

پوشش کربونیتريدوانادیم به روش غوطه‌وری در حمام نمک

دمای پایین بر روی فولاد DIN ۱,۲۵۱۰

سید محمد موسوی خویی^۱؛ غلامرضا خلج^۱

چکیده

با غوطه‌وری نمونه‌های نیتروژن‌دهی شده در حمام نمک حاوی پودر فرووانادیم، لایه سخت و مقاوم به سایش کربونیتريدوانادیم در دماهای کمتر از 700°C بر روی قطعات فولادی شکل می‌گیرد. در این تحقیق، اثر زمان نیتروژن‌دهی، دما و زمان پوشش‌دهی، درصد وزنی و اندازه دانه پودر فرووانادیم بر ترکیب، ضخامت و سختی پوشش بر روی فولاد DIN ۱,۲۵۱۰ مورد بررسی قرار گرفت. نتایج آزمایش‌ها مؤید این مطلب است که در همه حالات، ساختار پوشش شامل کربونیتريدوانادیم با ترکیب $(\text{V}(\text{C},\text{N})+\text{V}_2(\text{N},\text{C}))$ و کربونیتريد آهن-وانادیوم $(\text{Fe-V})(\text{C},\text{N})$ است و با افزایش زمان نیتروژن‌دهی، درصد وزنی و ریزدانه شدن پودر فرووانادیم، ضخامت افزایش و سختی کاهش می‌یابد. اما با افزایش دما و زمان فرآیند، علاوه بر افزایش ضخامت، سختی نیز افزایش می‌یابد. توزیع سختی در طول لایه شیب ملایمی دارد که این امر، منجر به ایجاد تطابق خوبی بین لایه و زیرلایه می‌شود.

کلمات کلیدی

کربونیتريدوانادیم، پوشش سخت، پوشش دمای پایین، حمام نمک.

Low temperature salt bath coating of vanadium carbonitride on DIN 1.2510 steel

S. M. Mousavi Khoei, Gh. Khalaj

ABSTRACT

By immersing initially nitrided steel into low temperature salt bath with ferrovanadium powder additive, a hard and wear resistant vanadium carbonitride coating will be produced, known as the Thermo-Reactive Diffusion and Deposition (TRD) method. The aim of this project is to evaluate the effect of different coating parameters on producing vanadium carbonitride coating on DIN 1.2510 steel using low temperature TRD method. Results indicate that the structure of the coating consist of vanadium carbonitride in the form of $\text{V}(\text{C},\text{N}) + \text{V}_2(\text{N},\text{C})$ and Iron-vanadium carbonitride in the form of $(\text{Fe-V})(\text{C},\text{N})$. Increasing ferrovanadium content in the bath along with the use of finer ferrovanadium powder and increasing nitriding time, results in a thicker layer with decreased surface hardness. However, increasing time in conjunction with higher temperature results in increased surface hardness. Hardness distribution from surface to substrate is diffuse, producing a good compatibility between coating and substrate.

KEYWORDS

Vanadium carbonitride, Hard coating, Low temperature coating, Salt bath.

^۱ استادیار دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر

ⁱⁱ عضو هیات علمی دانشگاه آزاد اسلامی واحد ساوه؛ gh_khalaj@yahoo.com

یک منطقه قسمتی تغییر یافته (ناحیه نفوذی)، شامل نیتروژن در محلول جامد و توزیع گسترده‌ای از نیتریدها و کاربیدهاست. در طی پوشش‌دهی TRD، اتم‌های بین‌نشین به سطح مهاجرت می‌کنند و موجب تغییراتی در ریزساختار نزدیک سطح می‌شوند. این اثر به‌طور خلاصه توسط Chicco و همکارانش بررسی شده است [۳]. آنها متوجه کاهش کلی در عمق ناحیه نفوذی نیتروکربن‌دهی از ۱۶۰ میکرون به ۸۰ میکرون، تغییر شکل ظاهر کربونیتريد در ناحیه نفوذی و محو کامل لایه ترکیبی اولیه شدند.

مدارکی وجود دارد که پوشش‌های سخت کربونیتريد-وانادیوم می‌توانند در دماهای پایین (زیر ۷۰۰°C)، با نیتروژن‌دهی یا نیتروکربن‌دهی پیش از عملیات TRD، صورت بگیرد. با غنی‌سازی سطح از اتم‌های بین‌نشین در طی نیتروژن‌دهی یا نیتروکربن‌دهی، نرخ‌های بالاتر تشکیل پوشش TRD در دماهای پایین انتظار می‌رود.

مطالعه دقیق منابع دو نوع تحقیقات را نشان داد. اول تحقیق منتشر شده در منابع علمی توسط Ohta و همکارانش [۴] بود که پوشش کربونیتريدکروم با نیتروژن‌دهی و به‌دنبال آن عملیات TRD در ۷۰۰-۵۳۰°C در حمام نمک ایجاد می‌شود. آنها یافتند که یک ناحیه سیاه در محدوده ۴-۲ میکرون درست زیر لایه پوشش قرار گرفته است که در آن آهن به‌عنوان عنصر اصلی مشاهده می‌شود. نفوذ نیتروژن از این منطقه به سطح دلیل ایجاد ناحیه سیاه فرض می‌شود و دیگری مجموعه‌ای از ثبت اختراع توسط Arai و همکارانش در آزمایشگاه مرکز تحقیق و توسعه Toyota بود. نویسندگان ادعا کردند که لایه کربونیتريد وانادیوم با ضخامت ۸ میکرون روی زیرلایه‌های نیتروژن‌دهی شده، پس از ۵۰ ساعت در ۵۷۰°C در حمام بستر سیال شکل گرفته است [۵-۷].

فرایند TRD در این موارد می‌تواند با معادله زیر بیان شود:

$$V = V(N, C) + [N, C] \quad (2)$$

که $[N, C]$ نشان‌دهنده نیتروژن و کربن در محلول جامد هستند.

عملیات بالا تمامی نیتروژن را که در طی نیتروژن‌دهی اولیه به درون ماده نفوذ کرده است تخلیه می‌کند. در پایان یک عملیات TRD طولانی، زیرلایه به چیزی شبیه ریزساختار اصلی‌اش بر می‌گردد و یک لایه سخت و نازک نیتريد (یا کربونیتريد) وانادیوم روی سطح را می‌پوشاند.

استفاده از حمام‌های نمک باعث کاهش خطر اعوجاج، توزیع یکنواخت محیط مذاب و در نتیجه ایجاد پوشش یکنواخت در

ایجاد پوشش‌های سخت توسط نیتريد، کاربید یا کربونیتريد فلزات واسطه، روش مرسوم برای بهبود مقاومت سایش قطعات فولادی است. این امر با فرایندهای نشست فیزیکی از بخار^۱ (PVD) و نشست شیمیایی از بخار^۲ (CVD) قابل دستیابی است و هر دو روش مزایا و معایب خاص خود را دارند. CVD معمولاً شامل فرایندهای دمای بالا (۱۲۰۰-۷۰۰°C) به‌منظور دستیابی به نشست یکنواخت عنصر پوشش است. اگرچه، این دماهای بالا ممکن است منجر به پیچش شدید در قطعات عملیات‌شده، شود. PVD که می‌تواند در ۵۰۰-۲۰۰°C شکل بگیرد، زیر دمای تمپر فولادهای ابزار، به تجهیزات گران قیمت و پیچیده‌ای نیاز دارد. به دلیل مقدار محدود نفوذ که در طی فرایندهای نشست از بخار صورت می‌گیرد، چسبندگی پوشش ضعیف‌تر از عملیات نفوذی است.

روش دیگر پوشش‌های سخت، نشست و نفوذ فعال حرارتی^۳ (TRD) است، به‌طور معمول، این فرایند یک فرایند دمای بالاست، که در ۸۰۰-۱۲۰۰°C صورت می‌گیرد. در TRD، یک کاربیدزا نظیر V, Cr, Ti، با یک فرایند ترموشیمیایی روی سطح نشانده می‌شود و با کربن که از زیر لایه به سطح نفوذ کرده است، واکنش می‌دهد. نیروی محرکه نفوذ کربن، پایداری ترمودینامیکی ترکیبات سطحی ایجاد شده است. TRD می‌تواند در یک حمام نمک یا بستر سیال انجام شود [۱].

اثر دما و زمان بر ضخامت پوشش (d) با دو معادله زیر بیان می‌شود:

$$d^2 = k \cdot t \quad (1)$$

$$k = k_0 \cdot \exp(-Q/RT)$$

که در این روابط: d ضخامت پوشش (cm)، t زمان (sec)، k ثابت سرعت رشد (cm²/sec)، k₀ قسمت ثابت k، Q انرژی فعال‌سازی (kJ/mol)، T دمای مطلق (°K) و R ثابت گازها است. محدودیت اصلی فرایند TRD این است که زیرلایه فولادی باید شامل حداقل ۰/۳٪ وزنی کربن باشد و گرنه ضخامت پوشش به‌شدت محدود می‌شود. با این حال، نشان داده شده است که پوشش‌های کاربید، نیتريد و کربونیتريد وانادیوم، با پیش‌عملیاتی که سطح را از بین‌نشین‌ها (کربن، نیتروژن) غنی می‌کند (کربن‌دهی، نیتروژن‌دهی، نیتروکربن‌دهی)، می‌توانند با نرخ سریع‌تری رشد کنند [۲]. نیتروژن‌دهی یا نیتروکربن‌دهی فولادها معمولاً یک لایه خارجی کاملاً تغییر یافته (لایه ترکیبی)، شامل کربونیتريد آهن ε-Fe₂₋₃(N,C)، نیتريد‌های آلیاژی، و

تمام نقاط قطعه می‌شود. از مزایای این حمام‌ها، پایداری حرارتی خوب، سادگی و ارزان قیمت بودن تجهیزات و مواد اولیه است [۸ و ۹].

در این تحقیق سعی شده است اثر زمان نیتروژن‌دهی، درصد وزنی و اندازه دانه پودر فرووانادیوم و همچنین دما و زمان غوطه‌وری بر ضخامت و سختی پوشش کربونیتريد و انادیوم مورد بررسی قرار بگیرد.

۲- روش تحقیق

مواد اولیه

نمونه‌های اصلی مورد استفاده در انجام این پژوهش، از جنس فولاد ۱۰۲۵۱۰ (۰/۹۵ C, ۱ Mn, ۰/۵ Cr, ۱ V, ۰/۵ W, ۰/۲۵ Si) و باقیمانده آهن، درصد وزنی) است. کلیه نمونه‌ها با استفاده از سمباده کاربیدسیلیسیم تا مش ۸۰۰ سمباده زده شده و در پایان به منظور چربی‌زدایی، در استن شستشو داده شدند.

فرآیند پوشش کربونیتريدوانادیم، شامل دو مرحله نیتروژن‌دهی و پوشش‌دهی است. مواد مورد استفاده در نیتروژن‌دهی شامل سیانید سدیم (NaCN)، کربنات سدیم (Na₂CO₃) و کلرید پتاسیم (KCl) و در حمام پوشش‌دهی شامل پودر فرووانادیم (Fe-V)، کلرید سدیم (NaCl) و کلرید کلسیم (CaCl₂) است.

روش انجام فرآیند

حمام نیتروژن‌دهی با ترکیب ۲۰٪ وزنی NaCN، ۲۵٪ Na₂CO₃ و ۴۵٪ KCl در دمای ۵۷۰°C به مدت ۱۲ ساعت پیرسازی (هوادهی) شد و سپس نمونه‌ها به مدت ۱/۵ و ۲ ساعت درون حمام غوطه‌ور شدند [۱۰]. پس از عملیات نیتروژن‌دهی، نمونه‌ها در آب گرم کونچ شدند.

در این پژوهش از پودر فرووانادیوم حاوی ۸۰٪ و انادیوم استفاده شد و با توجه به نمودار تعادل فازي NaCl-CaCl₂، ترکیب یوتکتیک این دو نمک، به عنوان ترکیب حمام انتخاب شد [۱۱].

به منظور بررسی اثر دمای فرآیند، درصد وزنی و اندازه دانه پودر فرووانادیم، حمام پوشش‌دهی با ترکیب ۳۳٪ وزنی NaCl و ۶۷٪ وزنی CaCl₂ نوب و در دماهای ۵۰، ۶۲۵ و ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد نگهداری و سپس پودر فرووانادیم با درصدهای وزنی ۱۰، ۱۵ و ۲۰ و اندازه دانه‌های ۲۳۰ و ۵۰۰ مش

به آرامی به آن اضافه شد. در آخر نمونه‌ها، بدون پیرسازی حمام، داخل نمک مذاب قرار گرفتند. به منظور یکنواخت‌سازی حمام مذاب، هر نیم ساعت یک‌بار، محلول توسط یک میله فولادی هم‌زده می‌شد. پس از گذشت زمان‌های ۲، ۶، ۱۰ و ۱۲ ساعت نمونه‌ها به آرامی از حمام خارج و در هوا سرد شدند. برای حذف نمک‌های چسبیده به سطح، فقط شست و شو در آب گرم کافی است.

آزمایش‌های میکروسکوپی

سطح نمونه‌ها قبل از آزمایش میکروسکوپی تا حد ۰/۳ میکرون پولیش شد. جهت تعیین ضخامت پوشش، بعد از اچ کردن نمونه‌ها، از یک میکروسکوپ نوری OLYMPUS مدل PMG3 مجهز به میکرومتر دیجیتالی OLYMPUS-OSM-D4 با دقت ۰/۱ میکرون استفاده شد.

آزمایش ریز سختی‌سنجی با دستگاه ریزسختی‌سنج SHIMADZU مدل M، تحت بار ۱۵ گرم و زمان بارگذاری ۱۵ ثانیه و به روش ویکرز انجام شد. برای بررسی ترکیبات ایجاد شده در سطح، از آنالیز پراش اشعه ایکس (XRD) توسط دستگاه اشعه‌ایکس PHILIPS مدل PW1140/90 با لامپ آند مسی از نوع PW2253/20 تحت شرایط جریان ۲۰mA و ولتاژ ۴۰ kV استفاده شد.

به منظور بررسی نحوه توزیع عناصر در سطح، از آنالیز WDS توسط دستگاه میکروسکوپ الکترونی جاروبی (SEM)، Cambridge مدل Stereo Scan 360 با آنالیزور WDS، ساخت شرکت Microspec و آشکارساز، شمارنده گاز تناسبی (Gas Proportional Counter) استفاده شد. برای شناسایی عناصر سنگین (Fe و V) از ولتاژ ۲۰kV و کریستال LiF و برای عناصر سبک (N و C) از ولتاژ ۱۰kV و کریستال LOD استفاده شد.

۳- نتایج و بحث

ساختار پوشش

نتایج آزمایش‌ها ضخامت‌سنجی و ریز سختی‌سنجی در جدول (۱) و (۲) آمده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود؛ تغییرات درصد و اندازه دانه پودر و دما و زمان فرآیند تأثیر به‌سزایی روی ضخامت و سختی لایه ایجاد شده دارد.

جدول (۱): تغییرات ضخامت و سختی پوشش بر حسب دما، درصد وزنی و اندازه دانه پودر فرووانادیوم.

(نیترورژن دهی اولیه ۳ ساعت در 570°C ، زمان پوشش دهی ۱۰ ساعت)

اندازه دانه فرووانادیوم (مش)	درصد وزنی فرووانادیوم	ضخامت (μm)			سختی (HV)
		550°C	625°C	700°C	
۲۲۰	۱۰	۰/۹	۲/۰	۳/۵	(۳۰۰۰)
۲۲۰	۱۵	۱/۱۵	۲/۴	۴/۸	(۲۸۵۰)
۲۲۰	۲۰	۱/۴	۲/۸	۶/۰	(۲۷۸۰)
۵۰۰	۱۰	۱/۸	۲/۵	۵/۰	(۲۸۰۰)
۵۰۰	۱۵	۱/۴	۳/۰	۶/۸	(۲۷۱۰)
۵۰۰	۲۰	۱/۷(۲۲۰۰)	۳/۵(۲۴۱۰)	۷/۵	(۲۶۲۰)

جدول (۲): تغییرات ضخامت و سختی پوشش بر حسب زمان.

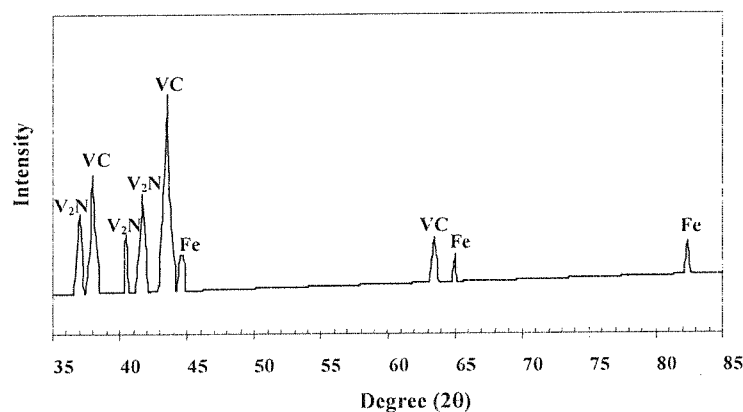
(نیترورژن دهی اولیه ۳ ساعت در 570°C ، دمای پوشش دهی 700°C)

اندازه پودر فرووانادیوم (مش)	درصد وزنی فرووانادیوم	زمان غوطه وری (h)	ضخامت (μm)	سختی (HV)
۵۰۰	۲۰	۲	۲	۲۴۰۰
۵۰۰	۲۰	۶	۴/۳	۲۵۴۰
۵۰۰	۲۰	۱۰	۷/۵	۲۶۳۰
۵۰۰	۲۰	۱۴	۸	۲۶۹۰

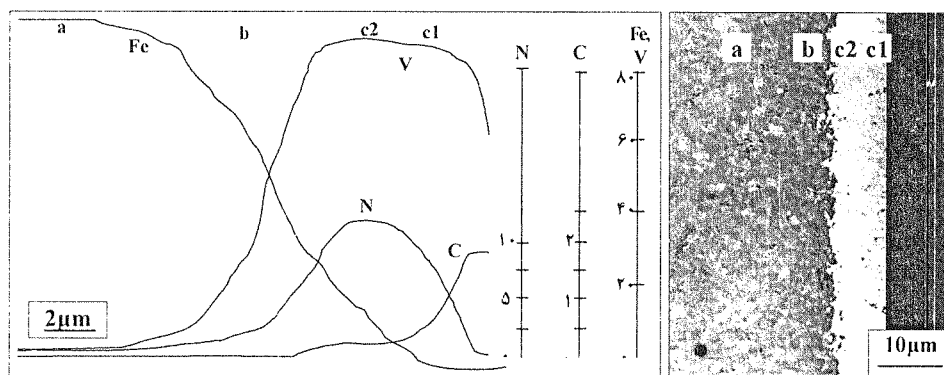
غلظت آهن کم است؛ اما در ناحیه خاکستری (لایه ترکیبی، منطقه b) غلظت وانادیم کم و غلظت آهن زیاد است. کربن و نیترورژن نیز در هر دو لایه نسبتاً غنی هستند.

شکل (۱) نتیجه حاصل از آنالیز اشعه ایکس را برای نمونه پوشش داده شده، نشان می‌دهد. بررسی طیف‌های فوق نشان دهنده حضور ترکیبات VC، V_2N و Fe در سطح است.

شکل (۲) نتیجه آنالیز WDS و نیم‌رخ نمونه را نشان می‌دهد. با دقت در تغییرات عناصر دیده می‌شود که در لایه سفید (ناحیه نفوذی، منطقه c1 و c2) غلظت وانادیم زیاد و



شکل (۱): آنالیز XRD پوشش کربونیترید وانادیم (فرووانادیم: ۲۰٪ و ۵۰۰ مش، 700°C و ۱۰ ساعت)



شکل (۲): ریزساختار و تغییر غلظت عناصر در پوشش کربونیتريدوانادیم فولاد ۱.۲۵۱۰، فرووانادیم: ۲۰٪ و ۵۰۰مش: ۷۰۰°C و ۱۰ ساعت (نیتروژن دهی: ۳ ساعت و ۵۷۰°C)

کاربید وانادیوم (VC) نیز می‌تواند به نوبه خود دارای نیتروژن باشد و از این رو به صورت کربونیتريد وانادیوم $V(C,N)$ شناخته می‌شود. به همین ترتیب لایه خاکستری رنگ نیتريد آهن- وانادیم نیز دارای کربن است و به صورت کربونیتريد آهن- وانادیم $(Fe-V)(N,C)$ نشان داده می‌شود. در نتیجه پوشش کربونیتريدوانادیم شامل سه لایه است: $V(C,N)$ (۱) در سطح (منطقه c1)، $V_2(N,C)$ در داخل لایه نفوذی (منطقه c2) و (۳) ترکیب کربونیتريد آهن- وانادیم در لایه ترکیبی (منطقه b).

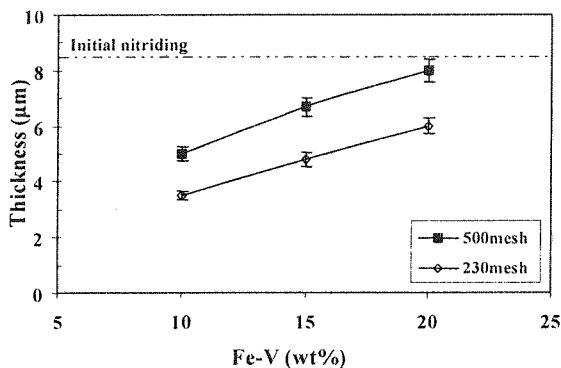
تأثیر پارامترهای مختلف پوشش دهی بر تشکیل پوشش

درصد وزنی

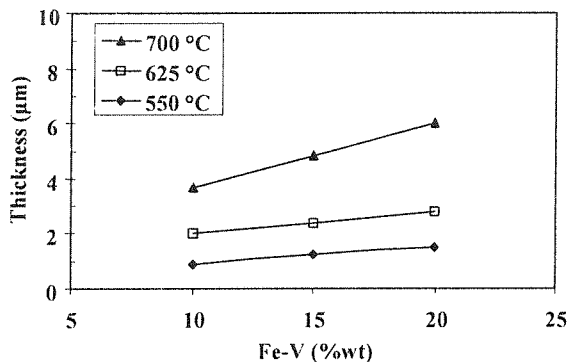
نتایج به دست آمده در شکل‌های (۳) و (۴) حاکی از این مطلب است که افزایش درصد وزنی فرووانادیم، منجر به افزایش ضخامت لایه می‌شود. علت این مسئله این است که با افزایش درصد وزنی فرووانادیم، مقدار وانادیم اتمی بیشتری در محیط ایجاد می‌شود و لذا در سطح قطعه مقدار بیشتری وانادیم می‌تواند با اتم‌های کربن و نیتروژن موجود در زیرلایه واکنش بدهد و باعث رشد بیشتر لایه سفید شود.

مشاهده تصاویر متالوگرافی نشان می‌دهد که سطح فولاد پوشش داده شده با کربونیتريدوانادیم، شامل یک لایه سفید و یک لایه خاکستری درست در زیر لایه سفید است. نتایج آنالیزهای XRD، نشان‌دهنده حضور فازهای نیتريد وانادیم (V_2N)، کاربید وانادیم (VC) و آهن در سطح است. از سوی دیگر، نتایج حاصل از انجام آنالیز WDS در این تحقیق و کارهای سایر محققین [۲۰، ۲۱]، نشان می‌دهد که در لایه سفید (ناحیه نفوذی) غلظت وانادیم زیاد و غلظت آهن کم است؛ اما در ناحیه خاکستری (لایه ترکیبی) غلظت وانادیم کم و غلظت آهن زیاد است.

لایه سفید تشکیل شده در سطح تا عمق ۴ میکرون، شامل کاربید وانادیم است که در ابتدای امر تشکیل می‌شود و سپس به واسطه تامین شدن وانادیم از حمام و کربن از فولاد، رشد می‌کند. قسمت داخلی لایه سفید که در آن، حضور توأم وانادیوم و نیتروژن توسط آنالیز WDS مشخص شده است؛ شامل نیتريد وانادیوم است و در اثر واکنش بین وانادیوم تامین شده از حمام و نیتروژن از فولاد، تشکیل می‌شود. وقتی کاربید وانادیوم در حین واکنش با کربن فراهم شده از زیرلایه بر روی لایه نیتريد وانادیوم رشد می‌کند، نیتريد وانادیم (V_2N) شامل کربن نیز هست، چون کربن باید از درون لایه نیتريد وانادیوم نفوذ کند و به سطح برسد. لذا لایه V_2N را می‌توان به صورت کربونیتريدوانادیوم $V_2(N,C)$ نشان داد. از سوی دیگر لایه



شکل (۴): تغییرات ضخامت پوشش بر حسب مقدار فرووانادیم. (فولاد ۱.۲۵۱۰، ۱۰ ساعت، ۷۰۰°C)



شکل (۳): تغییرات ضخامت پوشش بر حسب مقدار فرووانادیم. (فولاد ۱.۲۵۱۰، ۱۰ ساعت، فرووانادیم ۲۳۰ مش)

باعث افزایش تشکیل نیتريد وانادیوم و کاهش میزان کاربرد وانادیوم می‌شود. به عبارت دیگر، افزایش درصد وزنی فرووانادیم، منجر به افزایش $V_2(N,C)$ و کاهش $V(C,N)$ می‌شود. با توجه به مصرف مقادیر بیشتری از وانادیوم و نیتروژن در تشکیل $V_2(N,C)$ و افزایش لایه سفید، مقدار $(Fe-V)(N,C)$ کاهش می‌یابد.

آنالیز XRD نشان می‌دهد که با افزایش درصد وزنی فرووانادیم، مقدار نیتريد وانادیوم افزایش و مقدار کاربرد وانادیوم و آهن کاهش می‌یابد. محاسبات نشان می‌دهد که در گستره دمایی ۷۰۰-۵۵۰°C، انرژی آزاد تشکیل نیتريد وانادیوم، در حدود دو برابر منفی‌تر از انرژی آزاد تشکیل کاربرد وانادیوم است [۱۲] (جدول (۳)) و در دمای مورد نظر هر عاملی که منجر به افزایش میزان وانادیم اتمی در محیط شود،

جدول (۳): انرژی آزاد تشکیل VC و V_2N در گستره دمایی ۷۰۰-۵۵۰°C [۱۲].

ترکیب	انرژی آزاد (kJ/mol)		
	۷۰۰°C	۶۲۵°C	۵۵۰°C
VC	-۳۰/۹۲۲	-۳۰/۴۲۷	-۲۹/۹۳۲
V_2N	-۵۸/۲۳۰	-۵۷/۷۵۰	-۵۷/۲۷۰

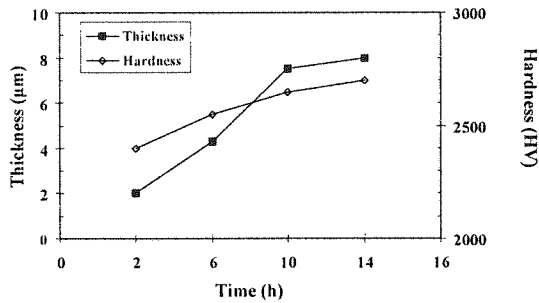
می‌توان گفت که با ریزدانه شده پودر فرووانادیم مورد استفاده، مقدار $V_2(N,C)$ افزایش و مقدار $V(C,N)$ و $(Fe-V)(N,C)$ کاهش می‌یابد.

دمای فرآیند

شکل (۳) نشان می‌دهد که افزایش دمای فرآیند به میزان قابل توجهی منجر به افزایش ضخامت لایه سفید می‌شود. دلیل این امر، افزایش حل شدن وانادیم اتمی در محیط از یک طرف و همچنین افزایش نفوذ وانادیم به درون زیرلایه، از طرف دیگر است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، این افزایش ضخامت، در دماهای بالاتر مشهودتر است. از نظر فازهای تشکیل شده نیز می‌توان گفت که با افزایش دما مقادیر کاربرد وانادیوم و نیتريد وانادیوم افزایش می‌یابد؛ چرا که با افزایش دما انرژی لازم

اندازه دانه فرووانادیم

همان‌گونه که از شکل‌های (۳) و (۴) پیداست، با ریزدانه شدن پودر فرووانادیم، ضخامت پوشش افزایش می‌یابد. به علت جرم حجمی بیشتر فرووانادیم نسبت به نمک مذاب، امکان ته‌نشین شدن پودرها و عدم توزیع یکنواخت و تامین نشدن وانادیوم کافی برای تشکیل پوشش وجود دارد. با کاهش اندازه دانه پودر، شدت جدایش و نشست کاهش می‌یابد و از آنجا که حل شدن وانادیم در محیط از طریق سطح دانه‌های فرووانادیم صورت می‌گیرد، با ریزدانه شدن فرووانادیم، در واحد حجم، سطوح بیشتری برای حل شدن وانادیم فراهم می‌شود و از این جهت است که میزان وانادیم اتمی در محیط زیاد می‌شود. با توجه به نتایج حاصل از XRD، با استدلالی مشابه افزایش درصد وزنی فرووانادیم بر فازهای تشکیل شده، در اینجا نیز



شکل (۵): تغییرات ضخامت و سختی پوشش بر حسب زمان غوطه‌وری. (فولاد ۱۰۲۵، فرووانادیم ۲۰٪ و ۵۰۰ مش، ۷۰۰°C)

سختی لایه

سختی پوشش کربونیتريدوانادیم بسته به شرایط پوشش‌دهی، بین ۲۰۰۰-۳۰۰۰ ویکرز تغییر می‌کند. با توجه به این‌که سختی فاز V_2N ، در حدود ۱۹۰۰ ویکرز و سختی فاز VC در حدود ۲۸۵۰-۳۰۰۰ ویکرز است [۱۳]، می‌توان نتیجه گرفت که هر عاملی که منجر به افزایش نیتريد وانادیم در لایه شود، منجر به کاهش سختی و هر عاملی که منجر به افزایش کاربید وانادیم شود، منجر به افزایش سختی لایه می‌شود. نتایج ارائه شده در جدول (۱) و (۲) حاکی از همین مطلب است. بررسی جدول (۱) و (۲) و شکل (۶) نشان می‌دهد که با افزایش پارامترهایی نظیر زمان نیتروژن‌دهی، درصد وزنی و ریزدانه شدن فرووانادیم، سختی لایه کاهش می‌یابد و تنها عاملی که منجر به افزایش سختی لایه می‌شود، افزایش دمای فرآیند است. نتایج حاصل از آنالیز XRD نیز نشان می‌دهد که با افزایش زمان نیتروژن‌دهی، درصد وزنی و ریزدانه شدن فرووانادیم، مقدار نیتريد وانادیم موجود در لایه افزایش و مقدار کاربید وانادیم کاهش می‌یابد. لذا سختی لایه پایین‌تر می‌آید. از سوی دیگر نشان داده شد که با افزایش دما، علاوه بر نیتريد وانادیم، مقدار کاربید وانادیم نیز افزایش می‌یابد. بنابراین می‌توان گفت که بالا رفتن سختی در اثر افزایش دما، بخاطر بیشتر شدن مقدار کاربید وانادیم است.

افزایش زمان غوطه‌وری، می‌تواند منجر به افزایش سختی لایه شود. علت این امر را می‌توان بدین صورت بیان کرد که با افزایش زمان پوشش‌دهی، به‌علت مصرف شدن تدریجی نیتروژن، شرایط به‌گونه‌ای فراهم می‌شود که کربن بیشتری بتواند به طرف سطح نفوذ کند و مقدار کاربید وانادیم در سطح افزایش یابد و از این جهت سختی افزایش می‌یابد.

برای تشکیل کاربید وانادیم و نیتريد وانادیم منفی‌تر می‌شود و لذا در کنار نیتريد وانادیم، مقادیر قابل توجهی از کاربید وانادیم نیز تشکیل می‌شود. بنابراین افزایش دمای پوشش‌دهی، منجر به افزایش مقادیر $V_2(N,C)$ و $V(C,N)$ و کاهش $(Fe-V)(N,C)$ می‌شود.

زمان پوشش‌دهی

بمانند بسیاری از پوشش‌های نفوذی، ضخامت پوشش کربونیتريدوانادیم با افزایش زمان غوطه‌وری افزایش می‌یابد، اما این افزایش ضخامت محدودیت دارد و از این نظر، مکانیزم رشد پوشش با سایر پوشش‌های نفوذی متفاوت است. بررسی شکل (۵) نشان می‌دهد که افزایش ضخامت لایه سفید تا هنگامی ادامه می‌یابد که ضخامت لایه سفید تشکیل شده در سطح تقریباً به ضخامت لایه نیتريدی اولیه برسد (۸ میکرون) و پس از آن، رشد متوقف می‌شود و با افزایش زمان پوشش‌دهی، افزایش در ضخامت لایه مشاهده نمی‌شود. زمان نیتروژن‌دهی

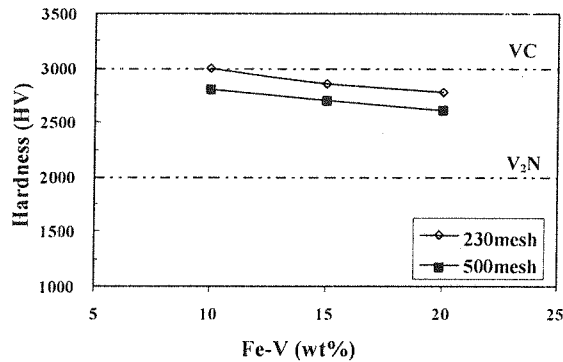
افزایش زمان نیتروژن‌دهی، منجر به افزایش ضخامت لایه سفید می‌شود. علت این امر فراهم شدن نیتروژن بیشتر برای ترکیب شدن با وانادیم است. همچنین ملاحظه می‌شود که در دماهای بالاتر و اندازه دانه ریزتر، تاثیر افزایش زمان نیتروژن‌دهی بر افزایش ضخامت بیشتر است. افزایش زمان نیتروژن‌دهی، باعث افزایش میزان نیتريد وانادیم و کاهش کاربید وانادیم می‌شود که دلیل آن فراهم شدن نیتروژن بیشتر برای تشکیل نیتريد وانادیم است. در واقع با افزایش نیتروژن، مقدار بیشتری وانادیم در واکنش تشکیل V_2N شرکت می‌کند، لذا با افزایش زمان نیتروژن‌دهی، مقدار $V_2(N,C)$ افزایش و مقدار $V(C,N)$ کاهش می‌یابد. مقدار $(Fe-V)(N,C)$ نیز بدلیل مصرف شدن بیشتر نیتروژن و وانادیم در تشکیل $V_2(N,C)$ ، کاهش می‌یابد. علت ایجاد پوشش کربونیتريدوانادیم با ضخامت کافی در دمای پایین، انجام عملیات نیتروژن‌دهی است و از آنجا که انرژی تشکیل نیتريد وانادیم کمتر از کاربید وانادیم است، می‌توان به کمک عملیات نیتروژن‌دهی لایه‌ای متشکل از نیتريد وانادیم و کاربید وانادیم را در دماهای پایین ایجاد نمود. نتایج به‌دست آمده با کارهای انجام شده قبلی، به‌خوبی مطابقت دارد [۷ و ۲].

عملیات نیتروژن‌دهی بر روی آنها صورت گرفته است. ایجاد کرد.

۲- ساختار پوشش تشکیل شده به ترتیب از سطح به طرف داخل شامل کربونیتريدوانادیم ($V_2(N,C)$ و $V(C,N)$) و کربونیتريد آهن-وانادیم ($(Fe-V)(N,C)$) است.

۳- بسته به شرایط مختلف پوشش‌دهی، سختی بین ۲۰۰۰-۳۰۰۰ HV تغییر می‌کند، بدین صورت که افزایش دما و زمان فرآیند، منجر به افزایش سختی لایه می‌شود، چرا که با افزایش این پارامترها، میزان $V(C,N)$ موجود در لایه افزایش می‌یابد. از سوی دیگر، افزایش درصد وزنی و ریزدانه شدن فرووانادیم و زمان نیتروژن‌دهی، منجر به کاهش سختی لایه می‌شود، زیرا با افزایش این پارامترها، مقدار $V_2(N,C)$ افزایش می‌یابد.

۴- ضخامت نهایی پوشش با ضخامت لایه نیتريدی اولیه برابر است و تغییر شرایط پوشش‌دهی، فقط نسبت کربونیتريدوانادیم به کربونیتريد آهن-وانادیم را تغییر می‌دهد.



شکل (۶): تغییرات سختی پوشش بر حسب مقدار فرووانادیم (فولاد ۱۰، ۱۰۲۵۱، ۱۰ ساعت، $700^{\circ}C$)

۴- نتیجه‌گیری

۱- با استفاده از حمام‌های نمک کلریدی مذاب، می‌توان پوشش سخت و مقاوم به سایش کربونیتريدوانادیم را در دماهای پایین‌تر از $700^{\circ}C$ بر روی فولادهایی که قبلاً

۵- مراجع

- | | | | |
|------|--|-----|--|
| [۷] | T. Arai, H. Fujita, Y. Sugimoto, Y. Ohta, S. Moriyama and A. Sato, U. S. Patent 4,818,351, 1989. | [۱] | K. Nakanishi, H. Takeda, H. Tachikawa, T. Arai, The 8 th International Congress on Heat Treatment of Materials, Heat and Surface 92, Kyoto Nagoya, Japan, 1992. |
| [۸] | T. Arai and S. Harper, ASM Handbook, Vol. 4, Heat Treating, ASM International, USA, 1991, P. 448. | [۲] | T. Arai, H. Fujita, Y. Sugimoto, Y. Ohta, Proceedings of the 6 th International Conference on Heat Treatment of Metals, ASM International, Chicago, USA, 1988. |
| [۹] | T. Arai, 3 rd International Conference on Surface Modification Technologies, Neucatel, Switzerland, TMS Soc., 1990, P. 587. | [۳] | B. Chicco, W.E. Borbidge, E. Summerville, Mater. Sci. Eng. A266 (1999) 62-72. |
| [۱۰] | A.D. Godding, ASM Handbook, Vol. 4, Heat Treating, ASM International, USA, 1991, P. 329. | [۴] | Y. Ohta, Y. Sugimoto and T. Arai, Heat & Surface Conference, Kyoto, Japan, Jap. Teach. Inf. Ser., 1992, P. 503. |
| [۱۱] | E.M. Levin, C.R. Robbins and H.F. Murdie, The American Ceramic Society, 1985, Vol. 1, P. 384. | [۵] | T. Arai, H. Fujita, J. Endo, Y. Sugimoto and Y. Ohta, U. S. Patent 4,765,847, 1989. |
| [۱۲] | I. Brain, VCH, 3 rd Edition, 1995, P. 567. | [۶] | T. Arai, K. Nakanishi, H. Takeda, H. Tachikawa, European Patent 471 276, 1991. |
| [۱۳] | G. G. Hawley, Van Nostrand Reinhold Company, 10 th Edition, 1981. | | |

زیرنویس‌ها

¹ Physical Vapor Deposition

² Chemical Vapor Deposition

³ Thermo Reactive Deposition & Diffusion