

روکش کاری فولاد کربنی با سنتز لیزری کاربید تیتانیوم از ایلمنایت فعال سازی شده

آرمان خلیلی

میلاد مجتهدی

دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران گروه مهندسی مواد و نساجی، دانشگاه رازی، کرمانشاه، ایران

مسعود گودرزی

محمدجواد ترکمنی

دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران مرکز ملی علوم و فنون لیزر ایران، تهران، ایران

(دریافت مقاله: ۹۷/۱۰/۱۵- پذیرش مقاله: ۹۸/۰۳/۲۸)

چکیده

ایجاد لایه‌ای سخت بر سطح فولاد کربنی روشی مناسب جهت ارتقای کارایی آن است. از جمله مواد مقاوم به سایش مورد توجه برای این منظور، کاربید تیتانیوم است. در پژوهش حاضر، سنتز کربوترمی ذرات TiC با استفاده از لیزر پالسی مورد بررسی قرار گرفته است. تلاش شد کاربید تیتانیوم به صورت درجا از ایلمنایت، به عنوان ماده اولیه‌ای ارزان، به دست آید. اما تبدیل کامل ایلمنایت به TiC در زمان کوتاه فراوری لیزری امری دشوار است. برای فایق آمدن بر این مشکل از دو راه حل همزمان استفاده شد: مقدار کربن بیش از استوکیومتری احیا استفاده شد و مخلوط پودرهای ایلمنایت و گرافیت تحت فعال سازی مکانیکی قرار گرفتند. در این راستا، اثر افزایش زمان فعال سازی تا ۲۰۰ ساعت با استفاده از پراش پرتو ایکس بررسی شد. سپس با نشان دادن لایه‌ای از پودر بر سطح فولاد، روکش کاری لیزری انجام شد. تأثیر فعال سازی مکانیکی بر تشکیل ذرات پخش شده در روکش، خصوصاً تبدیل ذرات اکسیدی به کاربیدی، مورد تحلیل قرار گرفت. به این منظور از میکروسکوپ الکترونی روبشی با آنالیزگر EDS و تحلیل پراش پرتو ایکس استفاده شد. همچنین ذرات TiC و زمینه روکش از نظر ریخت شناسی و ریز ساختاری بررسی شدند. مشاهده شد که روکش دارای ساختار انجماد جهت دار بوده؛ مناطق هم محور، سلولی، دندریتی و در نهایت یوتکتیک تشکیل شده‌اند. از سوی دیگر، ریزسختی سنجی نشانگر افزایش تدریجی سختی از زیر لایه تا سطح روکش بود، که به مقدار ۱۶۰۰ ویکرز در نزدیکی سطح رسید. مشخص گردید که سنتز روکش کامپوزیتی با توزیع گرادیانی مناسبی از ذرات TiC به روش احیای لیزری ایلمنایت امکان پذیر است. **واژه‌های کلیدی:** روکش کاری لیزری، پوشش سخت کامپوزیتی، کاربید تیتانیوم، فعال سازی مکانیکی، ساختار گرادیانی.

Cladding of Carbon Steel via Laser-Synthesis of Titanium Carbide from Activated Ilmenite

Arman Khalili

School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

Milad Mojtahedi

Department of Materials and Textile Engineering, Razi University, Kermanshah, Iran

Massoud Goodarzi

School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

Mohammad Javad Torkamani

Iranian National Center for Laser Science and Technology, Tehran, Iran

(Received 5 January 2019, accepted 18 June 2019)

Abstract

Synthesis of a hard layer on the surface of mild steel is a proper way to rise its performance. Titanium carbide is among the preferred wear-resistant materials. In this research, the carbothermal synthesis of TiC via pulsed laser is studied. Ilmenite is used, as an economic raw material, for in-situ synthesis of TiC. However, the conversion of FeTiO₃ to TiC in the short period of laser processing is challenging. Therefore two solutions were accompanied: the applied carbon content was more than the stoichiometry of reduction, while the blended ilmenite and graphite powders were mechanically activated. The increase of activation time to 200 hours was investigated via X-ray diffraction analysis. Afterward, a layer of the powder was preplaced on the substrate and the laser cladding was conducted. The effect of mechanical activation on the formation of the dispersed particles is studied, especially considering the transformation of oxides to TiC. SEM with EDS analyzer and XRD analysis were applied for this aim. The morphology of TiC particles and the microstructure of the matrix were also deliberated. The characteristic microstructure of directional solidification with equiaxed, cellular, dendritic and eutectic regions was observed. Otherwise, the Vickers microhardness measurements represented a gradual increase from the substrate toward the surface, which has reached to 1600 HV. It is confirmed that the synthesis of a composite layer with gradual dispersion of TiC particles via laser reduction of ilmenite is a feasible process.

Keywords: Laser Cladding, Hard Composite Coating, Titanium Carbide (TiC), Mechanical Activation, Graded Structure.

E-mail of Corresponding author: m.mojtahedi@razi.ac.ir.

مقدمه

فولادهای کربنی پرکاربردترین آلیاژهای مهندسی هستند. این کاربرد گسترده به سبب خواصی همچون انعطاف پذیری و استحکام قابل قبول در کنار صرفه اقتصادی به دست آمده است. از سوی دیگر نقطه ضعف این فولادها عبارت است از مقاومت به خوردگی نسبتاً پایین و آسیب پذیری در برابر سایش. بنابراین استفاده از آن‌ها در مصارفی که نیاز به کارایی بالا دارند میسر نیست. سنتز لایه‌های سخت بر سطح فلزات روشی پرکاربرد برای استفاده از مزایای یک فلز ارزان در کنار دوام در برابر شرایط محیطی است. به این منظور از ذرات سخت سرامیکی گوناگونی استفاده شده است [۱]. کاربرد تیتانیوم را می‌توان یک سخت کننده مناسب برای فولاد دانست، زیرا ذرات TiC دارای سختی بالا، دمای ذوب نسبتاً زیاد، چگالی پایین و نیز قابلیت ترشوندگی مناسب توسط آهن مذاب هستند [۲]. از سوی دیگر کامپوزیت Fe-TiC دارای خواص مطلوبی همچون مقاومت به سایش بالا [۳] و انعطاف پذیری مناسب [۴] است.

مهم ترین حیطه کاربرد کامپوزیت‌های آهن-کاربید تیتانیوم در زمینه تقویت مواد مقاوم به سایش و حرارت همچون فولادهای ابزار است. کاربردهای دیگری همچون ساخت ذره‌های با کاربرد نظامی نیز مورد توجه قرار گرفته است [۵]. در مواردی که قطعات بزرگ و گران قیمت هستند، می‌توان روکش کاری سطحی را جایگزین ساخت ماده توده‌ای کامپوزیتی نمود [۶]. پژوهش‌های کاربردی در زمینه کامپوزیت‌های سخت Fe-TiC منجر به ایجاد نام‌های تجاری همچون FERROTIC™ و TiC ALLOY™ شده است.

روش‌های تولید مختلفی برای ایجاد لایه سخت کامپوزیتی از آهن و کاربرد تیتانیوم به کار رفته است. در بیشتر روش‌ها از دمای بالا جهت سنتز لایه سخت سطحی استفاده می‌شود، که از آن جمله می‌توان به جوشکاری قوسی گاز-

تنگستن^۱ [۷] [۸]، روکش کاری با پلاسما^۲ [۹] و مشعل سوخت-اکسیژن با سرعت بالا^۳ [۱۰] اشاره نمود. اما پرتو لیزر دارای خصوصیات ویژه‌ای نسبت به منابع حرارتی شعله‌ای است؛ که از آن جمله می‌توان تمیزی فرایند، انرژی ورودی کمتر به فلز پایه و قابلیت خودکارسازی بالا را برشمرد. همچنین حوضچه مذاب ایجاد شده توسط پرتو لیزر موجب تشکیل منطقه متأثر از حرارت نسبتاً کوچکی می‌شود که اتصال متالورژیکی مناسبی با فلز پایه برقرار می‌سازد [۱۱].

ذرات کاربرد تیتانیوم را می‌توان به صورت درجا در یک حوضچه مذاب بر سطح فولاد سنتز نمود. این فرایند با استفاده از مواد اولیه عنصری همچون پودر تیتانیوم و گرافیت [۱۲]، یا پودر تیتانیوم به علاوه پودر آهن و گرافیت [۱۳] انجام شده است. پودر تیتانیوم ماده اولیه نسبتاً گرانی است بنابراین پژوهش‌هایی جهت استفاده از پودر فروتیتانیوم و گرافیت نیز انجام شده است [۱۴، ۱۵]. یک قدم به جلوتر می‌تواند استفاده از پودر کانی‌های تیتانیوم باشد. بررسی‌هایی گوناگونی در راستای تولید کامپوزیت پودری یا توده‌ای Fe-TiC با احیای کانی ایلمنایت (FeTiO₃) منتشر شده است [۱۶-۱۸]. گزارش شده است که برای احیای پودر ایلمنایت توسط گرافیت در دمای ۱۴۰۰°C زمانی در حدود ۳۰ دقیقه مورد نیاز است [۱۹] اما فراوری سطحی با لیزر زمان نسبتاً کوتاهی وجود دارد. بنابراین یک دشواری مهم جهت سنتز درجای لیزری روکش کامپوزیتی از جنس Fe-TiC عبارت است از تکمیل مراحل احیای کانی و دستیابی به ترکیب نهایی یعنی کاربرد تیتانیوم. هدف از پژوهش حاضر، عبارت است از به کار بردن پودر ایلمنایت برای سنتز روکش سخت شده با ذرات کاربرد تیتانیوم بر سطح فولاد کربنی. به این منظور از پرتو لیزر پالسی برای ایجاد حوضچه مذاب و پیشبرد

¹ Gas-Tungsten Arc Welding (GTAW)

² Plasma Cladding

³ High-Velocity Oxygen Fuel

کربن به ایلمنایت هشت تهیه شدند. از سوی دیگر افزودن بیشتر کربن ممکن است موجب برجا ماندن ذرات گرافیت آزاد در لایه سطحی شود و تاثیر نامطلوبی بر خواص مکانیکی ایجاد کند؛ بنابراین نسبت‌های بالاتر از هشت مورد استفاده قرار نگرفت.

مخلوط پودرها ابتدا در یک آسیاب گلوله‌ای اتریتور با گلوله و محفظه از جنس فولاد سخت‌کاری شده در دمای محیط آسیاب شدند. نسبت وزنی گلوله به پودر و سرعت دوران به ترتیب ۱:۱۵ و ۱۶۰ دور در دقیقه بود. هدف از این مرحله، فعال‌سازی مکانیکی مخلوط پودری جهت تسریع در سنتز کاربرد تیتانیوم بود. فعال‌سازی مکانیکی در زمان‌های ۵، ۵۰، ۱۰۰ و ۲۰۰ ساعت انجام شد. از تحلیل XRD برای بررسی تأثیر فعال‌سازی مکانیکی بر مواد اولیه استفاده شد. به این منظور یک دستگاه Philips با پرتو CuK α به طول موج ۱/۵۴۰۶ Å به کار رفت. از دو روش شرر [۲۰] و ویلیامسون-هال [۲۱] جهت تعیین اندازه حوزه‌های بلوری^۴ و ریزکرش شبکه^۵ ایجاد شده در شبکه بلوری ایلمنایت استفاده شد.

پودرهای به‌دست‌آمده سپس با مقدار وزنی برابر از چسب پلی وینیل الکل آمیخته شدند. سوسپانسیون حاصل بر سطح فولاد کربنی AISI 1020 به‌صورت لایه‌ای به ضخامت ۰/۵ میلی‌متر قرار داده شد و نمونه‌ها در دمای ۱۱۰°C به مدت یک ساعت خشک شدند. جهت عملیات رویه‌کاری از یک لیزر Nd:YAG مدل IQL 10 به‌عنوان منبع حرارت استفاده شد. توان ۲۲۵ وات و انرژی پالس برابر با ۱۵ ژول اعمال شد. مدت هر پالس یک‌صدم ثانیه و بسامد پرتو لیزر برابر با ۱۵ هرتز تنظیم شد. قطر پرتو بر سطح نمونه ۱/۵ میلی‌متر و سرعت پیشروی آن ۲ میلی‌متر بر ثانیه بود. به منظور روکش‌کاری سطح، خطوط موازی با درصد همپوشانی ۳۰٪ اعمال شد. در حین فرایند از

واکنش‌های احیای کربوترمی استفاده شد. در نهایت امکان ایجاد روکشی با ساختار مطلوب فراهم گردید.

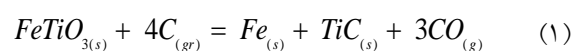
روش تحقیق

در این پژوهش از پودرهای گرافیت (محصول شرکت مرک آلمان) و ایلمنایت (محصول شرکت آما ایران) به‌عنوان مواد اولیه استفاده گردید. آنالیز شیمیایی پودر ایلمنایت در جدول (۱) آورده شده است. علاوه بر آنالیز شیمیایی، پودر ایلمنایت مورد تحلیل پراش پرتو ایکس (XRD) قرار گرفت. نشان داده شد که علاوه بر FeTiO₃ فاز روتایل در کانی مورد استفاده وجود دارد که با حضور تیتانیوم اضافه در ترکیب شیمیایی همخوانی دارد.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی ایلمنایت مورد استفاده (درصد وزنی)

TiO ₂	Fe ₂ O ₃	SiO ₂	CaO ₂
۵۳/۶۵	۴۳/۸۵	۰/۵۳	۰/۴۲
Al ₂ O ₃	MgO	K ₂ O	Na ₂ O
۰/۳۷	۰/۳۱	۰/۱۰	۰/۰۲

مطابق رابطه (۱)، برای احیا یک مول ایلمنایت به آهن و کاربرد تیتانیوم در شرایط استوکیومتری نیاز به چهار مول کربن است [۲]:

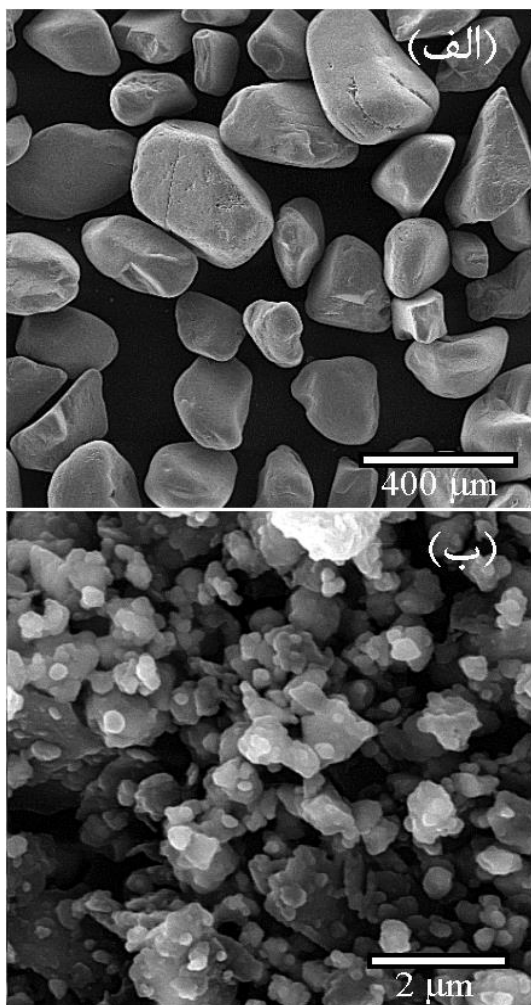


با توجه به سرعت نسبتاً زیاد فرایند ذوب و انجماد سطحی تحت لیزر، شرایط مناسب برای تکمیل واکنش را نمی‌توان مطابق مقادیر تعادلی در نظر گرفت. بنابراین تاثیر افزودن کربن به مقدار بیش از استوکیومتری مورد بررسی قرار گرفت. در آزمایش‌های اولیه نسبت‌های مولی کربن به ایلمنایت به مقادیر چهار (استوکیومتری)، شش و هشت استفاده شد. آزمون XRD روکش‌های تهیه شده نشانگر بهترین حالت سنتز ذرات TiC در نسبت هشت بود؛ درحالی‌که در مقادیر کربن کمتر تبدیل FeTiO₃ به TiC تکمیل نمی‌شد. لذا پس از آن تمامی روکش‌ها با نسبت

⁴ Crystallites

⁵ Lattice Microstrain

تغییرات شکل پیک اصلی ایلمنیت نیز در شکل (۲-ب) مشاهده می‌شود. با افزایش زمان آسیاکاری، از ۵ تا ۲۰۰ ساعت از ارتفاع این پیک کاسته شده و بر پهنای آن افزوده شده است، که نشانه‌ای از کاهش اندازه حوزه‌های بلوری به همراه افزایش ریزکرنش شبکه است [۲۳].



شکل (۱) تصویر SEM از (الف) پودر اولیه ایلمنیت (ب) مخلوط گرافیت و ایلمنیت با نسبت مولی ۸ به ۱ پس از ۱۰۰ ساعت آسیاکاری.

با توجه به تغییر شکل پیک‌ها، تغییرات اندازه حوزه‌های بلوری ایلمنیت برحسب زمان آسیاکاری محاسبه شد. اندازه بلورک‌های ایلمنیت در روش شرر بر مبنای پهن‌شدگی پیک اصلی این ماده محاسبه شده است. نتیجه را می‌توان در شکل (۳-الف) مشاهده نمود. اندازه بلورک

جریان گاز آرگون با خلوص بالا جهت حفاظت از حوضچه مذاب استفاده شد.

پس از عملیات روکش کاری، فازهای تشکیل شده در فرایند توسط XRD بررسی شدند. سپس از نمونه‌ها مقطع زده شد و تحت سمباده کاری، پولیش و اچ با محلول نایتال ۳٪ قرار گرفتند. ریزساختارهای تشکیل شده در نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Tescan Vega II XMU و آنالیزگر عنصری EDS بررسی شدند. در ادامه برای بررسی‌های دقیق تر ریخت‌شناسی در بزرگنمایی کافی از میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی (FESEM) مدل Mira 3 XMU بهره برده شد. همچنین جهت تفکیک بهتر ذرات TiC از زمینه، در موارد لازم از حالت الکترون برگشتی (BSE) در تصویربرداری از روکش‌ها استفاده شد. در نهایت پروفیل ریزسختی روکش به روش ویکرز با بار عمودی ۱۰۰ گرم مشخص شد. آزمون ریزسختی سنجی در هر مورد حداقل سه بار تکرار گردید و از نتایج میانگین‌گیری شد.

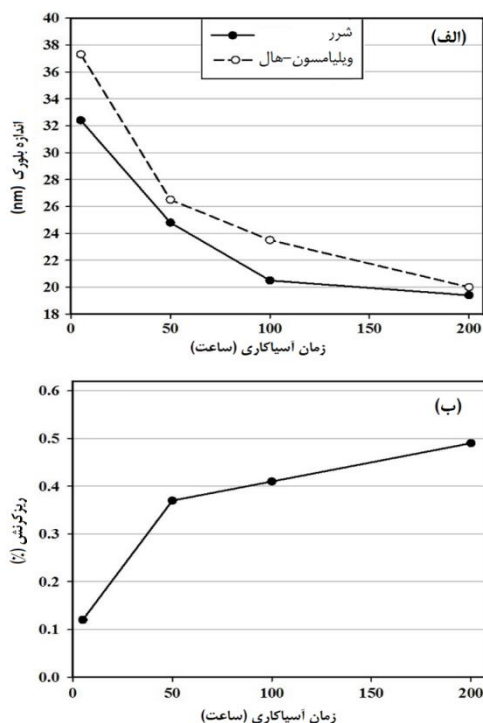
نتایج و بحث

الف) تأثیر آسیاکاری بر مخلوط پودری اولیه

در شکل (۱-الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی از پودر ایلمنیت اولیه آورده شده و در شکل (۱-ب) نیز می‌توان مخلوط پودر ایلمنیت و گرافیت را پس از ۱۰۰ ساعت آسیاکاری دید. مشاهده می‌شود که اندازه ذرات در حدود دو درجه‌ی بزرگی کاهش پیدا کرده است.

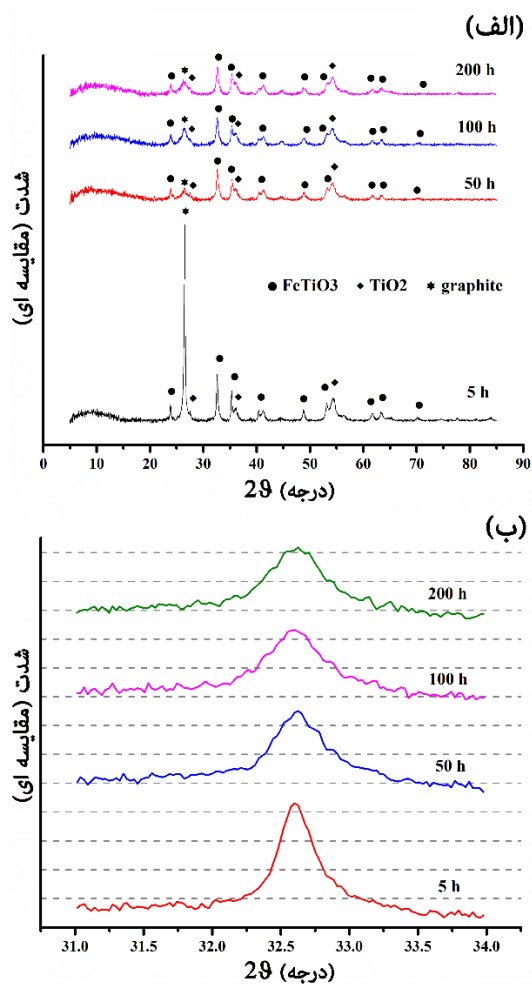
طرح پراش پرتو ایکس پودرهای آسیاکاری شده از ۵ تا ۲۰۰ ساعت در شکل (۲-الف) مشاهده می‌شود. پس از ۲۰۰ ساعت فعال‌سازی مخلوط پودری، پیک جدیدی ایجاد نشده؛ بنابراین واکنش مکانوشیمیایی بین ایلمنیت و گرافیت رخ نداده است. اما افزایش زمان آسیاکاری موجب شده تا ارتفاع پیک اصلی گرافیت کاهش یابد. این موضوع نشانگر کاهش اندازه بلورک‌ها است. برخی پژوهش‌ها نیز احتمال آمورف شدن گرافیت را مطرح کرده‌اند [۲۲].

کاهش اندازه ذرات پودری منجر به افزایش سطح خارجی ذرات می‌شود، درحالی‌که کاهش اندازه حوزه‌های بلوری به معنی افزایش مساحت مرزهای دانه^۶ و مرز دانه‌های فرعی^۷ است. افزایش سطح خارجی ذرات موجب افزایش سطح تماس ایلمنایت و گرافیت می‌گردد. همچنین کاهش ابعاد ذرات ایلمنایت می‌تواند طول نفوذ لازم برای احیای جرم داخلی آن‌ها را کاهش دهد. از سوی دیگر مرزهای دانه و مرزهای فرعی می‌توانند به‌عنوان مسیرهای نفوذ سریع اتم‌های کربن جهت احیای ایلمنایت عمل کنند. سومین عامل مؤثر، افزایش کرنش شبکه است که نشانگر تجمع عیوب بلوری است. افزایش عیوب بلوری در ساختار ایلمنایت و آمورف شدن گرافیت موجب افزایش مقدار انرژی داخلی ذخیره‌شده این مواد می‌شود [۲۵]. این عوامل در مجموع قابلیت واکنش‌پذیری مخلوط پودری را افزایش داده و موجب تسریع سینتیک فرایند احیا کربوترمی خواهند شد.



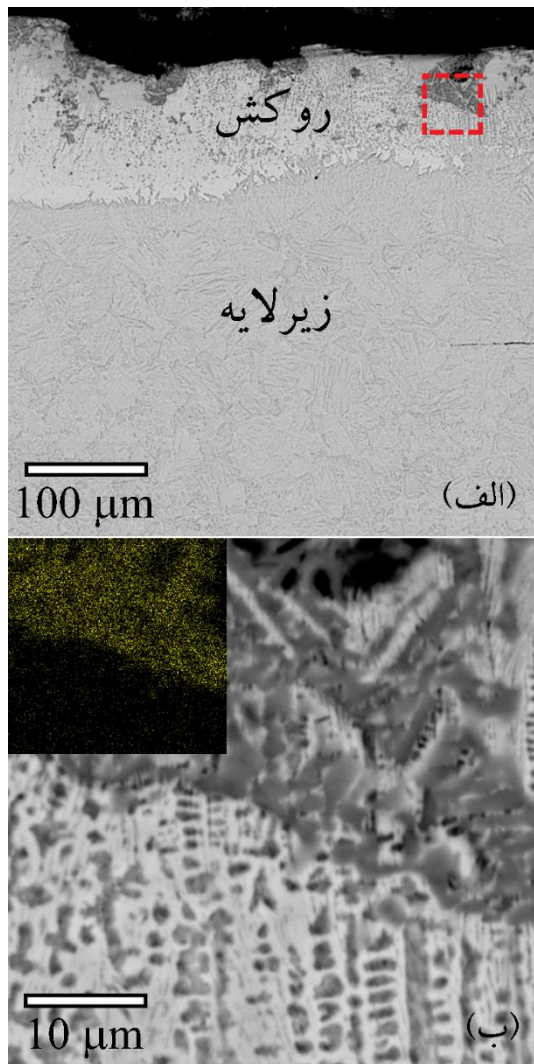
شکل ۳. (الف) تغییرات اندازه حوزه‌های بلوری در ایلمنایت برحسب زمان آسیاکاری (ب) تغییرات ریزکرنش در ایلمنایت برحسب زمان آسیاکاری.

محاسبه‌شده به روش شرر قدری کوچک‌تر از روش ویلیامسون-هال است. درروش شرر تمامی پهن‌شدگی پیک ناشی از عامل اندازه حوزه‌های بلوری فرض شده و نقش کرنش در پهنای پیک در نظر گرفته نمی‌شود [۲۴]؛ بنابراین وجود چنین تفاوتی بین روش‌های مذکور منطقی است زیرا نمونه‌های آسیاکاری شده دارای کرنش هستند. درهرصورت تحلیل پراش پرتو ایکس نشانگر کاهش اندازه حوزه‌های بلوری در ذرات ایلمنایت تا حدود ۲۰ نانومتر است. محاسبه ریزکرنش شبکه به روش ویلیامسون-هال (شکل ۳-ب) نیز نشانگر روند افزایش ریزکرنش شبکه با افزایش زمان آسیاکاری است.



شکل ۴. (الف) طرح پراش مخلوط پودری پس از ۵ تا ۲۰۰ ساعت آسیاکاری (ب) تغییر شکل پیک اصلی ایلمنایت با افزایش زمان آسیاکاری.

⁶ Grain boundary
⁷ Subgrain boundary



شکل ۴. تصاویر الکترون برگشتی از ریزساختار نمونه سنتز شده با پودر آسیابکاری شده در زمان ۱۰۰ ساعت؛ (الف) ساختار کلی پوشش و زیرلایه (ب) زمینه دندریتی به همراه توده‌های از ذرات، نقشه عنصری تیتانیوم در بالای تصویر نشان داده شده است.

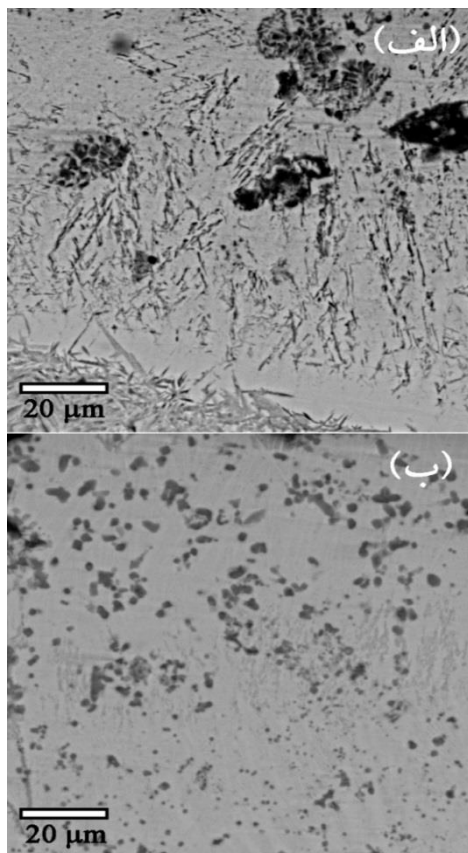
در پژوهش حاضر پارامتر شبکه کاربید تیتانیوم با استفاده از قانون براگ [۲۳] محاسبه شد. با افزایش زمان فعال‌سازی پودر از ۵ تا ۲۰۰ ساعت، افزایشی از ۴/۳۲۱۴ تا ۴/۳۲۵۴ آنگستروم در پارامتر شبکه محاسبه گردید. در مقایسه با نتایج پیشین، می‌توان افزایشی از حدوداً ۰/۶۵ تا ۰/۸ در مقدار x را در نظر گرفت. از سوی دیگر افزایش نسبت کربن به تیتانیوم به معنی کاهش انحلال اتم‌های اکسیژن در شبکه TiC است [۲۸]. لذا این مشاهدات نشانگر تأثیر

ب) بررسی فازشناسی روکش

مخلوط‌های پودری که در زمان ۵ تا ۲۰۰ ساعت فعال‌سازی شده بودند، در سطح فولاد نشانده شده و تحت فراوری با لیزر قرار گرفتند. ساختار کلی نمونه‌ای که پس از ۱۰۰ ساعت فعال‌سازی تهیه شد را می‌توان در شکل (۴-الف) مشاهده نمود. لایه سطحی از ذراتی پراکنده در یک زمینه تشکیل شده است و در نزدیکی سطح تجمع ذرات بیشتر است. مربعی که در تصویر (۴-الف) با خط‌چین مشخص شده در شکل (۴-ب) با بزرگنمایی بالاتری مشاهده می‌شود. انجماد دندریتی فاز زمینه در این تصویر به وضوح قابل مشاهده است. همچنین نقشه عنصری تیتانیوم نیز در گوشه بالا سمت چپ آورده شده که نشانگر فازی حاوی تیتانیوم است. ساختار زمینه و ذرات در ادامه با جزئیات بیشتری مورد بررسی قرار خواهند گرفت.

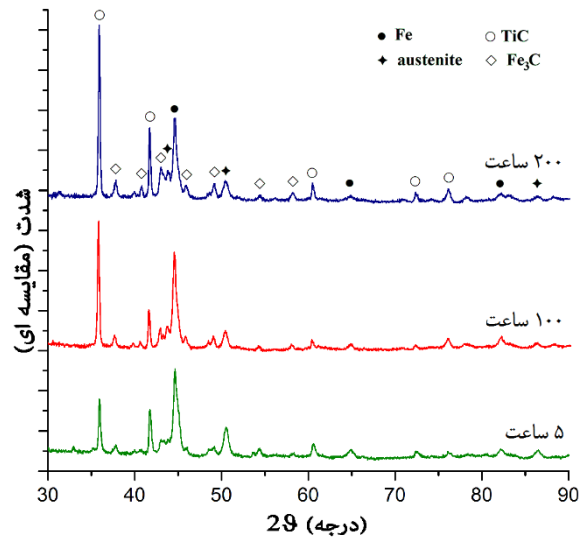
به منظور بررسی فازهای تشکیل شده در زمان روکش‌کاری، از پراش پرتو ایکس استفاده شد. در پروفایل‌های پراش شکل (۵) مشاهده می‌شود که فاز TiC با موفقیت تشکیل شده است. همچنین می‌توان دریافت که زمان فعال‌سازی مکانیکی بر فازهای سنتز شده در حین فراوری لیزری تأثیر قابل توجهی دارد. با افزایش زمان، شدت پیک‌های TiC افزایش یافته و جابجایی اندکی در محل پیک‌ها ایجاد شده است. جابجایی پیک‌ها می‌تواند نشانگر تغییر پارامتر شبکه باشد. در واقع کاربید تیتانیوم نه با نسبت استوکیومتری، بلکه به شکل TiC_x تشکیل می‌شود. هولت و مونیر [۲۶] گزارش کرده‌اند که افزایش مقدار کربن از $x=0/5$ تا $x=0/91$ موجب افزایش پارامتر شبکه مکعبی کاربید تیتانیوم از ۴/۲۹۹ تا ۴/۳۲۹ آنگستروم می‌گردد. سعیدی و همکاران نیز [۲۷] افزایشی از ۴/۳۲۱ تا ۴/۳۲۸ آنگستروم را به ازای افزایش کربن از $x=0/65$ تا $x=0/90$ گزارش نموده‌اند.

ترک خوردگی می‌تواند ناهمخوانی خواص حرارتی فاز تقویت کننده و زمینه باشد. در سنتز درجای ذرات، فصل مشترک پایدارتری بین ذرات و زمینه ایجاد می‌شود؛ لذا احتمال تشکیل ترک نسبت به افزودن ذرات خارجی کاهش می‌یابد [۲۹]. در برخی از مقاطع تهیه شده در این پژوهش ترک مشاهده شد. برطرف سازی کامل این عیب نیازمند بررسی نحوه تاثیرگذاری پارامترهای موثر در ذوب و انجماد، نظیر توان و سرعت لیزر است. این امر می‌تواند موضوع پژوهش مستقلی قرار گیرد. در زمینه مسئله آگلومره شدن ذرات، مشاهده شد که افزایش زمان فعال-سازي مکانیکی مخلوط پودری، در بهبود توزیع ذرات TiC سنتز شده مؤثر است. شکل (۶) نشانگر چگونگی توزیع ذرات در روکش تهیه شده از پودرهایی با ۵ و ۲۰۰ ساعت آسیاکاری است. آگلومره‌های نسبتاً بزرگی از ذرات را می‌توان در شکل (۶-الف) تشخیص داد.



شکل ۶. تصاویر BSE از روکش سطحی تهیه شده از پودرهایی فعال‌سازی شده در زمان‌های (الف) ۵ ساعت (ب) ۲۰۰ ساعت.

مثبت فعال‌سازی مکانیکی بر پیشرفت فرایند احیای ایلمنایت به TiC است.



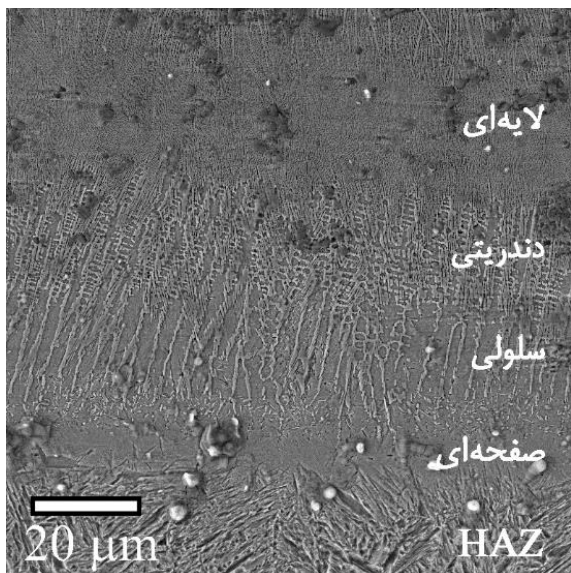
شکل ۵. طرح پراش پرتو ایکس از روکش‌های تهیه شده با استفاده از مخلوط پودری فعال‌سازی شده در زمان‌های ۵ تا ۲۰۰ ساعت.

علاوه بر ذرات تقویت کننده، فازهای موجود در زمینه لایه سطحی نیز بررسی شد که مشتمل بر فریت، مارتنزیت، آستنیت و سمیتیت هستند. از آنجا که تفکیک پیک‌های فریت و مارتنزیت عملاً بسیار دشوار است، در شکل (۵) برای آن‌ها تنها از علامت Fe استفاده شد. در واقع وجود آستنیت باقی مانده نشانگر رخ دادن تحول مارتنزیتی در حین انجماد لایه سطحی است. با توجه به سرعت ذوب و انجماد در فراوری با لیزر، این رخداد قابل انتظار است و البته می‌تواند تأثیر مثبتی بر سختی روکش نهایی داشته باشد.

پ) بررسی ریزساختاری روکش

پس از حصول نتیجه در روکش کاری لیزری فولاد با استفاده از احیای کربوترمی پودر ایلمنایت، ساختار و خواص لایه سطحی مورد بررسی دقیق‌تری قرار گرفت. در زمینه عیوب روکش می‌توان به مواردی اشاره نمود. نخست اینکه ذرات سنتز شده بعضاً آگلومره شدند، چنانکه در شکل (۴) مشاهده می‌شود. مشکل تخلخل در روکش‌ها مشاهده نشد. مشکل بالقوه دیگر ایجاد ترک است. دلیل

هستند. در پژوهشی که به تازگی با افزودن تا ۴٪ وزنی کربن و برن به مواد مورد استفاده در روکش کاری سطحی فولاد کربنی انجام شد نیز تأثیر مشابهی گزارش شده است [۳۱]. چنانکه در شکل (۸-الف) نشان داده شده است، با ادامه انجماد ساختار کاملاً به شکل دندریتی و سپس به حالت لایه‌لایه‌های یوتکتیک تبدیل شده است. در قسمت پایین شکل (۸-الف) دیده می‌شود که لایه‌های تیره و روشن ابتدا در بین دندریت‌ها تشکیل شده‌اند و سپس به صورت مستقل رشد کرده‌اند. تصویری با بزرگنمایی بالاتر از ساختار لایه‌ای در شکل (۸-ب) قابل مشاهده است.



شکل ۷. سطح مقطع روکش و ریزساختارهای انجمادی تشکیل شده.

چنانکه ذکر شد از پودر گرافیت به اندازه دو برابر مقدار استوکیومتری جهت احیای ایلمنیت استفاده شد. وجود گرافیت اضافه موجب تجمع اتم‌های کربن در حوضچه مذاب می‌شود. افزایش غلظت کربن می‌تواند شرایط انجماد را از تشکیل دندریت‌های آهن به تشکیل چدن سوق دهد و لایه‌های فریت+سمتیت تشکیل شوند. با توجه به سرعت انجماد در فراوری لیزری، تشکیل چدن سفید در نزدیکی سطح منطقی است. با توجه به آنکه تأثیر خوردگی محلول اچ بر آهن آلفا بسیار بیش از Fe_3C است [۳۲]، جهت تفکیک بهتر فازها در این تصویر از اچ عمیق با زمان طولانی‌تر استفاده شد. تشکیل چدن سفید در

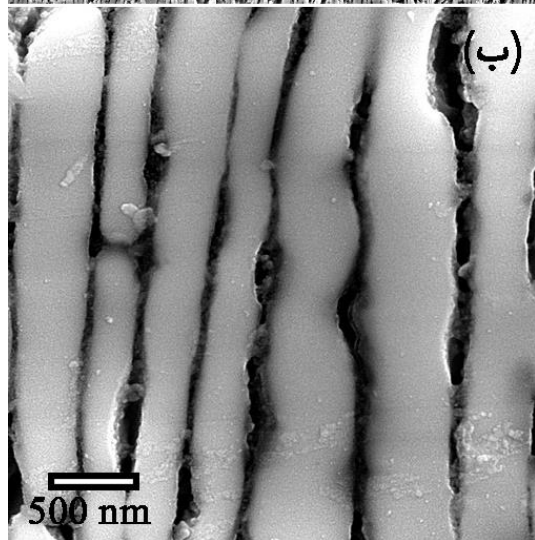
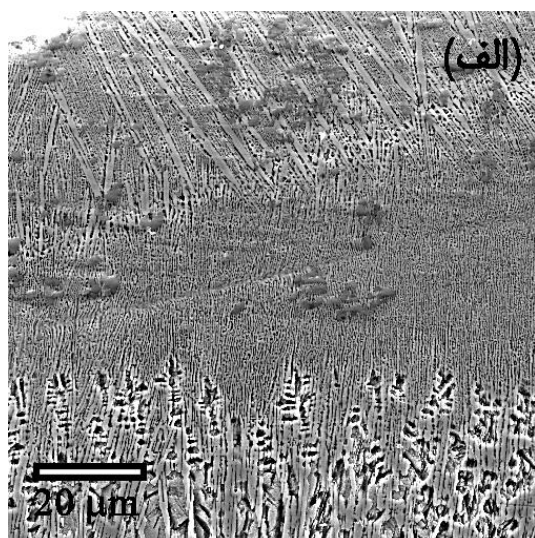
بررسی‌های ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان داد که پس از ۲۰۰ ساعت آسیاکاری، مناطق تجمع ذرات کوچک‌تر شده و در مقابل ذرات منفرد بیشتری تشکیل شده‌اند. تصویری نشانگر توزیع ذرات مربوطه در شکل (۶-ب) آورده شده است. بهبود یکنواختی توزیع ذرات می‌تواند به دلیل اختلاط بهتر مواد واکنش‌دهنده و نیز تغییر در طول نفوذ و سینتیک تشکیل ذرات باشد. در ادامه، از لایه سنتز شده پس از حداکثر زمان آسیاکاری (۲۰۰ ساعت) جهت بررسی ریزساختاری روکش نهایی استفاده شد.

شکل (۷) نشانگر مناطق ریزساختاری موجود در روکش است. انجماد جهت‌دار از فصل مشترک حوضچه مذاب با زیرلایه آغاز شده و تا سطح مذاب ادامه پیدا کرده است. در ابتدا لایه‌ای با انجماد صفحه‌ای تشکیل شده و سپس به ترتیب ساختارهای سلولی، دندریتی و لایه‌لایه رشد کرده‌اند. (منطقه آخر ساختار ظریف‌تری دارد که جزئیات آن در شکل (۸) بیان خواهد شد.)

ضخامت منطقه رشد صفحه‌ای در حدود ۱۰-۱۵ میکرومتر است که در مقایسه با ضخامت کل روکش (حدود ۲۰۰ میکرومتر) اندک است. چنانکه در پایین شکل (۷) مشاهده می‌شود، ریزساختار فولاد کربنی در منطقه متأثر از حرارت به صورت تیغه‌ای درآمده و این ساختار تا حدودی به درون منطقه رشد صفحه‌ای امتداد یافته است. این موضوع می‌تواند نشانگر رشد روشنی^۸ روکش از زیرلایه باشد؛ که موجب اتصال متالورژیکی مناسب بین روکش کامپوزیتی و زیرلایه فولادی می‌شود.

تبدیل حالت انجماد از صفحه‌ای به سلولی-دندریتی نشانگر غلبه مادون انجماد ترکیبی بر الگوی رشد است [۳۰]. مطابق این نظریه‌ی پذیرفته‌شده، تشکیل ساختار دندریتی می‌تواند ناشی از تجمع اتم‌های محلول در مقابل جبهه انجماد باشد. عناصر محلول در اینجا کربن و تیتانیوم

⁸ Epitaxy



شکل ۸. تصاویر الکترون ثانویه از ریزساختار ناحیه بالای روکش (الف) تبدیل رشد دندریتی به یوتکتیک لایه‌ای (ب) لایه‌های یوتکتیک که تحت اچ عمیق قرار گرفته‌اند.

مشاهده می‌شود که ابعاد ذرات در این ناحیه در درجه میکرونی و زیرمیکرونی است. دو نمونه از ذرات زیرمیکرونی با پیکان نشان داده شده‌اند. در صورتی که ذرات در مذاب بین سلولی غنی از عناصر آلیاژی جوانه‌زنی کنند، برخی از آن‌ها زمان کوتاهی برای رشد کردن در مذاب درحال انجماد خواهند داشت. همچنین بیان شده است که پایین بودن نسبی دما در پایین حوضچه انجماد می‌تواند منجر به تشکیل یک ناحیه خمیری شود [۳۴]. این پدیده نیز می‌تواند طول نفوذ اتم‌های کربن و تیتانیوم در حین انجماد را کاهش داده و از رشد ذرات جلوگیری کند.

پژوهشی درباره فراوری لیزی سطح آهن با استفاده از پودر گرافیت نیز گزارش شده است [۳۳]، که در تطابق با نتایج پژوهش حاضر است.

از سوی دیگر در شکل (۸-الف) مشاهده می‌شود که ساختار منطقه یوتکتیک خود به دو بخش تقسیم می‌شود. در منطقه بالاتر که به سطح روکش رسیده است، تیغه‌های سمتیت درشت‌تری تشکیل شده‌اند. می‌توان نتیجه گرفت که با پس‌زده شدن اتم‌های محلول به مذاب و افزایش غلظت کربن، ترکیب حوضچه مذاب در نهایت به منطقه هایپریوتکتیک رسیده است. لذا با توجه به نمودار فازی آهن-سمتیت، صفحات سمتیت اولیه در حین سرد شدن و عبور از منطقه مذاب+جامد تشکیل شده‌اند.

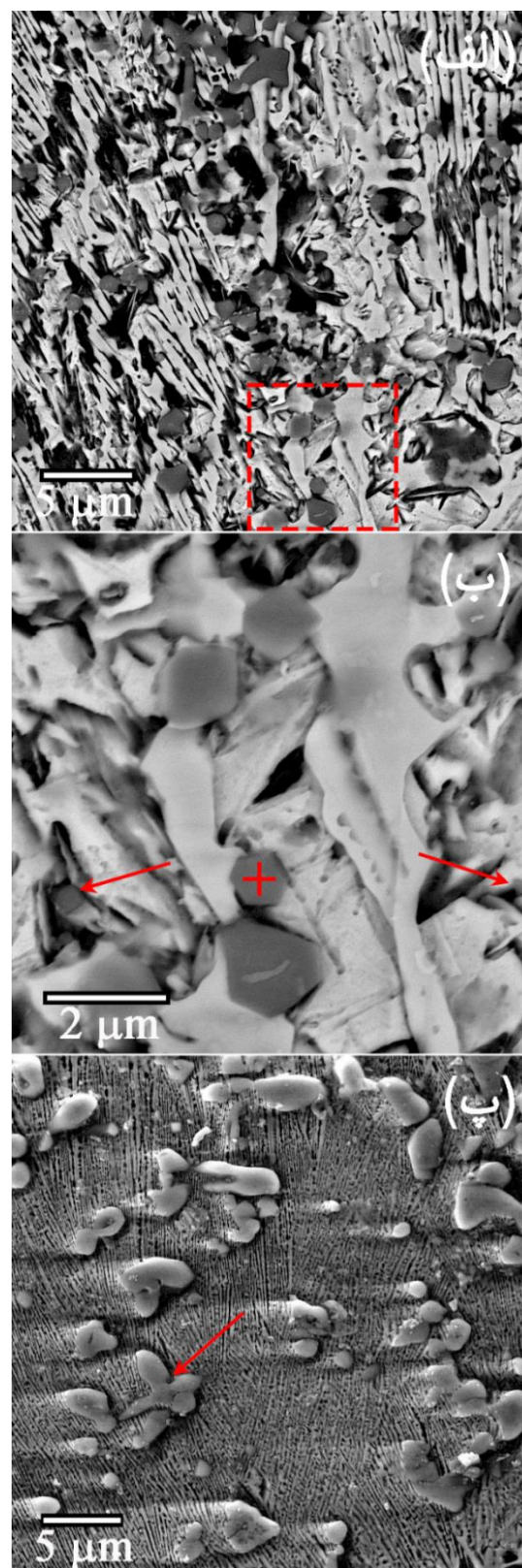
همگام با تحولات ریزساختاری ایجادشده در زمینه روکش، تغییراتی نیز در ذرات قرارگرفته در زمینه مشاهده شد. به‌طورکلی مقدار ذرات TiC از فصل مشترک زیرلایه تا سطح روکش افزایش یافت. در پایین‌ترین منطقه یعنی ناحیه انجماد صفحه‌ای، هیچ ذره TiC مشاهده نشد. عدم تشکیل ذرات می‌تواند به دلیل غلظت نسبتاً کم اتم‌های پس‌زده شده به مذاب در مرحله ابتدایی انجماد باشد.

نخستین ذرات در نواحی بین سلولی مشاهده گردید که ناشی از افزایش غلظت عناصر محلول در مذاب بین سلولی است. ساختار آورده شده در شکل (۹-الف) مربوط به میانه روکش است. می‌توان ذرات پراکنده را با رنگ تیره‌تر نسبت به زمینه مشاهده نمود. ناحیه‌ای که در شکل (۹-الف) با مربع مشخص شده است، در تصویر (۹-ب) با بزرگنمایی بالاتری آورده شده. آنالیز نقطه‌ای EDS از ذره-ای که با علامت + مشخص شده است بیانگر ۶۹ درصد اتمی کربن و ۲۸/۱ درصد اتمی تیتانیوم است. هرچند مقادیر کمی، خصوصاً باوجود عنصر سبک کربن، قابل اعتماد نیستند اما وجود ذرات TiC را نشان می‌دهد.

در نواحی بالاتر روکش، تعداد و اندازه ذرات افزایش یافت. کمتر بودن چگالی کاربید تیتانیوم نسبت به فولاد می‌تواند در افزایش کسر حجمی ذرات TiC در نواحی سطحی روکش موثر باشد. چنان‌که در شکل (۹-پ) مشاهده می‌شود، ذرات در ناحیه لایه‌ای تا چندین میکرون رشد کردند. از سوی دیگر، در تصویر (۹-ب) مشاهده می‌شود که ذرات با شکل هندسی منظم و در راستای صفحات مرجح تشکیل شده‌اند؛ درحالی‌که با نزدیک‌تر شدن به سطح روکش برخی از ذرات درشت‌تر دارای شاخه‌های دندردیتی شده‌اند. نمونه‌ای از این ذرات در تصویر (۹-پ) با پیکان مشخص شده است. در مجموع، افزایش کسر حجمی ذرات به سمت سطح روکش پدیده‌ای مفید است زیرا موجب افزایش سختی سطحی خواهد شد. اساساً هدف از روکش‌کاری لیزری نیز در اینجا افزایش سختی و مقاومت به سایش است. توزیع گرادسانی ذرات به سمت سطح روکش پیش‌ازین در پژوهش‌هایی درباره تشکیل درجای کاربید تیتانیوم از پودر تیتانیوم و گرافیت با فراوری لیزری [۳۵] و نیز پودر فروتیتانیوم و گرافیت به روش GTAW [۷] گزارش شده است. اکنون مشاهده می‌شود که استفاده از ماده اولیه‌ای خام‌تر و ارزان‌تر، یعنی ایلمنایت، نیز توزیع مطلوبی به‌دست آمده است.

ت) ریزسختی سنجی

برای بررسی رابطه ریزساختارهای تشکیل‌شده با خواص روکش، از آزمون ریزسختی سنجی استفاده شد. نتایج مربوطه در شکل (۱۰) مشاهده می‌شود. سختی فولاد کربنی زیرلایه در حدود ۲۰۰ ویکرز است که در منطقه متأثر از حرارت تا ۴۰۰ افزایش یافته است. در منطقه پایین روکش (رشد صفحه‌ای) افزایشی تدریجی تا ۶۰۰ ویکرز رخ داده. سپس این افزایش شیب تندی پیدا کرده که دلیل آن می‌تواند آغاز تشکیل ذرات کاربید تیتانیوم باشد. افزایش سختی سپس تا حدود ۱۶۰۰ ویکرز در سطح روکش ادامه پیدا کرده است. با توجه به افزایش درصد حجمی ذرات



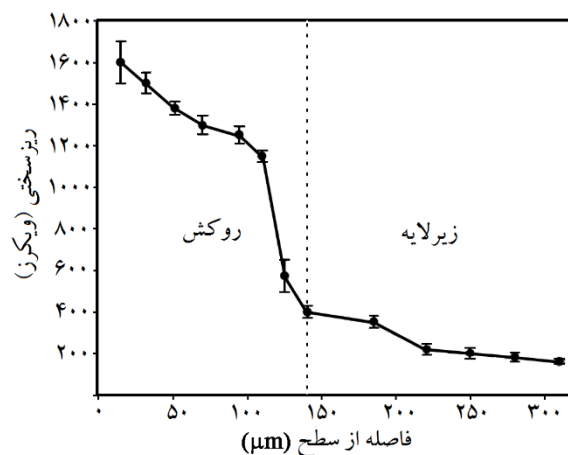
شکل ۹. تصاویر الکترون برگشتی از (الف) زمینه و ذرات در ناحیه رشد سلولی-دندردیتی (ب) همان ناحیه با جزئیات بیشتر (پ) زمینه و ذرات در ناحیه تشکیل چدن سفید.

که پارامتر شبکه TiC در روکش‌هایی که با زمان فعال‌سازی مکانیکی بیشتری تهیه شده‌اند، افزایش یافته که می‌تواند نشانگر افزایش محتوی کربن نسبت به اکسیژن محلول و احیا نشده در آن باشد. همچنین مقدار فاز TiC در روکش افزایش یافت و بهبود قابل‌ملاحظه‌ای در توزیع ذرات آن به دست آمد. انجماد زمینه روکش با لایه‌ای از رشد صفحه‌ای آغاز گردید و سپس تبدیل به رشد سلولی و دندریتی شد. با افزایش پس‌زده شدن عناصر محلول به مذاب، ساختار چدن سفید یوتکتیک و هایپریوتکتیک در نزدیکی سطح تشکیل شد. همزمان، اندازه و کسر حجمی ذرات TiC با نزدیک شدن به سطح افزایش یافت. در بالای منطقه انجماد صفحه‌ای ذراتی با شکل‌های هم‌محور و ابعاد چند صد نانومتر جوانه زدند که در نزدیکی سطح به ابعاد چندین میکرون رسیده و بعضی از آن‌ها آغاز به رشد دندریتی کردند. با توجه به ساختار گرادیانی ایجاد شده، میانگین سختی روکش از حدود ۲۰۰ ویکرز در زیرلایه به صورت تدریجی تا ۱۶۰۰ ویکرز در نزدیکی سطح افزایش یافت. روندهای مشاهده شده نشانگر سنتز یک روکش سخت سطحی با ساختار و خواص مطلوب است.

مراجع

1. V. Sarin, *Comprehensive hard materials*, Newnes, Oxford, UK, (2014).
2. K. Das, T.K. Bandyopadhyay, S. Das, *A Review on the various synthesis routes of TiC reinforced ferrous based composites*, Journal of Materials Science, 37(2002)3881-3892.
3. C.C. Degnan, P.H. Shipway, *A comparison of the reciprocating sliding wear behaviour of steel based metal matrix composites processed from self-propagating high-temperature synthesised Fe-TiC and Fe-TiB₂ masteralloys*, Wear, 252(2002)832-841.
4. I. Brown, W. Owers, *Fabrication, microstructure and properties of Fe-TiC ceramic-metal composites*, Current Applied Physics, 4(2004)171-174.
5. K. Parashivamurthy, R. Kumar, S. Seetharamu, M. Chandrasekharaiah, *Review on*

TiC و تبدیل ساختار زمینه روکش به سمیتیت، این افزایش سختی را می‌توان در تطابق با تغییرات ریزساختاری مشاهده شده دانست. این مقدار همچنین در مطابقت با نتایج گزارش شده توسط امامیان و همکاران [۳۶] و نیز کاظمی و همکاران [۳۶] است، حال آنکه برخی پژوهشگران دیگر به سختی کمتری در حدود ۱۰۰۰ [۳۷] یا ۸۰۰ ویکرز دست یافته‌اند [۳۸]. شایان‌ذکر است که زمینه روکش در دو مقاله‌ای که مقادیر سختی کمتری گزارش کرده‌اند، فریتی بوده است. استفاده از کربن اضافه در این پژوهش موجب پیدایش تیغه‌های سمیتیت در زمینه شده که تأثیر مثبتی در افزایش سختی روکش دارند.



شکل ۱۰. تغییرات میانگین ریزسختی در روکش و زیرلایه فولادی.

نتیجه‌گیری

در این پژوهش روکشی کامپوزیتی متشکل از آهن و ذرات TiC بر سطح فولاد AISI 1020 تشکیل داده شد. ذرات کاربرد تیتانیوم به صورت درجا از احیای کربوترمی پودر ایلمنایت سنتز شدند. برای امکان‌پذیر کردن این کار در فرایندی نسبتاً سریع همچون فراوری لیزری، مخلوط ایلمنایت و گرافیت ابتدا تا ۲۰۰ ساعت تحت آسیاکاری قرار گرفتند. افزایش چگالی عیوب شبکه و کاهش اندازه حوزه‌های بلوری تا حدود ۲۰ nm شد سبب فعال‌سازی مکانیکی مخلوط پودری شد. بررسی‌های XRD نشان داد

- different sintering processes*, Journal of Alloys and Compounds, 650(2015)918-924.
17. A. Lahouel, S. Boudebane, A. Iost, A. Montagne, *A new method to fabricate Fe-TiC composite using conventional sintering and steam hammer*, in: *International Journal of Engineering Research in Africa*, Trans Tech Publ, (2017)28-44.
18. M. Razavi, M.S. Yaghmaee, M.R. Rahimpour, S.S. Razavi-Tousi, *The effect of production method on properties of Fe-TiC composite*, International Journal of Mineral Processing, 94(2010)97-100.
19. Y.-m. Wang, Z.-f. Yuan, Z.-c. Guo, Q.-q. Tan, Z.-y. Li, W.-z. Jiang, *Reduction mechanism of natural ilmenite with graphite*, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 18(2008)962-968.
20. P. Scherrer, *Estimation of the size and internal structure of colloidal particles by means of röntgen*, Nachr. Ges. Wiss. Göttingen, 2(1918)96-100.
21. G.K. Williamson, W.H. Hall, *X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram*, Acta Metallurgica, 1(1953)22-31.
22. Chen, T. Hwang, M. Marsh, J.S. Williams, *Mechanically activated carbothermic reduction of ilmenite*, Metallurgical and Materials Transactions A, 28(1997)1115-1121.
23. B.D. Cullity, *Elements of X-Ray Diffraction*, 2nd ed., Addison-Wesley, (1978).
24. V. Soleimani, M. Mojtahedi, *A comparison between different X-ray diffraction line broadening analysis methods for nanocrystalline ball-milled FCC powders*, Appl. Phys. A, 119(2015)977-987.
25. C. Suryanarayana, *Mechanical alloying and milling*, Marcel Dekker, New York, (2004).
26. J.B. Holt, Z.A. Munir, *Combustion synthesis of titanium carbide: Theory and experiment*, Journal of Materials Science, 21(1986)251-259.
27. A. Saidi, A. Chrysanthou, J.V. Wood, J.L.F. Kellie, *Preparation of Fe-TiC composites by the thermal-explosion mode of combustion synthesis*, Ceramics International, 23(1997)185-189.
28. L.S.A. Marques, A.C. Fernandes, F. Vaz, M.M.D. Ramos, *Influence of Oxygen Addition on the Structural and Elastic Properties of TiC Thin Films*, Plasma Processes and Polymers, 4(2007)195-199.
- TiC reinforced steel composites*, Journal of materials science, 36(2001)4519-4530.
6. X. Wang, Z. Zou, S. Qu, S. Song, *Microstructure and wear properties of Fe-based hardfacing coating reinforced by TiC particles*, Journal of materials processing Technology, 168 (2005) 89-94.
7. X.H. Wang, S.L. Song, Z.D. Zou, S.Y. Qu, *Fabricating TiC particles reinforced Fe-based composite coatings produced by GTAW multi-layers melting process*, Materials Science and Engineering: A, 441(2006)60-67.
8. C.K. Sahoo, M. Masanta, *Microstructure and mechanical properties of TiC-Ni coating on AISI304 steel produced by TIG cladding process*, Journal of Materials Processing Technology, 240(2017)126-137.
9. A. Rokanopoulou, G. Papadimitriou, *Titanium carbide/duplex stainless steel (DSS) metal matrix composite coatings prepared by the plasma transferred arc (PTA) technique: microstructure and wear properties*, Journal of coatings technology and research, 8(2011)427-437.
10. M. Jones, A. Horlock, P. Shipway, D. McCartney, J. Wood, *Microstructure and abrasive wear behaviour of FeCr-TiC coatings deposited by HVOF spraying of SHS powders*, Wear, 249(2001)246-253.
11. E. Toyserkani, A. Khajepour, S.F. Corbin, *Laser cladding*, CRC press, 2004.
12. A. Emamian, S.F. Corbin, A. Khajepour, *Effect of laser cladding process parameters on clad quality and in-situ formed microstructure of Fe-TiC composite coatings*, Surface and Coatings Technology, 205(2010)2007-2015.
13. M. Razavi, M.R. Rahimpour, M. Ganji, M. Ganjali, M. Gangali, *In situ deposition of Fe-TiC nanocomposite on steel by laser cladding*, Surface Review and Letters, (2016)1750080.
14. S. Qu, X. Wang, M. Zhang, Z. Zou, *Microstructure and wear properties of Fe-TiC surface composite coating by laser cladding*, Journal of Materials Science, Vol(2008)1546-1551.
15. G.L. Zhao, Y. Zou, Z.D. Zou, H. Zhang, *Research on in situ synthesised (Ti,V)C/Fe composite coating by laser cladding*, Materials Science and Technology, 31(2015)1329-1334.
16. Z. Wang, T. Lin, X. He, H. Shao, J. Zheng, X. Qu, *Microstructure and properties of TiC-high manganese steel cermet prepared by*

29. A. Emamian, S.F. Corbin, A. Khajepour, In-Situ Formation of TiC Using Laser Cladding, in: J. Cuppoletti (Ed.) Metal, Ceramic and Polymeric Composites for Various Uses, 2011.
30. W. Kurz, D.J. Fisher, *Fundamentals of Solidification*, Trans Tech Publications, (1989).
31. S. Chen, X. Chen, L. Wang, J. Liang, C. Liu, *Laser cladding FeCrCoNiTiAl high entropy alloy coatings reinforced with self-generated TiC particles*, Journal of Laser Applications, 29(2017)012004.
۳۲. گلغدار محمدعلی، اصول و کاربرد عملیات حرارتی فولادها، ویرایش دوم، انتشارات دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۶۷.
33. A. Walker, H. Flower, D. West, *The laser surface-alloying of iron with carbon*, Journal of materials science, 20(1985)989-995.
34. A. Emamian, S.F. Corbin, A. Khajepour, *In-Situ Deposition of Metal Matrix Composite in Fe-Ti-C System Using Laser Cladding Process*, J. Cuppoletti (Ed.), InTech, (2011).
35. S. Yang, M. Zhong, W. Liu, *TiC particulate composite coating produced in situ by laser cladding*, Materials Science and Engineering: A, 343(2003)57-62.
36. A. Emamian, S.F. Corbin, A. Khajepour, *Tribology characteristics of in-situ laser deposition of Fe-TiC*, Surface and Coatings Technology, 206(2012)4495-4501.
۳۷. کاظمی مریم، ثقفیان حسن، خیراندیش شهرام، سلیمانی گیلکجانی رضا، تاثیر سرعت روبش پرتو لیزر بر ریزساختار و ریزسختی فولاد ابزار گرمکار H13 کامپوزیت سطحی شده با ذرات کاربرد تیتانیوم با استفاده از لیزر، علوم و مهندسی سطح، ۳۷(۱۳۹۷)۱۰۴-۹۷.
38. X.H. Wang, L. Cheng, M. Zhang, S.Y. Qu, B.S. Du, Z.D. Zou, *Reaction synthesis of (Ti,V)C carbide reinforced Fe based surface composite coating by laser cladding*, Surface Engineering, 25(2009)211-217.
39. X.H. Wang, S.Y. Qu, B.S. Du, Z.D. Zou, *In situ synthesised TiC particles reinforced Fe based composite coating produced by laser cladding*, Materials Science and Technology, 25(2009)388-392.