

## تأثیر متغیرهای فرایند بورسیلیسیم‌دهی بر فولاد گرم کار H11\*

«یادداشت پژوهشی»

زهرا کاربخش راوری<sup>(۱)</sup> شمس الدین میردامادی<sup>(۲)</sup> علیرضا خاوندی<sup>(۳)</sup>

## چکیده

در این پژوهش، فرایند بورسیلیسیم‌دهی هم‌زمان به‌روش سماتتاسیون بسته‌ای بر روی فولاد گرم کار H11 انجام شد. عملیات پوشش‌دهی با ترکیب مشخصی از این دو عنصر در دو دمای ۱۰۰۰ °C و ۹۵۰ °C به‌مدت زمان‌های ۳ و ۶ ساعت انجام شد. مشخصات قطعه پس از پوشش‌دهی به‌وسیله‌ی میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی، پراش پرتوی ایکس و ریزسختی‌سنجی بررسی شدند. پس از بررسی ساختارهای ایجاد شده، مشخص شد که لایه‌ی پوشش متشکل از دو لایه است، یک لایه‌ی ترکیبی و یک لایه‌ی نفوذی که حاوی ذرات کاربید حل نشده بود. سختی پوشش‌ها در این نمونه‌ها، در محدوده‌ی ۵۰۰ تا ۷۰۰ ویکرز به‌دست آمد. افزون بر این، افزایش دما و زمان پوشش‌دهی بر نوع کاربیدهای حل نشده مؤثر بود.

واژه‌های کلیدی فولاد ابزار گرم کار، پوشش نفوذی، سماتتاسیون بسته‌ای.

## The Effect of Processing Parameters of Borosiliconizing Treatment in H11 Hot Work Tool Steel

Z. karbakhs Ravari Sh. Mirdamadi A. khavandi

### Abstract

In this study, a borosiliconized protective coating was deposited on H11 steel using the pack cementation method. The effect of processing parameters on the formation and growth of borosilicon layers was investigated at different conditions, i.e. the temperatures of 1000 °C and 950 °C for 3 and 6 hours, respectively. The layers were characterized by means of optical and scanning electron microscopes and X-ray diffraction in terms of their morphology and different phases formed during the treatment. Two distinct regions were found in the coatings consisting of a compound region and a diffusion layer containing undissolved carbides. The hardness numbers were in the range of 500 to 700 HV. An increase in the process temperature and time showed an effect on the formation of undissolved carbides.

**Key Words** Diffusion coating, Pack cementation, Hot work tool steel.

\* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۱/۱۱/۲۰ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۳/۸/۱۹ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده مسئول، دانش آموخته‌ی کارشناس ارشد دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران.

(۲) دانشیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران.

(۳) دانشیار، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران.

## مقدمه

فولادهای ابزار گرم‌کار به گروه‌هایی تقسیم می‌شوند که عنصرهای پایه و اصلی آن‌ها کروم، تنگستن و یا مولیبدن است. درصد کربن متوسط و مقادیر نسبتاً زیاد عناصر آلیاژی موجب می‌شود تا فولادهای نوع H قابل سخت شدن در هوا و مقاوم به ضربه و نرم شدن حین کاربرد مکرر آن‌ها در فرایندهای کار گرم باشند [۱]. فولاد H11، از دسته فولادهای ابزار گرم‌کار است که به‌علت مقاومت بالا در برابر حرارت، پیش‌تر برای ساخت قالب‌های ریخته‌گری و روزن‌رانی آلیاژهای غیرآهنی مانند آلومینیم، منیزیم و مس استفاده می‌شوند. سطح این‌گونه از قالب‌ها پس از گذشت زمان مشخصی در اثر خوردگی، سایش و خستگی حرارتی، تخریب می‌شوند. کروم، عنصر اصلی آلیاژی در این فولاد است. در این فولاد، عناصر آلیاژی دیگری مانند وانادیوم و مولیبدن نیز وجود دارند که به‌عنوان عوامل استحکام‌بخش در آن به‌کار برده می‌شوند. کروم موجود در این فولاد از نرم‌شدگی فولاد در دماهای بالا جلوگیری می‌کند. از مزیت‌های این فولاد می‌توان به مقاومت بالا در برابر حرارت، مقاومت عالی به شوک‌های حرارتی حین کار، پایداری و ثبات خوب ابعادی و سختی بسیار خوب در دماهای بالا، اشاره کرد [۲]. همان‌طور که اشاره شد، فولاد گرم‌کار H11 پیش‌تر در ساخت قالب‌های آهنگری یا روزن‌رانی داغ استفاده می‌شود. در فرایندهای تولید، سازوکارهای تخریبی مختلفی مانند ساییده شدن سطوح قالب‌ها عمل می‌کنند که باعث تغییر شکل هندسی آن‌ها می‌شوند و این در برخی از حالت‌ها، به شکست قالب یا قسمتی از آن می‌انجامد [3]. تغییر خواص فولاد مورد استفاده در این قالب‌ها، بهبود کارایی آن‌ها را به‌دنبال خواهد داشت. البته، با وجود خواص سایشی خوب و سختی بالای این نوع فولاد، معمولاً از پوشش‌های مقاوم نیز بر روی آن‌ها استفاده می‌شود. فرایند سمانتاسیون پودری یا بسته‌ای، برای پوشش‌دهی سطوح بسیاری از ابزارها در صنعت استفاده می‌شود. در واقع، سمانتاسیون بسته‌ای یک فرایند رسوب

شیمیایی فاز بخار در حالت درجا است که به‌کمک آن می‌توان پوشش‌هایی مقاوم در برابر خوردگی، اکسایش و سایش روی سطوح مختلف اعمال کرد. مواد پودری پوشش در یک ظرف نسوز به‌همراه نمک هالیدی و ترکیب خنثی مخلوط می‌شود و پس از آن، قطعات درون این مخلوط پودری جا داده می‌شود و مجموعه در دمای مورد نظر قرار می‌گیرد. افزون بر این، برای جلوگیری از اکسایش حین فرایند سمانتاسیون، از گاز خنثی آرگون استفاده می‌شود. در غیر این صورت، بسته به‌طور کامل توسط مواد نسوز به‌منظور جلوگیری از ورود هوا پوشیده خواهد شد. در دمای بالا، پودر فلزات با فعال‌ساز هالیدی واکنش می‌دهد و هالیدهای فلزی فرار را تشکیل می‌دهند که این هالیدها با نفوذ از طریق مجراهای بین پودری، بر روی سطح فلز رسوب می‌کنند و سپس با گذشت زمان، درون سطح نفوذ می‌کنند [4]. در فرایند بوردهی، اغلب لایه‌های نازک سطحی با سختی و مقاومت به سایش بالا به‌وجود می‌آید [5]. خواص این پوشش به‌طور قابل‌توجهی با تغییر ترکیب شیمیایی و شرایط فرایند پوشش‌دهی تغییر می‌کند. کارایی پوشش نیز از نقطه‌نظر مقاومت به سایش، به برخی از خواص آن مانند سختی، انعطاف‌پذیری، مدول کش‌سان، تخلخل و چسبندگی بستگی دارد [6]. بوردهی چند جزئی، یک عملیات ترموشیمیایی شامل نفوذ هم‌زمان بور و یک یا چند عنصر فلزی مانند کروم و سیلیسیم در ترکیب سطحی است که باعث به‌وجود آمدن خواص متفاوتی در سطح می‌شود [7]. به‌طور کلی، فرایند تک‌مرحله‌ای رسوب‌دهی هم‌زمان دو عنصر یا غلظت‌های مناسب، کاهش زمان، انرژی، نیروی کار و مواد اولیه را به‌دنبال دارد [8]. به‌دلیل تفاوت‌های متعدد در پایداری ترمودینامیکی عناصر و حتی هالیدهای فلزی ایجاد شده، رسوب‌دهی هم‌زمان دو یا چند عنصر مشکل است. به‌هر حال، با تحلیل کامپیوتری تعادلی بسته‌ی پودری، ترکیب مناسب پودرها و فعال‌ساز را می‌توان تعیین کرد، اما با وجود همه‌ی مشکلات در رسوب‌دهی هم‌زمان، پوشش حاصل دارای خواص بهتری نسبت به رسوب یک عنصر است. به‌عنوان مثال، پوشش هم‌زمان

آزمون پراش چرتوی ایکس (XRD) از دستگاه Philips (Cu-K $\alpha$ ) PW1800 و به منظور بررسی‌های ریزساختاری از میکروسکپ الکترونی روبشی (SEM) استفاده شد. برای به دست آوردن سختی لایه‌ها بر روی نمونه‌های پوشش داده شده، آزمون ریزسختی سنجی انجام شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده در این تحقیق

(درصد وزنی)

%C	%Mn	%V	%Si	%Mo	%Cr	%Fe
0.35	0.4	0.45	1.2	1.50	4.1	92

### نتایج و بحث

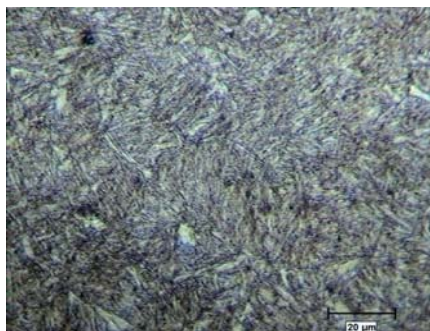
در شکل (۱)، تصویری از سطح مقطع فولاد مورد استفاده در این تحقیق قبل از پوشش‌دهی نشان داده شده است. همان‌گونه که در این شکل مشاهده می‌شود، ریزساختار فولاد قبل از پوشش‌دهی حاوی تیغه‌های مارتنزیت، کمی آستنیت باقی‌مانده و کاربیدهای حل نشده است. سختی مرکز این نمونه ۴۳۰ ویکرز (معادل با ۴۲ راکول C) اندازه‌گیری شد. در شکل (۲- الف) که تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از سطح مقطع نمونه‌ی پوشش‌دهی شده در دمای ۹۵۰ °C به مدت زمان ۳ ساعت را نشان می‌دهد، دو لایه‌ی مجزا قابل تشخیص است. لایه‌ی اول که یک لایه‌ی ترکیبی است، از فازهای CrSi<sub>2</sub> و B<sub>4</sub>Si (با توجه به شکل ۳) تشکیل شده است. این لایه، در نتیجه‌ی نفوذ کروم از زیرلایه به درون لایه‌ی پوشش و نفوذ سیلیسیم از بستر پودری به سطح فولاد تشکیل شده است. افزون بر این، نفوذ اتم‌های بور به درون زیرلایه نیز باعث تشکیل ترکیب بین‌فلزی از بور و سیلیسیم شده است. همانند نمونه‌ی پوشش داده شده در همین دما به مدت زمان ۶ ساعت (شکل ۴)، ذرات کاربید حل نشده در نزدیکی فصل مشترک قابل مشاهده‌اند. ذرات کاربیدی در فصل مشترک پوشش و زیرلایه، در لایه‌ی دوم که لایه‌ی نفوذی نامیده شده است، به وجود می‌آیند. در فصل مشترک نیز لایه‌های پرلیت را می‌توان دید. با توجه به آنچه در شکل (۲) مشاهده می‌شود،

آلومینیم و سیلیسیم و یا آلومینیم و کروم، مقاومت عالی در برابر اکسایش و خوردگی دما بالا در گستره‌ی وسیعی از زیرلایه‌ها را فراهم می‌کند. رسوب‌دهی دو یا چند عنصر به روش سمانتاسیون بسته‌ای، توسط محققان بسیاری بررسی شده است [9]. آلیاژهای گوناگونی توسط مجموعه‌های آلومینیم- کروم، کروم- سیلیسیم و یا سیلیسیم- آلومینیم و مانند آن‌ها پوشش‌دهی شده‌اند. ترکیب شیمیایی بسته‌ی مورد استفاده برای هر آلیاژ به منظور ایجاد پوششی با خواص مطلوب و بهینه، مخصوص همان آلیاژ است. در واقع، ترکیب شیمیایی بسته باید به نحوی انتخاب شود تا از ایجاد فازهای ناخواسته و شکننده حین کار جلوگیری شود. خواص این دسته از پوشش‌ها، معمولاً ترکیب مناسبی از خواص عناصر مورد استفاده در آن‌ها است [10,11]. بررسی‌های انجام شده نشان می‌دهند که اطلاعات کافی در باره‌ی ریزساختار فولادها پس از بور- سیلیسیم‌دهی وجود ندارد، در حالی که این فرایند می‌تواند برای بسیاری از کاربردهای صنعتی مفید باشد. در تحقیق حاضر، ساختار لایه‌های سطحی تشکیل شده در روش پوشش‌دهی هم‌زمان بور- سیلیسیم بررسی شده است.

### مواد و روش تحقیق

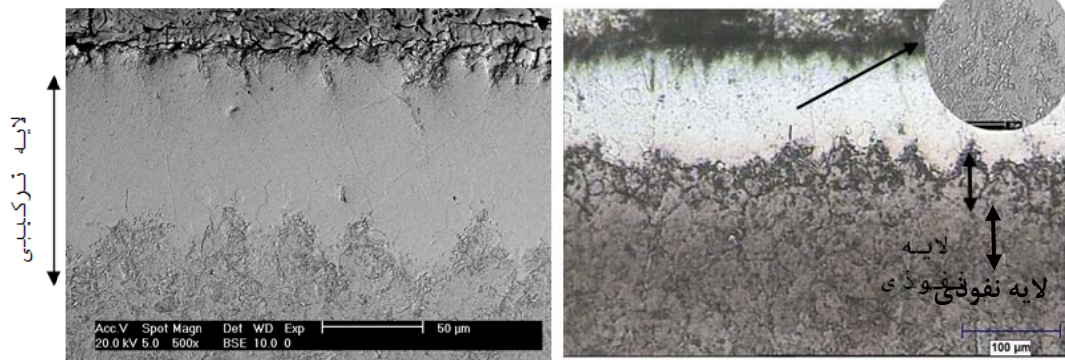
برای تهیه‌ی نمونه‌های آزمایش، از فولاد H11 (DIN 1.2343) که ترکیب شیمیایی آن در جدول (۱) آمده است، استفاده شد. میله‌های فولادی به قطر و ارتفاع ۱۰ میلی‌متر، برای بررسی‌های ریزساختاری بریده شدند. برای به دست آوردن شرایط سطحی مشابه، نمونه‌ها با استفاده از سمباده‌های با درجه‌ی ۱۸۰ تا ۱۵۰۰ آماده‌سازی شدند. به منظور ایجاد پوشش، نمونه‌ها درون جعبه‌ی فولادی حاوی پودر با ترکیب مشخص (12Wt.%B<sub>4</sub>C, 4Wt.%NaF, 4Wt.%Si, b. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) قرار داده شدند و به مدت زمان‌های ۳ و ۶ ساعت در دو دمای ۹۵۰ °C و ۱۰۰۰ °C گرم شدند. متالوگرافی نمونه‌های پوشش داده شده، پس از برش و مانت گرم و حکاکی با استفاده از محلول ۳ درصد نایتال، انجام شد. برای شناسایی فازهای تشکیل شده،

فولاد گرم کار H11 انجام شده است [13]، محققان دلیل حضور این شیب غلظتی را عدم حل شدن کربن در لایه‌های بورایدی FeB و Fe<sub>2</sub>B بیان کرده‌اند. در تحقیقی مشابه که بر روی فولاد ابزار M2 (از دسته فولادهای تندبر) انجام گرفته است [14]، دلیل حضور کاربیدهای حل نشده در لایه‌ی نفوذی، پس زده شدن کربن از لایه‌های بورایدی به وجود آمده بر روی سطح بیان کرده‌اند. بر اساس این مشاهدات، به نظر می‌رسد که توزیع مجدد کربن در ناحیه‌ی پوشش که به افزایش مقدار کاربیدها در نزدیکی لایه‌ی پوشش مربوط می‌شود، در فولادهای ابزار پرآلیاژ معمول است.

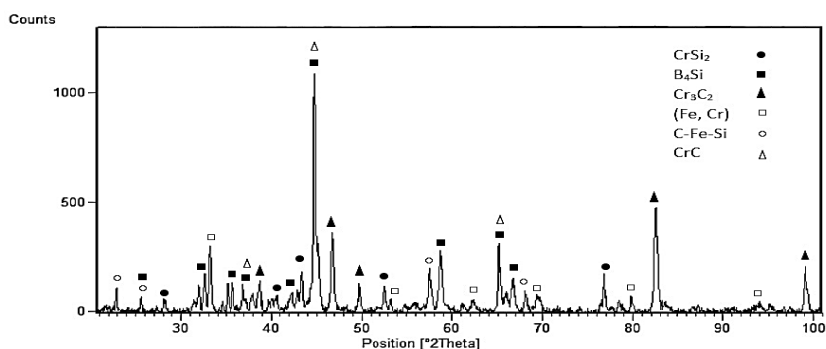


شکل ۱ تصویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع نمونه‌ی اولیه قبل از پوشش دهی

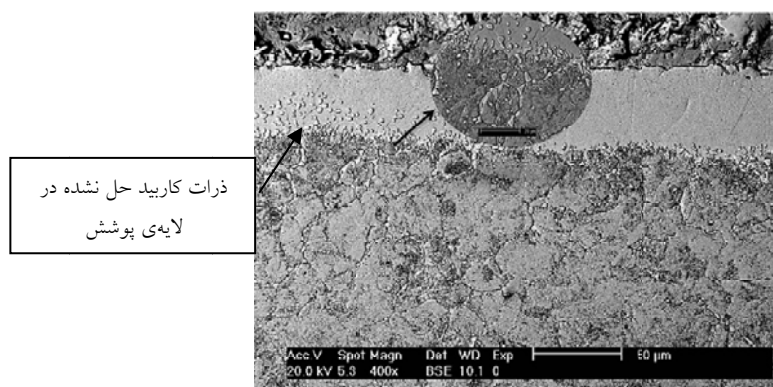
لایه‌ی پوشش فصل مشترک یکنواختی با زمینه ندارد و حالت دندانهای به خود گرفته است. به نظر می‌رسد که دلیل این رفتار، وجود مکان‌های ترجیحی مانند مرز دانه‌ها و عیب‌های بلوری، برای نفوذ سیلیسیم و کروم درون شبکه‌ی آهن و افزایش عمق نفوذ آن و در نتیجه، رشد بیش تر منطقه‌ی محلول در فصل مشترک باشد [12]. البته، با افزایش دما و زمان پوشش دهی و بهتر شدن شرایط نفوذ، فصل مشترک تقریباً همواری به وجود می‌آید (مقایسه‌ی شکل‌های (۲) و (۴)). در شکل‌های (۲) و (۴)، ذرات کاربید حل نشده در نزدیکی لایه‌ی پوشش قابل مشاهده‌اند. حضور کاربیدهای حل نشده در نزدیکی لایه‌ی پوشش، نشان‌دهنده نفوذ کربن از لایه‌ی پوشش به سمت درون نمونه است. با توجه به نفوذ کربن از سطح به مرکز، می‌توان انتظار داشت که ذرات کاربیدی در نزدیکی لایه‌ی پوشش تشکیل شود. افزایش ذرات کاربیدی از مرکز به سمت لایه‌ی پوشش و نیز، تراکم بیش تر این ذرات در نزدیکی لایه‌ی پوشش نشان می‌دهد که حضور این ذرات، به نفوذ کربن از سطح به سمت فلز پایه مربوط می‌شود. در واقع، دلیل نفوذ کربن از سطح به سمت مرکز، وجود شیب غلظتی این عنصر در لایه‌ی نفوذی است. در کار تحقیقاتی که در رابطه با بوردهی



شکل ۲ تصویرهای میکروسکوپ نوری (الف) و الکترونی روبشی (ب) از سطح مقطع فولاد پوشش داده شده در دمای ۹۵۰ °C به مدت زمان ۳ ساعت



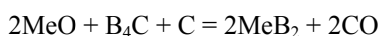
شکل ۳ نتیجه‌ی آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) مربوط به نمونه‌ی پوشش داده شده به‌مدت ۳ ساعت در دمای ۹۵۰ °C



شکل ۴ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌ی پوشش داده شده در دمای ۹۵۰ °C به‌مدت ۶ ساعت

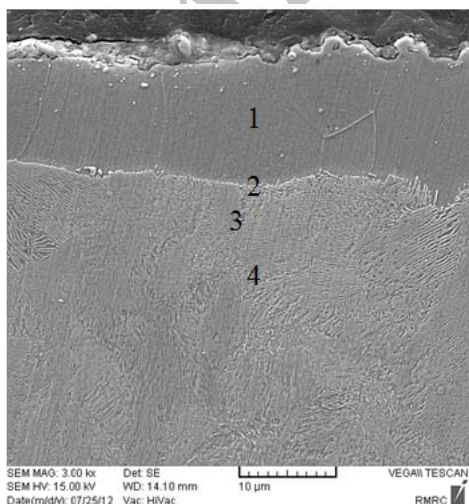
در واقع، کاربیدهای اولیه پس از عملیات حرارتی در استتیت حل می‌شوند و کاربیدهای جدید از مارتنزیت بازپخت شده ایجاد می‌شوند [16]. کاربیدهای اولیه شامل مقدار زیادی کروم هستند که پس از حل شدن، باعث افزایش میزان کروم در زمینه می‌شوند. به‌همین دلیل است که کاربیدهای کروم جدید در نزدیکی پوشش ایجاد می‌شوند. در شکل (۴) که مربوط به نمونه‌ی حرارت دیده در دمای ۹۵۰ °C به‌مدت ۶ ساعت می‌باشد، مشاهده می‌شود که مقدار و اندازه‌ی کاربیدها نسبت به نمونه‌ی حرارت دیده به‌مدت ۳ ساعت بیشتر است. این رفتار به ناکافی بودن زمان لازم برای نفوذ کربن و تشکیل کاربیدها در زمان کم‌تر مربوط می‌شود. البته، دمای بالاتر (نتایج حاصل از حرارت‌دهی در دمای ۱۰۰۰°C) این کمبود زمانی را تا حدی جبران کرده است (شکل ۷). درصد‌های عناصر کروم و سیلیسیم با توجه به

حل نشدن کربن در بوراید‌های فلزی دو ظرفیتی (مانند تیتانیم، زیرکونیم و یا هافمیم) نیز مطالعه شده است. نتیجه‌ی به‌دست آمده از این تحقیقات هم عدم حلالیت کربن در این نوع از بوراید‌های دو ظرفیتی (مطابق با واکنش زیر) اعلام شده است [15]:



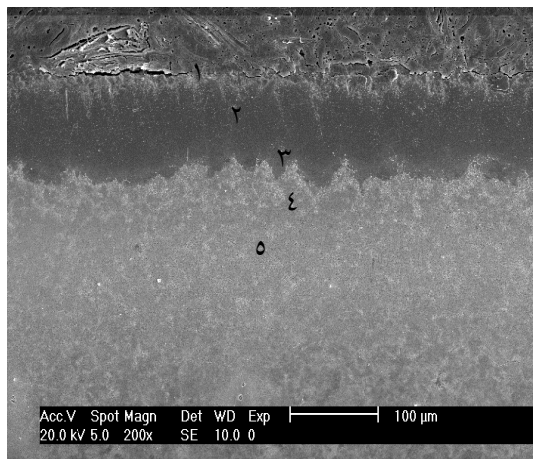
حلالیت کربن در بوراید سیلیسیم را نمی‌توان با قطعیت رد کرد، ولی با توجه به نتایج به‌دست آمده از تحقیقات قبلی که به چند مورد از آن‌ها اشاره شد و حضور کاربیدهای حل نشده در لایه‌ی نفوذی، احتمال عدم حلالیت کربن در این نوع بوراید نیز وجود داد. افزون بر این، حضور این کاربیدها می‌تواند به‌دلیل پس زده شدن کربن پس از تشکیل لایه‌ی  $\text{B}_4\text{Si}$  باشد. در هنگام نفوذ کربن به سمت زیرلایه، میل ترکیبی کربن به عناصر آلیاژی موجود در فولاد، باعث تشکیل کاربیدها در لایه‌ی نفوذی شده است.

در نقطه‌ی ۳ بیش از ناحیه‌ی نزدیک به فصل مشترک (نقطه‌ی ۴) است. در واقع، کروم از زیرلایه به سمت بیرون و سیلیسیم از درون بسته‌ی پودر به سمت درون نفوذ کرده است. افزون بر این، به دلیل نفوذ کروم به سمت بیرون از زیرلایه، ترکیب بین‌فلزی از کروم و آهن نیز تشکیل شده است. متأسفانه تعیین درصد عناصر بور و کربن با آزمون EDS با خطای زیادی همراه است. به همین دلیل، از ارائه‌ی نتایج مربوط به این آزمون خودداری شده است، اما نفوذ و وجود بور را می‌توان با توجه به نتایج آزمون پراش پرتوی ایکس (شکل ۳) نتیجه گرفت. افزون بر این، حضور آهن و سیلیسیم در لایه‌ی پوشش نشان‌دهنده‌ی حضور ترکیب‌های بین‌فلزی (سیلیسیم و آهن) است. نتایج به دست آمده از آزمون پراش پرتوی ایکس این نتیجه را تأیید می‌کند (شکل ۸). با مقایسه‌ی شکل‌های (۳) و (۸) (نتایج حاصل از پراش پرتوی ایکس مربوط به نمونه‌های پوشش داده شده در دما و زمان‌های مختلف)، می‌توان نتیجه گرفت که نوع کاربیدهای ایجاد شده با تغییر دما و زمان پوشش‌دهی تغییر می‌کند. در واقع، این نتیجه‌گیری با توجه به تغییر شرایط نفوذ عناصر در دماها و زمان‌های مختلف، منطقی به نظر می‌رسد.

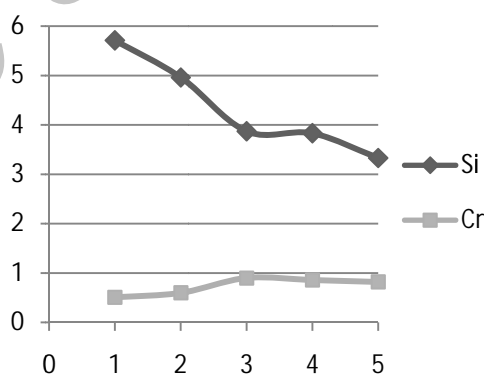


(الف)

نتایج آزمون EDS (طیف سنجی پراکنگی الکترون) که از نقاط مشخص شده در شکل‌های (۶) و (۵) تهیه شده‌اند، نشان می‌دهند که میزان سیلیسیم از سطح پوشش به سمت زیرلایه در حال کاهش است. این نتیجه، با توجه به نفوذ سیلیسیم قابل پیش‌بینی بوده است.



(الف)



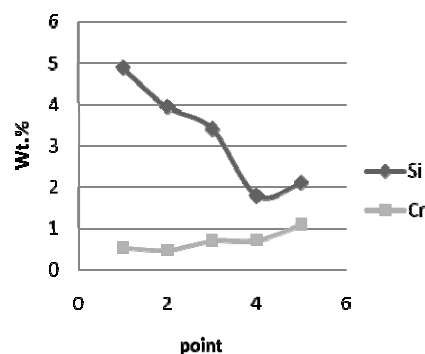
(ب)

شکل ۵ الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح مقطع نمونه‌ی حرارت‌دهی شده به مدت زمان ۳ ساعت در دمای ۹۵۰°C و ب) درصد وزنی عناصر کروم و سیلیسیم در لایه‌ی پوشش و زیرلایه

درصد سیلیسیم در زیرلایه مجدداً افزایش یافته است. به دلیل این‌که فولاد مورد استفاده حاوی ۱/۲ درصد سیلیسیم (جدول ۱) است، افزایش درصد وزنی این عنصر در زیرلایه قابل انتظار بوده است. درصد کروم



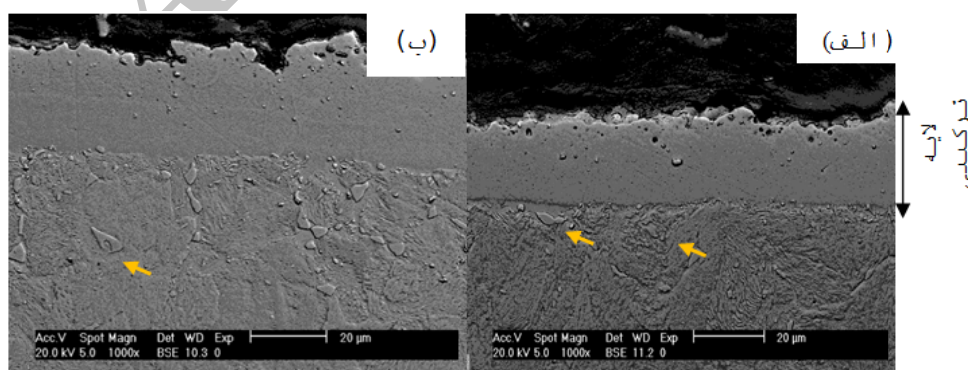
قوانین فیک، نفوذ با دما و زمان رابطه‌ی مستقیمی دارد انتظار می‌رود که ضخامت پوشش در دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  بیش از ضخامت آن در دمای  $950^{\circ}\text{C}$  باشد، اما نتایج این را نشان ندادند. در ترکیب بسته‌ی پودری، از NaF به‌عنوان ماده‌ی فعال‌ساز استفاده شد و با توجه به دمای ذوب این ترکیب که حدود  $993^{\circ}\text{C}$  می‌باشد، به‌نظر می‌رسد که فعال‌ساز در دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  ذوب و یا خمیری شده و مانع از نفوذ راحت‌تر عناصر می‌شود (سمانتاسیون بسته‌ای فرایندی ترموشیمیایی در حالت جامد است). به‌همین دلیل، در دمای  $950^{\circ}\text{C}$  که NaF هنوز در حالت جامد است، نفوذ راحت‌تر انجام شده و ضخامت لایه‌ی پوشش افزایش یافته است. اما، با توجه به نتایج ارائه شده در جدول (۲)، زمان نفوذ بر اساس قوانین فیک مطابق انتظار است و در زمان ۶ ساعت نسبت به زمان ۳ ساعت در هر دو دما، لایه‌ی پوشش ضخیم‌تر شده است. با توجه به نتایج به‌دست آمده، به‌نظر می‌رسد که مدت زمان ۳ ساعت و دمای  $950^{\circ}\text{C}$  برای پوشش‌دهی، دما و زمان بهینه هستند. با توجه به فازهای به‌دست آمده (شکل‌های (۸) و (۳))، سختی پوشش بیش از سختی زیرلایه است (نمودار شکل (۹)). حضور کاربیدهای حل نشده و عنصر بور و ایجاد لایه‌ی بوراید ( $\text{B}_4\text{Si}$ ) در لایه‌ی پوشش، باعث افزایش سختی لایه‌های پوشش و افزایش سختی در فصل مشترک شده‌اند.



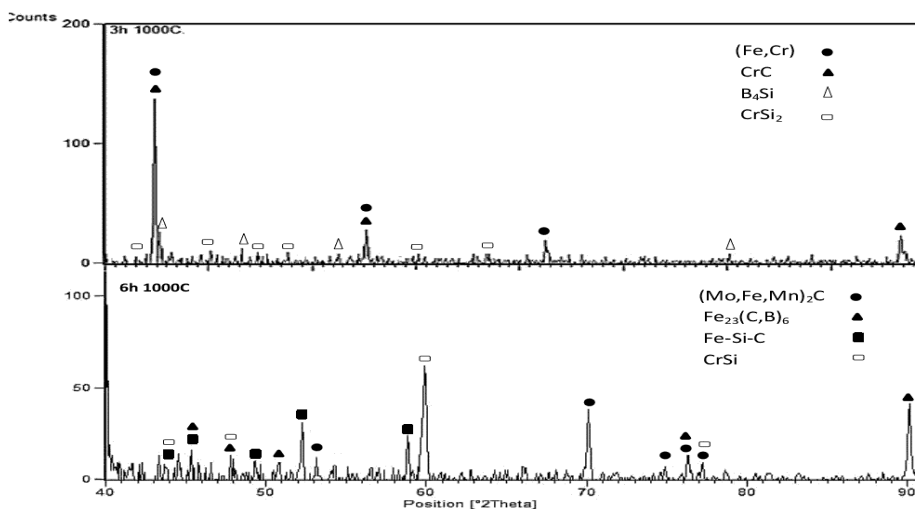
(ب)

شکل ۶ الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی از سطح مقطع نمونه‌ی حرارت‌دهی شده به مدت زمان ۳ ساعت در دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  و ب) درصد وزنی عناصر کروم و سیلیسیم در پوشش و زیرلایه

با توجه به اطلاعات موجود در شکل (۷) (ذرات کاربیدی در این شکل با فلش مشخص شده‌اند)، با افزایش دمای پوشش‌دهی اندازه‌ی ذرات کاربیدی نسبت به نمونه‌ی پوشش‌دهی شده در دمای  $950^{\circ}\text{C}$  به مدت ۳ ساعت (شکل ۲) درشت‌تر و تعداد آن‌ها کم‌تر شده است. در مورد نمونه‌ی پوشش‌دهی شده در دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  به مدت ۶ ساعت (بیش‌ترین دما و زمان)، نفوذ عناصر سنگین‌تر مانند منگنز و مولیبدن نیز از زیرلایه اتفاق افتاده است (جدول ۱) و کاربیدهای حاصل از این عناصر نیز ایجاد شده‌اند (شکل ۸). با توجه به نتایج در جدول (۲)، مشخص است که ضخامت لایه‌ی پوشش در دمای کم‌تر بر خلاف انتظار، بیش از ضخامت لایه در دمای بالاتر است. از آنجا که این لایه‌ی پوشش یک لایه‌ی نفوذی است و بر اساس



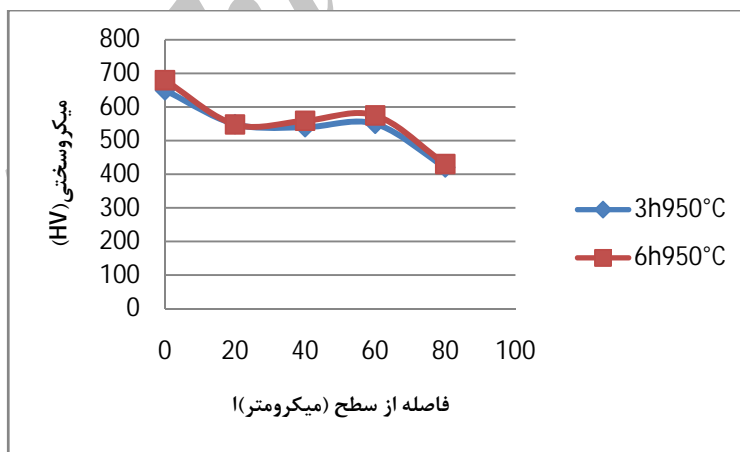
شکل ۷ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (الکترون برگشتی) از نمونه‌های پوشش‌دهی شده در دمای  $1000^{\circ}\text{C}$  به مدت زمان‌های ۶ ساعت (الف) و ۳ ساعت (ب).



شکل ۸ نتایج آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) مربوط به نمونه‌ی پوشش داده شده در دمای ۱۰۰۰ °C به مدت زمان‌های ۳ ساعت (الف) و ۶ ساعت (ب)

جدول ۲ ضخامت لایه‌های پوشش ایجاد شده

ضخامت پوشش (μm)	نمونه
20	3h 1000°C
22	6h 1000°C
52	3h 950°C
55	6hr 950°C



شکل ۹ نمودار تغییر سختی بر حسب فاصله از سطح پوشش مربوط به نمونه‌ی حرارت‌دهی شده در دمای ۹۵۰ °C به مدت زمان‌های ۳ و ۶ ساعت

### نتیجه‌گیری

نمونه‌ها مشابه و شامل دو لایه‌ی ترکیبی و نفوذی بود. لایه‌ی ترکیبی در همه‌ی نمونه‌ها حاوی فازی

۱- ساختار کلی پوشش به‌دست آمده در تمامی



شدند. به نظر رسید که با کاهش زمان و دمای پوشش دهی، اندازه‌ی این کاربیدها کاهش می‌یابد.

۳- سختی پوشش‌ها به دلیل حضور ترکیب‌های سخت مانند کاربیدها و بورایدها، افزایش یافت. بیش‌ترین سختی به دست آمده از فرایند بورسیلیسیم‌دهی فولاد مورد استفاده، در حدود ۵۰۰ تا ۷۰۰ ویکرز بود و سختی از سطح به سمت فلز پایه کاهش یافت.

۴- با توجه به نتایج به دست آمده، نوع کاربیدهای ایجاد شده و اندازه‌ی آن‌ها با توجه به تغییر دما و زمان (تغییر شرایط نفوذ)، تغییر کرد.

متشکل از کروم و سیلیسیم ( $\text{CrSi}_2$  و یا  $\text{CrSi}$ ) بود که در نتیجه‌ی نفوذ کروم از زیرلایه به درون لایه‌ی پوشش و نفوذ سیلیسیم از بستر پودری به سطح فولاد تشکیل شده بود. نفوذ اتم‌های بور به درون زیرلایه نیز باعث تشکیل ترکیب بین‌فلزی از بور و سیلیسیم شد ( $\text{B}_4\text{Si}$ ). لایه‌ی نفوذی حاوی ذرات ریز کاربید حل نشده در نزدیکی فصل مشترک بود. ۲- به دلیل نفوذ کربن از سطح لایه‌ی پوشش به سمت فلز پایه، ذرات کاربیدی در نزدیکی لایه‌ی پوشش و در نمونه‌ی پوشش دهی شده در دمای  $950^\circ\text{C}$  به مدت زمان ۶ ساعت، در درون پوشش تشکیل

## مراجع

- محمد علی گلغذار، "اصول و کاربرد عملیات حرارتی فولادها"، ویرایش دوم، چاپ هشتم، اصفهان، دانشکده صنعتی اصفهان مرکز نشر. (۱۳۸۷).
- حسن علم خواه "ایجاد پوشش‌های نانو ساختار  $\text{TiN}$  بر روی فولاد H11 نیتروژن دهی پلاسمایی شده با استفاده از روش PACVD"، دکتر امیر عبدا.. زاده، دکتر فرزاد محبوب و استاد مشاور (دکتر شاهرخ آهنگرانی) دانشگاه تربیت مدرس تهران، بهمن (۱۳۸۸).
- B. Fnides, M.A. Yallese, H. Aouici, "Hard Turning of Hot Work Steel AISI H11: EvalEvaluation of Cutting Pressures, Resulting Force and Temperature", *Mechanic* 72(4), pp. 59-63, (2008).
- T.N. Reys, Jones, "Coatings For Blade And Vane Applications", *Corrosion Science*, Vol. 29, pp. 623-646, (1989).
- Davis and Associates, *Surface Engineering For Corrosion And Wear Resistance*, ASM International, (2001).
- حاج کریم خرازی، یوسف، تریبولوژی علم سایش و فرسایش، ویراسته مهندس محمد رضا بیاتی، چاپ اول، تهران، انتشارات دانشگاه علم و صنعت ایران، ۱۳۸۵.
- Saduman Sen, "The Characterization Of Vanadium Boride Coatings On AISI 8620 Steel", *Surface And Coatings Technology*, Vol. 190, pp. 1-6, (2005).
- V. A. Ravi, P. Choquet and R. A. Rapp, Proc. MRS Conf. Advanced Materials, Tokyo, 1988. 9.S. Majumdar , A. Arya, I.G. Sharma, A.K. Suri, S. Banerjee, "Deposition of aluminide and silicide based protective coatings on niobium", *Applied Surface Science*, Vol. 257, pp. 635-640, (2010).
- N.E. Maragoudakis a , G. Stergioudis b, H. Omar a , H. Paulidou c , D.N. Tsipas a, "Boron/aluminide coatings applied by pack cementation methodon low-alloy steels", *Materials Letters*, Vol. 53, pp.406 - 410, (2002).
- Harper, Mark A., Rapp, Robert A, "Chromized/siliconized diffusion coatings for iron-base alloys by

- pack cementation", *Materials Performance*.30.Issue 9, pp.41-44, (1991).
12. A.R. Castle, D.R. Gabe, "Chromium Diffusion Coatings", *International Materials Reviews*, Vol.44, pp. 37-58, (1999).
13. P. Jurci and M. Hudakova, "Diffusion Boronizing of H11 Hot Work Tool Steel", *JMEPEG*, Vol. 20, pp. 1180–1187, (2011).
14. I. Campos, R. Torres, G. Ramirez, R. Ganem, and J. Martinez, "Kinetics of Boride Layers, Dimensional Analysis", *Appl. Surf. Sci.*, Vol. 252, pp. 8662–8667, (2006).
15. Yu. V. Levinskiy and S. Ye. Salibekov, "Interaction Of The Diborides Of Titanium, Zirconium and Hfium with Carbon", *Neorganicheskoy Khimii*, Vol. 10(3), pp.538-591, (1965).
16. P. Jurci, M. Hudakova, M. Kusy, "Nature Of Phases In Boronized H11 Hot Work Tool Steel", *Kovove Master*, Vol. 50, pp. 177-184, (2012).

Archive of SID