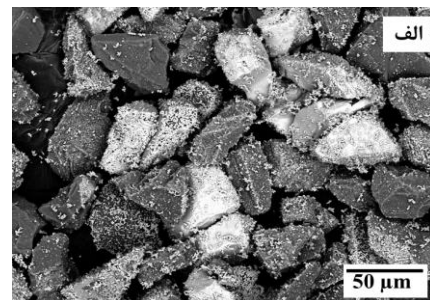
واکنش کلی احیاء یون نیکل توسط هیپوفسفیت را می‌توان به صورت رابطه (۱) نوشت [11]:



واکنش فوق را میتوان بصورت رابطه (۲) نیز فرموله کرد:



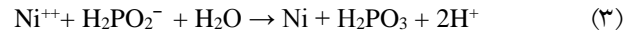
و با تغییراتی بصورت رابطه (۳) ارائه داد:



می‌بایست جوانه‌های فعال کاتالیتیکی روی سطح ذرات پیش از وارد کردن به داخل حمام الکترولس رسوب داده شود. به این منظور پس از حساس کردن ذرات پودر در محلول کلرورفلع، در معرض محلول کلرورپالادیم قرار می‌گیرد تا جوانه‌زنی اتم‌های پالادیم فلزی روی سطح ذرات، تشکیل شود. پس از مرحله فعال‌سازی، امکان آبکاری الکترولس Ni-P ذرات SiC وجود دارد. هدف خشن‌سازی، افزایش سطح کاتالیتیک ذرات بود.

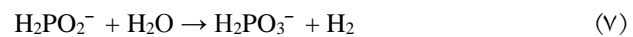
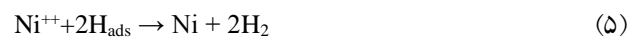
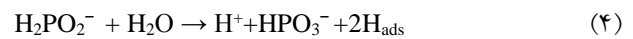
تصاویر SEM از مورفولوژی پودر نمونه‌های (۳) و (۴) (پودرهای آبکاری شده در زمان‌های ۵ و ۱۰ دقیقه با عملیات خشن‌سازی اولیه) در شکل (۹) آورده شده‌اند. همانطور که از شکل (۹-الف) مشاهده می‌شود، یک پوشش Ni-P پیوسته روی پودر نمونه (۳) تشکیل شده است. افزایش زمان آبکاری الکترولس از ۵ به ۱۰ دقیقه منجر به ایجاد ترک در پوشش شده است (شکل ۹ ب). دیویس [20] گزارش کرد که پوشش‌های آبکاری الکترولس Ni-P با فسفر متوسط (۷-۹ درصد وزنی) دارای تنش‌های کششی هستند. بنابراین، افزایش زمان آبکاری از ۵ به ۱۰ دقیقه منجر به افزایش ضخامت پوشش و در نتیجه تشدید تنش‌های کششی در پوشش Ni-P می‌گردد. می‌توان نوشت تنش‌های کششی و همچنین جذب هیدروژن دلیل ایجاد ترک در نمونه ۴ هستند. همچنین پودر SiC اولیه به دلیل مورفولوژی نامنظم و گوشه‌دار، دارای لبه‌های تیز و در نتیجه نواحی تمرکز تنش زیادی است. از این نتیجه می‌توان گفت عملیات خشن‌سازی تاثیر چشمگیری بر تشکیل یک لایه پیوسته Ni-P روی ذرات SiC دارد اما افزایش ضخامت منجر به ترک خوردن پوشش می‌گردد. پس انجام عملیات خشن‌سازی ذرات کاربیدی توسط محلول HF/NaF و سپس آبکاری در زمان ۵ دقیقه منجر به تشکیل یک پوشش Ni-P پیوسته می‌گردد.

ضخامت پوشش Ni-P در نمونه (۳) حدود ۱ تا ۳ میکرومتر اندازه‌گیری شد (شکل ۱۰). میزان افزایش وزن هر نمونه پس از پوشش‌دهی محاسبه و در جدول (۳) گزارش شد. همانطور که مشاهده می‌شود نمونه (۱) دارای کمترین افزایش وزن و نمونه (۴) دارای بیشترین افزایش هستند. این داده‌ها با مشاهدات میکروسکوپی مطابقت دارند.



در این تحقیق، تمامی این واکنش‌ها روی سطح فعال از نظر کاتالیتیکی و با اعمال انرژی خارجی یعنی گرم کردن محلول در دمای ۸۵ درجه سانتیگراد صورت گرفت. علاوه بر تشکیل نیکل فلزی، مقداری هیدروژن مولکولی نیز تولید می‌شود. جدای از این تغییرات، تشکیل یون‌های  $\text{H}^+$  منجر به اسیدی شدن بیشتر حمام می‌شود. ضمن اینکه یون‌های اورتوفسفیت  $\text{H}_2\text{PO}_3^-$  نیز تشکیل می‌شوند [11].

ماهیت واکنش‌های جزئی درگیر هنگامی که یون‌های نیکل بوسیله عمل احیاء به کمک هیپوفسفیت سدیم در محلول راسب می‌شوند هنوز به طور کامل شناخته نشده است. طبق مطالعات انجام شده، واکنش‌های جزئی فرایند بصورت روابط (۴) تا (۹) ارائه شده‌اند [11]:



تمامی مراحل فوق در واکنش‌های احیاء به طور همزمان رخ می‌دهند. سرعت این واکنش‌ها به عوامل مختلف حمام نظیر pH، دما و ترکیب شیمیایی آن بستگی دارد. پوشش‌های الکترولس نیکل بدست آمده از حمام‌های بر پایه هیپوفسفیت سدیم بصورت آلیاژ Ni-P هستند که بصورت متداول دارای ۳ الی ۱۳ درصد وزنی فسفر هستند. در صورتیکه pH کاهش یابد واکنش‌های رابطه (۸) و (۹) به سمت تشکیل بیشتر فسفر در پوشش میل می‌کنند در حالیکه واکنش‌های رابطه (۳) و (۵) به سمت کاهش نیکل پیشروی می‌کنند. پس کاهش pH منجر به کاهش سرعت رسوب‌دهی Ni-P می‌شود. ضمن اینکه مقدار فسفر موجود در پوشش نیز افزایش می‌یابد. بنابراین برای تولید هر نمونه از محلول تازه استفاده گردید.

از طرف دیگر واکنش‌های الکترولس فوق باید در حضور کاتالیزور انجام شوند؛ بنابراین برای تشکیل پوشش، لازم است پودر کاربید سیلیسیم از نظر کاتالیتیکی فعال باشد. در نتیجه



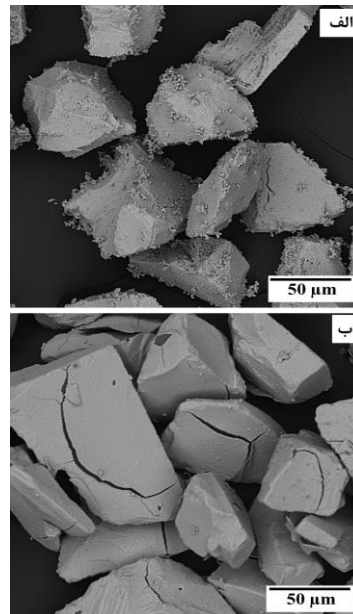
با توجه به نتایج فوق، از پودر شماره ۳ (شکل ۹-الف و ۱۰) جهت پاشش حرارتی استفاده شد. شکل (۱۱)، سطح مقطع زیرلایه فولادی را پس از اعمال پودر SiC خالص توسط فرآیند APS نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود، پوشش SiC روی زیرلایه تشکیل نشده است.



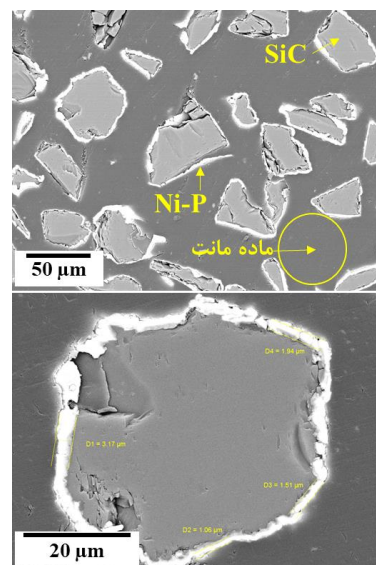
شکل ۱۱ پوشش‌دهی پودر خالص SiC توسط فرآیند APS.

داویا و لی [21] به بررسی ترمودینامیکی تجزیه کربید سیلیسیم در دماها و فشارهای مختلف پرداختند. دیاگرام فازی SiC نشان می‌دهد که واکنش تجزیه  $SiC \rightarrow Si + C$  در حدود ۲۸۰۰ کلوین تحت فشار محیط اتفاق می‌افتد [21]. در نتیجه استفاده از فرآیند پاشش پلاسمایی با دمای جت ۱۳۰۰۰-۵۰۰۰ کلوین احتمال تجزیه SiC را بیشتر می‌کند. هانل و همکاران [22] یک مدل چهار مرحله‌ای برای تشکیل لایه بین SiC و اکسیژن توصیف کردند. در نتیجه طی اکسیداسیون امکان کربن‌زدایی و تجزیه کامل SiC به فازهای گازی SiO، CO<sub>2</sub> و C وجود دارد [22]. گالبرانسن و همکاران [23] اکسیداسیون SiC در دمای ۱۲۰۰ تا ۱۸۰۰ کلوین را مورد بررسی قرار دادند و بیان کردند که در دمای ۱۴۰۰ تا ۱۶۰۰ کلوین (g) SiO<sub>2</sub> گونه گازی غالب است. همچنین در دمای ۱۸۰۰ کلوین (g) SiO گونه گازی غالب است [23]. کانگ و همکاران [24] ذرات SiC با ابعاد کمتر از ۴۵ میکرومتر را در جت پاشش پلاسمایی اتمسفری تزریق کردند و سپس از ذرات جمع‌آوری شده پس از پاشش تصویر میکروسکوپی تهیه کردند. حفرات ایجاد شده روی سطح ذرات نشان داد که SiC طی پاشش پلاسمایی دچار تجزیه جزئی می‌گردد.

برای ایجاد قابلیت پوشش‌دهی، پودر SiC با پودر کبالت ترکیب شده و ترکیب SiC(Ni)-Co توسط فرآیند APS اعمال گردید. شکل (۱۲)، تصویر سطح مقطع پوشش SiC(Ni)-Co را نشان می‌دهد. اکسید، تخلخل، ذره ذوب نشده و اسپلت (ذرات پهن شده) در ساختار پوشش‌ها مشاهده می‌شوند. این ویژگی‌ها



شکل ۹ تصاویر میکروسکوپی الکترونی از مورفولوژی پودر: (الف) نمونه ۳ (پودر آبکاری شده به مدت ۵ دقیقه با عملیات خشن‌سازی)، (ب) نمونه ۴ (پودر آبکاری شده به مدت ۱۰ دقیقه با عملیات خشن‌سازی)

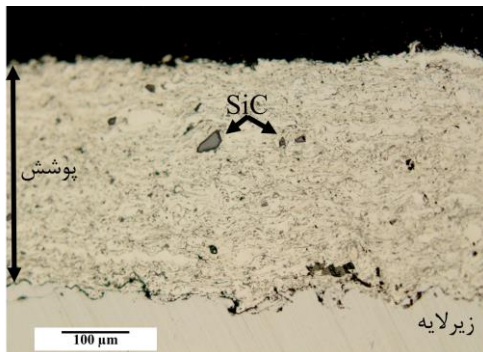


شکل ۱۰ تصویر میکروسکوپی الکترونی از سطح مقطع پولیش شده پودر نمونه ۳ (پودر)

جدول ۳ داده‌های وزن نمونه‌ها (گرم) قبل و بعد از پوشش‌دهی

نمونه	وزن قبل از پوشش-دهی	وزن بعد از پوشش-دهی	افزایش وزن
نمونه ۱	۱۰/۰۰۰۰	۱۰/۹۵۰۰	۰/۹۵۰۰
نمونه ۲	۱۰/۰۰۰۰	۱۱/۱۰۰۰	۱/۱۰۰۰
نمونه ۳	۱۰/۰۰۰۰	۱۲/۵۵۰۰	۲/۵۵۰۰
نمونه ۴	۱۰/۰۰۰۰	۱۳/۷۵۰۰	۳/۷۵۰۰

آن باقی مانده است. روستی و همکاران [10] نیز کاهش ابعاد ذرات الماس روکش شده با نیکل الکترولس را طی پاشش HVOF گزارش کردند.



شکل ۱۲ تصویر سطح مقطع پوشش SiC(Ni)-Co ایجاد شده توسط فرآیند APS.

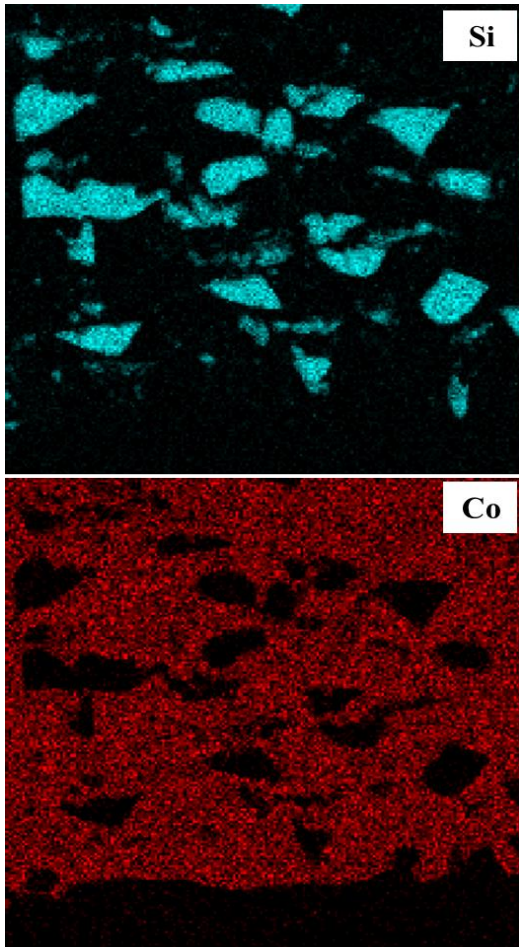
با توجه به اینکه میزان کاربرد سیلیسیم در پودر کامپوزیتی اولیه ۳۰ درصد حجمی بود، می توان نتیجه گیری کرد که حدود ۱۰ درصد آن طی فرآیند HVOF اکسید و یا تجزیه شده است. با این حال کسر حجمی قابل توجهی از ذرات تقویت کننده SiC در پوشش HVOF مشارکت دارند. مطابق با آنالیز EDS در شکل (۱۴)، مقدار Si، C، Ni و O در نقطه نشان داده شده در شکل (A) در شکل (۴-۱۳)، به ترتیب ۶۲، ۳۵، ۱/۵ و ۱/۵ درصد وزنی است. حضور اکسیژن، نشان دهنده وقوع اکسیداسیون در ذرات طی پاشش حرارتی است. آنالیز توزیع عناصر Si و Co در شکل (۱۵) اثبات می کند که ذرات تیره رنگ در ریزساختار، پودرهای کاربرد سیلیسیم هستند.

سختی سطح مقطع پوشش های SiC(Ni)-Co ایجاد شده توسط فرآیندهای APS و HVOF به ترتیب  $460 \pm 30$  و  $40 \pm 570$  اندازه گیری شد. سختی پوشش کبالت خالص ایجاد شده توسط فرآیند HVOF نیز  $480 \pm 30$  به دست آمد. جهت مقایسه بهتر، نمودار ستونی سختی پوشش ها در شکل ۱۶ آورده شده است. سختی بالاتر پوشش HVOF کبالت خالص در مقایسه با پوشش APS ناشی از ریزساختار متراکم تر آن است [27]. سختی بالاتر پوشش HVOF کامپوزیتی در مقایسه با پوشش HVOF خالص ناشی از حضور ذرات تقویت کننده SiC است. در نتیجه، محافظت از ذرات SiC و مشارکت آن در پوشش های کامپوزیتی زمینه فلزی، تاثیر چشمگیری در افزایش

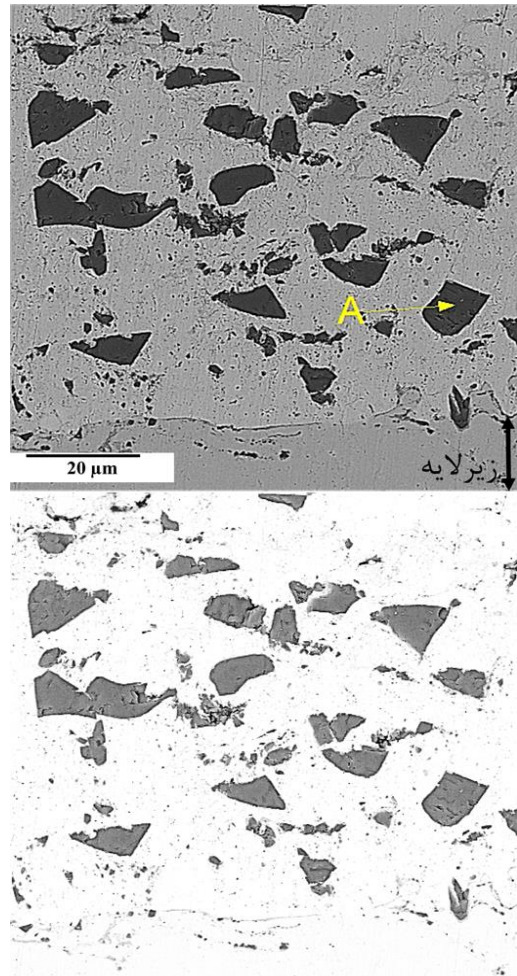
ماهیت پوشش های ایجاد شده توسط فرآیندهای پاشش حرارتی محسوب می شوند. برای فهم چگونگی تشکیل ریزساختار این پوشش ها، اتفاقات متوالی طی رسوب یک ذره روی زیرلایه و انجماد آن دنبال می شوند. بر اساس اصول پاشش حرارتی، در این فرآیند از انرژی حرارتی یک مشعل برای خمیری کردن و پرتاب ذرات با سرعت بالا روی زیرلایه استفاده می شود. ذرات پودری تزریق شده به داخل مشعل، طی گذر از میان آن خمیری شده و با سرعت زیاد به سمت زیرلایه پرتاب می شوند. ذرات ذوب شده یا گرم شده به سطح زیرلایه، که برای بهبود چسبندگی زبر شده است، برخورد می کنند. این ذرات به وسیله نیروی ضربه ای، وابسته به دما، سرعت و وضعیت اکسیداسیون طی پاشش با درجه پهن شونده مختلف، با سرعت سرد شدن بسیار زیاد (حدود  $10^3$  k/s) روی سطح منجمد می شوند. نرخ سرمایش بالا به دلیل اختلاف بسیار زیاد دمای ذرات و زیرلایه است. مکانیزم چسبندگی ذرات به زیرلایه و در ادامه مکانیزم هم چسبی ذرات به یکدیگر قفل شونده مکانیکی حین انجماد می باشد. در ادامه ذرات ذوب شده یا گرم شده به طور پیوسته روی ذراتی که قبلاً منجمد شده اند، رسوب کرده و پوششی با مورفولوژی لایه لایه، تشکیل می دهند [25,26]. بنابراین، اکسیدهای مشاهده شده در ریزساختار پوشش ها ناشی از اکسیداسیون طی پاشش حرارتی هستند. هرگونه عدم هم چسبی و ترشوندگی منجر به ایجاد فضاهای خالی (تخلخل) در پوشش های پاشش حرارتی می گردد. بنابراین، ذرات ذوب نشده می توانند منشاء تخلخل باشند. در شکل (۱۲)، نواحی تیره رنگ با شکل نامنظم، همان ذرات SiC روکش شده توسط الکترولس نیکل هستند که به مقدار کمی در پوشش حضور دارند. به نظر می رسد بخش زیادی از ذرات SiC که در قسمت داغ جت پلاسما قرار گرفته اند، تجزیه شده ولی ذراتی که از نواحی سردتر عبور کرده اند، در ساختار پوشش مشارکت دارند.

شکل (۱۳) تصویر SiC(Ni)-Co ایجاد شده توسط فرآیند HVOF را نشان می دهد. در مقایسه با پوشش APS، مقدار بسیار بیشتری ذرات SiC در پوشش مشارکت دارند که دلیل دمای کمتر مشعل HVOF نسبت به جت پلاسما و در نتیجه تجزیه کمتر ذرات SiC است. شکل (۱۳) پایین مربوط به آنالیز تصویر پوشش کامپوزیتی ایجاد شده توسط HVOF است. مقدار حجمی ذرات SiC  $20 \pm 3$  درصد محاسبه شد. از طرفی ذرات SiC مشاهده شده در ریزساختار دارای ابعادی کمتر از پودر اولیه هستند که به دلیل تجزیه حرارتی سطوح خارجی آن است اما به دلیل سرعت زیاد شعله HVOF بخش هسته مرکزی

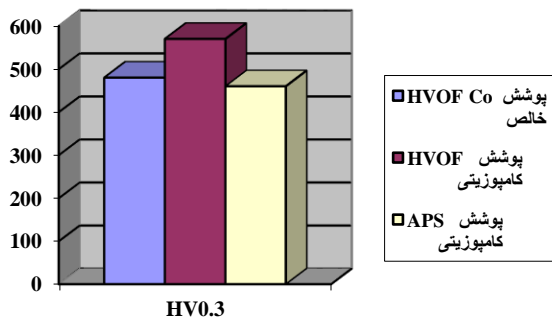
سختی پوشش دارد. برای ارزیابی عملکردی، انجام تست سایش پیشنهاد می شود.



شکل ۱۵ آنالیز نقشه توزیع عناصر Si و Co از سطح مقطع پوشش SiC(Ni)-Co



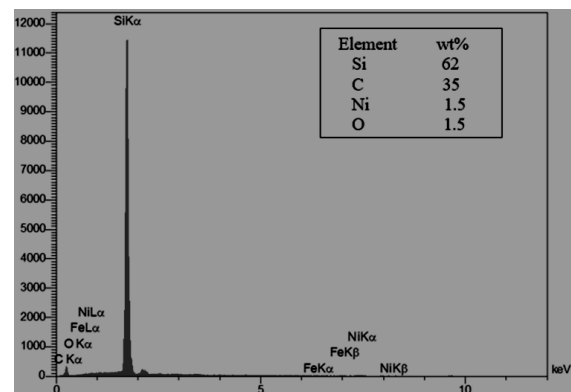
شکل ۱۳ سطح مقطع پوشش SiC(Ni)-Co ایجاد شده توسط فرآیند HVOF (شکل سمت پایین به آنالیز تصویر جهت تفکیک ذرات کاربرد سیلیسیم از زمینه فلزی مربوط است)



شکل ۱۶ مقایسه ریزسختی پوشش های خالص Co و کامپوزیتی SiC(Ni)-Co ایجاد شده توسط فرآیندهای HVOF و APS

### نتیجه گیری

۱. خشن سازی ذرات SiC اولیه و سپس آبیکاری الکترولس آنها در زمان ۵ دقیقه منجر به ایجاد یک پوشش Ni-P پیوسته به ضخامت ۱ تا ۳ میکرومتر گردید.



شکل ۱۴ آنالیز ترکیب شیمیایی EDS از نقطه A در شکل قبل

۴. سختی پوشش HVOF SiC(Ni)-Co با مشارکت چشمگیر کاربرد سیلیسیم منجر به افزایش سختی به میزان  $HV_{0.3} 110$  نسبت به پوشش APS SiC(Ni)-Co با مشارکت جزئی کاربرد سیلیسیم شد.

تقدیر و تشکر

۲. روکش Ni-P منجر به حفاظت از ذرات SiC طی پاشش HVOF گردید. ذرات SiC در پوشش کامپوزیتی SiC(Ni)-Co ایجاد شده توسط HVOF مشارکت چشمگیری (حدود ۲۰ درصد حجمی) داشتند.

۳. روکش Ni-P قادر به حفاظت از ذرات SiC طی پاشش APS نبود. ذرات SiC در پوشش کامپوزیتی SiC(Ni)-Co ایجاد شده توسط APS مشارکت بسیار کمی داشتند.

## مراجع

- [1] O. Dervis, "Structural characteristics and wear, oxidation, hot corrosion behaviors of HVOF sprayed  $Cr_3C_2$ -NiCr hardmetal coatings," *Surface and Coatings Technology*, Vol. 457, pp. 129319, (2023).
- [2] P. Zamani, R. Ghasemi, S. Torabi, B. Mirjani, M. Memari, M. Alizadeh, H. Khaledi, "Characterization and High-Temperature Fretting Wear Resistance of HVOF-Sprayed  $Cr_3C_2$ -NiCr, CoCrWC and CoCrWNiC Hardfacing Coatings", *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 31, pp. 2157-2171, (2022).
- [3] V. Matikainen, G. Bolelli, H. Koivuluoto, P. Sassatelli, "Sliding wear behaviour of HVOF and HVAF sprayed  $Cr_3C_2$ -based coatings," *Wear*, Vol. 388, pp. 57-71, (2017).
- [4] E. Jonda, M. Szala, M. Sroka, L. Łatka, M. Walczak, "Investigations of cavitation erosion and wear resistance of cermet coatings manufactured by HVOF spraying," *Applied Surface Science*, Vol. 608, pp. 155071, (2023).
- [5] F. Mubarak, N. Espallargas, "Thermally sprayed SiC coatings for offshore wind turbine bearing applications," *Journal of thermal spray technology*, Vol. 22, pp. 1303-1309, (2013).
- [6] F. Mubarak, N. Espallargas, "Suspension plasma spraying of sub-micron silicon carbide composite coatings," *Journal of Thermal Spray Technology*, Vol. 24, pp. 817-825, (2015).
- [7] W. Li, Y. Yang, H. Li, X. Zhang, Y.W. Wang, W. Tian, "TEM characterization and reaction mechanism of composite coating fabricated by plasma spraying Nb-SiC composite powder," *Ceramics International*, Vol. 19, pp. 15055-15064, (2023).
- [8] A. Abolkassem, A. Omayma, H. Ayman, "Effect of consolidation techniques on the properties of Al matrix composite reinforced with nano Ni-coated SiC," *Results in Physics*, Vol. 9, pp. 1102-1111, (2018).
- [9] A. Elkady, A. Abolkassem, H. Elsayed, "Microwave absorbing efficiency of Al matrix composite reinforced with nano-Ni/SiC particles," *Results in Physics*, Vol. 12, pp. 687-700, (2019).
- [10] M. Rossetti, S. Mathiyalagan, S. Björklund, S. Sowers, S. Joshi, "Advanced diamond-reinforced metal matrix composite (DMMC) coatings via HVAF process: Effect of particle size and nozzle characteristics on tribological properties," *Ceramics International*, Vol. 49, pp. 17838-17850, (2023).
- [11] W. Riedel, *Electroless Nickel Plating*, ASM International, Ohio, (1991).
- [12] S.K. Devarakonda, "Preparation and characterization of electroless Ni coated nano alumina powder under different sensitization activation conditions," *Metallurgical and Materials Engineering*, Vol. 27, pp. 275-287, (2021).
- [13] M.K. Pal, "Investigation of the electroless nickel plated sic particles in SAC305 solder matrix," *Powder*

- Metallurgy and Metal Ceramics*, Vol. 58, pp. 529-537, (2020).
- [14] A. Heidarzadeh, T.M. Reza, "Optimizing the mass gain percentage during Ni electroless deposition on the SiC ceramic particles," *Materials Research Express*, Vol. 5, pp. 096506, (2018).
- [15] H.R. Shahverdi, M. Emami, R. Dinani, "Create a nickel-phosphorus coating on the surface of silicon carbide particles by electroless process," *8<sup>th</sup> Congress and 3<sup>rd</sup> international Engineering Materials and Metallurgy*, Iran, Nov. 18-19, (2014). (In Persian)
- [16] A. Raza, F. Ahmad, T.M. Badri, M.R. Raza, K. Malik, "An Influence of Oxygen Flow Rate and Spray Distance on the Porosity of HVOF Coating and Its Effects on Corrosion—A Review," *Materials*, Vol. 15, pp. 6329, (2022).
- [17] M. Oksa, E. Turunen, T. Suhonen, T. Varis, S.P. Hannula, "Optimization and characterization of high velocity oxy-fuel sprayed coatings: techniques, materials, and applications," *Coatings*, Vol. 1, pp. 17-52, (2011).
- [18] P. Zamani, Z. Valefi, "Comparative investigation of microstructure and high-temperature oxidation resistance of high-velocity oxy-fuel sprayed CoNiCrAlY/nano-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coatings using satellited powders," *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, Vol. 18, No. 54, pp. 13-28, (2023).
- [19] J. Xu, C. Zhang, G. Sun, J. Xiao, L. Zhang, G. Zhang, "Role of SiC nanoparticles on tribological properties of atmospheric plasma sprayed 5 wt% SiC–Ni60 coatings," *Tribology International*, Vol. 146, pp. 106220, (2020).
- [20] J.R. Davis, *Surface engineering for corrosion and wear resistance*, ASM international, (2001).
- [21] K. Daviau, L. Kanani, "Decomposition of silicon carbide at high pressures and temperatures," *Physical Review B*, Vol. 96, pp. 174102, (2017).
- [22] A. Hähnel, E. Pippel, J. Woltersdorf, "Nanoprocesses of the Formation of Reaction Layers in Si- C- O Systems. Crystal Research and Technology," *Journal of Experimental and Industrial Crystallography*, Vol. 35, pp. 663-674, (2000).
- [23] E.A. Gulbransen, A.J. Sven, "The high-temperature oxidation, reduction, and volatilization reactions of silicon and silicon carbide," *Oxidation of metals*, Vol. 4, pp. 181-201, (1972).
- [24] H.K. Kang, B.K., Suk, "Thermal decomposition of silicon carbide in a plasma-sprayed Cu/SiC composite deposit," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 428, pp. 336-345, (2006).
- [25] S. Chelladurai, S. Jerold, "A review on mechanical properties and wear behavior of aluminum based metal matrix composites," *Materials Today: Proceedings*, Vol. 37, pp. 908-916, (2021).
- [26] R.K. Sharma, R.K. Das, S.R. Kumar, "Microstructure, mechanical and tribological properties of high velocity oxy fuel thermal spray coating: A review," *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Vol. 54, pp. 90-97, (2023).
- [27] S.W. Rukhande, W.S. Rathod, D. Bhosale, "High-temperature tribological investigation of APS and HVOF sprayed NiCrBSiFe coatings on SS 316L. Tribology-Materials," *Surfaces & Interfaces*, Vol. 16, pp. 98-109, (2022).

