

ایجاد لایه کامپوزیتی Ti/TiC به روش درجا روی آلیاژ Ti-6Al-4V توسط لیزر Nd:YAG پالسی

حسن قربانی و محمود حیدرزاده سهی

دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه تهران

محمد جواد ترکمنی

دانشکده مهندسی و مواد، دانشگاه تربیت مدرس

(دریافت مقاله : ۹۳/۰۹/۲۶ - پذیرش مقاله : ۹۴/۰۳/۲۴)

چکیده

در این تحقیق با استفاده از لیزر Nd:YAG پالسی، کامپوزیت سازی سطحی به روش درجا از طریق پیش نشست مخلوط پودری گرافیت-نیکل روی سطح آلیاژ Ti-6Al-4V انجام شد. ساختار لایه‌ها و فازهای حاصل از عملیات کامپوزیت سازی سطحی توسط میکروسکوپ نوری (OM)، میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FESEM) مجهز به طیفسنجی انرژی پرتو ایکس (EDS) و پراش سنجی پرتو ایکس (XRD) بررسی شدند. اثر پارامترهای لیزر روی ابعاد حوضچه مذاب در بیشینه توان بررسی شد. با افزایش بیشینه توان، عرض و عمق لایه کامپوزیتی ایجاد شده افزایش می‌یابد. همچنین تاثیر پارامترهای لیزر روی قابلیت ایجاد کاربید تیتانیم به صورت درجا بررسی شد. بر همین اساس، با افزایش چگالی توان پرتو لیزر، درصد کاربید تیتانیم ایجاد شده به صورت درجا افزایش پیدا می‌کند. لایه‌های سطحی حاصل از روش درجا شامل زمینه مارتنزیت تیتانیم α' به همراه دندریت‌های TiC₂، TiC بودند. همچنین سختی لایه‌های کامپوزیتی حاصل بین ۷۰۰ الی ۱۴۰۰ ویکرز متغیر و در مناطقی حدود ۴ برار سختی زیر لایه (۳۵۰-۳۰۰ ویکرز) بود.

واژه‌های کلیدی: آلیاژ تیتانیم Ti-6Al-4V، کامپوزیت سازی سطحی، کاربید تیتانیم، روش درجا، گرافیت باقی مانده.

In-situ Formation of Ti/TiC Composite Layer on Ti-6Al-4V by Pulsed Nd-YAG Laser

H. Ghorbani and M. Heydarzadeh Sohi

^a School of Metallurgy and Materials, College of Engineering, University of Tehran

M. J. Torkamany

Iranian National Center for Laser Science and Technology

(Received 17 December 2014, accepted 14 June 2015)

Abstract

This work presents in-situ formation of Ti/TiC composite layer on Ti-6Al-4V via pre-placing mixture of Graphite-Nickel and subsequently surface melting by pulsed Nd:YAG laser. The phases and microstructures of the fabricated layers were characterized by Optical Microscope (OM); Field Emission Scanning Electron Microscope (FESEM) equipped with Energy Dispersive Spectroscopy (EDS) and X-ray Diffractometry (XRD). The effect of laser parameters on the geometry of the melted pool and in-situ formation of titanium carbide was also investigated. The experiments revealed that there are increase in the depth, width composite layer and percent of titanium carbide as the energy density increases. It was shown that the surface layers were mainly consisted of Martensite α' -titanium as matrix and TiC, TiC₂ dendrite. The hardness of composite layer fabricated by in-situ route reached to a maximum hardness value of 1400 HV_{0.3}, more than 4 times of that of the base Ti-6Al-4V (300-350 HV_{0.3}).

Keywords: Ti-6Al-4V titanium alloy, Laser surface compositing, titanium carbide (TiC), in-situ method, retained graphite.

E-mail of corresponding author: hassan.ghorbani.metal@gmail.com.

مقدمه

آلیاژهای تیتانیوم با وجود دارا بودن خواص مطلوبی نظیر سبکی، مقاومت به خوردگی مناسب و استحکام به وزن بالا، خواص تریبولوژیکی ضعیفی دارند [۱-۳]. روش‌های اصلاح سطح مختلفی برای آلیاژهای تیتانیوم استفاده می‌شود، یکی از روش‌های بالقوه بهبود خواص تریبولوژیکی، انجام فرآیندهای ذوب، آلیاژسازی سطحی و ایجاد لایه‌های کامپوزیتی با استفاده از پرتوهای پرنانرژی نظیر پرتو لیزر است. از مزیت‌های این فرآیند توانایی تولید لایه آلیاژی با عمق قابل قبول (محدوده ده میکرون تا میلیمتر) در زمان اندرکنش کوتاه به همراه منطقه تحت تاثیر حرارت کوچک است. در این روش مواد آلیاژی می‌توانند به صورت پیش نشست و هم نشست به منطقه حرارت دیده اضافه شوند [۴-۶].

ترکمنی و همکارانش [۸-۹]؛ تأثیر پارامترهای لیزر پالسی Nd:YAG را در تشکیل TiC روی ورق تیتانیوم خالص تجاری که سطح آن با گرافیت به ضخامت 300µm پیش نشست شده بود، مطالعه نمودند. به دلیل واکنش‌پذیری بسیار بالای تیتانیوم با کربن، در حین عملیات لیزر کاری، تیتانیوم مذاب با گرافیت به صورت درجا واکنش داده، موجب تولید TiC در زمینه تیتانیوم شده است. در پژوهش فوق‌الشاره فاز کاربید تیتانیوم به صورت دندریتی و یا ذره‌ای ایجاد شدند. همچنین صالح و همکارانش، با استفاده از لیزرهای CO₂ با امواج پیوسته و Nd:YAG با امواج پالسی، لایه کامپوزیتی حاوی کاربید تیتانیوم را روی سطح آلیاژ Ti-6Al-4V به همراه گرافیت ایجاد نمودند [۱۰]. سختی بالای منطقه آلیاژی بدست آمده (۹۰۰ HV_{0.3}) در این کار به عواملی از قبیل وجود فازهای سختی نظیر کاربید تیتانیوم و استحکام دهی محلول جامد ارتباط داده شد. همچنین کاهش تدریجی سختی از سطح به عمق نیز به دلیل کاهش حضور گرافیت و در پی کاهش درصد فاز TiC از سطح به عمق بود. در تحقیقی دیگر، آیرس^۱ و

همکارانش [۷] کامپوزیت سازی سطحی روی زیرلایه Ti-6Al-4V به روش تزریق همزمان پودر TiC و WC توسط لیزر پیوسته CO₂ با توان ۱۰-۸KW، را مورد بررسی قرار دادند.

در این تحقیق، با توجه به مطالعات پیشین، هدف بررسی ایجاد لایه کامپوزیتی حاوی ترکیبات سخت TiC روی آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V، از طریق پیش نشست گرافیت-نیکل، توسط چسب سیلیکات سدیم و سپس ذوب آن با استفاده از لیزر Nd:YAG پالسی و همچنین بررسی نحوه واکنش پذیری گرافیت در داخل حوضچه مذاب تیتانیوم و میزان پیشروی کاربیدهای تولیدی، مطالعه و بررسی می‌شود. همچنین تأثیر پارامترهای فرآیند لیزر پالسی روی مشخصات هندسی لایه ایجاد شده همچون عمق، پهنا و چگونگی ساختار فازهای ایجاد شده در سطح بررسی خواهد شد.

مواد و روش تحقیق

در این تحقیق ورق آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V با ابعاد ۲/۵×۵/۵cm و ضخامت ۹ mm مورد استفاده قرار گرفت. ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه به روش طیف‌سنجی نشری اتمی اندازه‌گیری شد (جدول ۱). مخلوط پودری G-Ni از پودرهای نیکل با اندازه پودر ۵۰µm و گرافیت (با اندازه متوسط پودر زیر ۵۰µm، Merck) به روش مخلوط سازی مکانیکی (بال میل) تهیه شد. فرآیند بال میل با نسبت ۱:۲۰ بال به پودر در محفظه گاز آرگون به مدت ۳ ساعت با سرعت ۲۵۰ rpm انجام گرفته شد. سپس به مخلوط پودری ۲٪ حجمی چسب سیلیکات سدیم اضافه شد و توسط روش پوشش دهی چرخشی^۳ لایه‌ای به ضخامت ۱۳۰-۱۰۰µm روی نمونه تیتانیومی اعمال شد. شکل‌های ۱ و ۲ به ترتیب تصویر سطح نمونه پوشش داده شده و سطح مقطع پوشش پیش نشست را نشان می‌دهد.

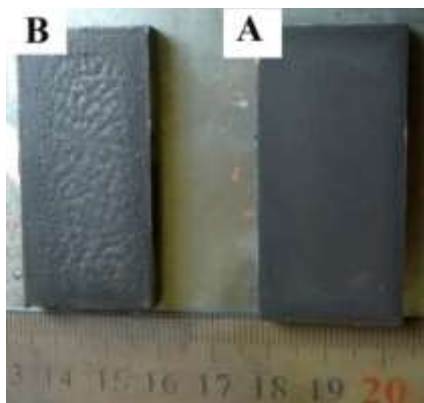
^۲ICP-OES^۳Spin coating^۱Ayers

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ پایه.

عنصر	Ti	H	O	Fe	V	Al
درصد وزنی (%)	Bal.	<۰/۰۱۵	<۰/۲۵	<۰/۰۳	۳/۳۶	۵/۵۱

جدول ۲. محدوده تغییرات پارامترهای لیزر.

بسامد (Hz)	۲۰،۱۸،۱۳	بیشینه توان (KW)	۰/۷ الی ۱/۸
انرژی در هر پالس (J)	۷ الی ۱۸	سرعت حرکت پرتو (mm/s)	۲ الی ۱۶
توان متوسط (W)	۱۲۶ الی ۲۳۴	فاصله هد لیزر تا سطح نمونه (mm)	۴ و ۷
پهنای پالس (ms)	۱۰ و ۸ و ۷	چگالی انرژی (J/mm ²)	۷ الی ۱۱۰



شکل ۱. تصویر سطح نمونه پیش نشست شده با گرافیت، (A) نمونه با پوشش مناسب و (B) نمونه با پوشش غیر مناسب و ترک خورده.



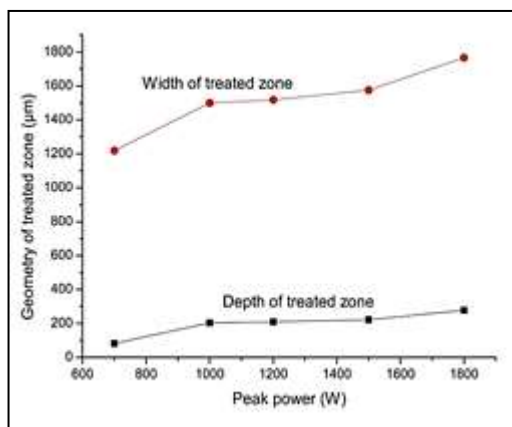
شکل ۲. تصویر میکروسکوپی نوری از سطح مقطع نمونه پیش نشست شده با گرافیت به ضخامت حدود ۱۳۰-۱۱۰ μm.

جهت اندازه‌گیری هندسه پوشش و بررسی‌های ریزساختاری و آنالیز عنصری از یک میکروسکوپ نوری و یک میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FE-SEM)

لیزر مورد استفاده Nd:YAG پالسی، مدل IQL-۱۰ با حداکثر توان متوسط ۴۰۰ W بود. شکل پالس خروجی از این دستگاه نیز مربعی بود. در این لیزر سیستم کانونی ساز باریکه از سه عدسی بافاصله کانونی کل ۷۵ mm تشکیل شده بود و حداقل قطر لکه در کانون ۲۵۰ μm بود. فاصله کانونی لیزر مورد استفاده در تمام آزمایش‌ها ۷۵ mm و فاصله نازل تا سطح نمونه‌ها در تمام آزمایش‌ها ۷ mm ثابت در نظر گرفته شد. محدوده تغییرات پارامترهای لیزر در جدول ۲ آورده شده است. برای هر ترکیبی از انرژی و عرض پالس، پرتو به گونه‌ای از کانون خارج می‌شد تا چگالی توان مناسب برای عملیات سطحی حاصل شود. پس از هر تغییر، از یک توان‌سنج LP Ophire 5000W برای اندازه‌گیری توان متوسط استفاده می‌شد. برای محافظت از نمونه‌های تحت ذوب سطحی از گاز محافظ آرگون با دبی ۱۰ Lit/min و نازل هم‌محور با پرتو لیزر استفاده شد.

شکل ۳ شماتیکی از آلیاژسازی سطحی توسط لیزر روی نمونه تیتانیومی با مخلوط پودری حاوی گرافیت را نشان می‌دهد. قبل از بررسی خواص و ریزساختار لایه‌های تولیدشده توسط لیزر، لایه سطحی باید دارای کمترین عیب از قبیل حفره و ترک می‌بود. بر همین اساس، نمونه‌ها در گستره وسیعی از پارامترهای لیزر از قبیل؛ انرژی در هر پالس ۷-۱۸ J، سرعت روبش پرتو ۲-۱۶ mm/s و بسامد پرتو ۱۳-۲۰ Hz تهیه شدند. همچنین به منظور مقایسه بهتر نتایج، یک نمونه تیتانیومی نیز فقط ذوب سطحی شد. به منظور بررسی مقاطع عرضی، نمونه‌ها توسط وایر کات بریده شده، پس از مانت، با ورق‌های سنباده حاوی ذرات SiC، ۸۰ تا ۵۰۰۰ مسطح شدند و سپس توسط محلول کلوئیدی حاوی ذرات آلومینا با اندازه دانه ۰/۵ میکرومتر و مقدار بسیار کمی HF (حدود چند قطره) روی نم‌براق شدند. نمونه‌ها پس از پولیش توسط محلول 20ml HF, 20gr Oxalic, 98 ml H₂O برای مدت زمانی در حدود ۵-۱۵S حکاکی شیمیایی شدند.

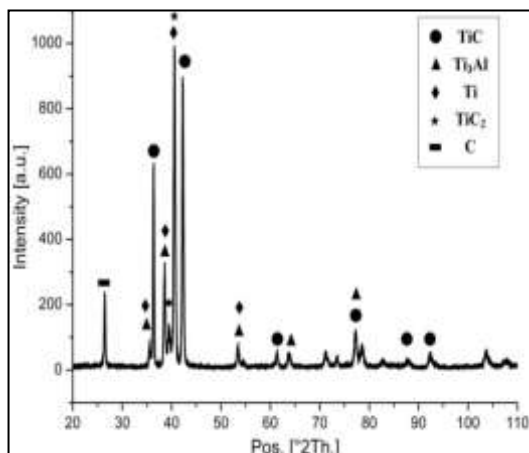
ضخیم و یا بسیار نازک ایجاد کرد. اما نکته اصلی این است که به دلیل حرارت ورودی کم در بیشینه توان پایین، قابلیت ذوب کامل ذرات اضافه شده و همچنین قابلیت خروج حفرات در حوضچه کاهش پیدا می کند. به همین دلیل درصد عیوب لایه ایجاد شده افزایش می یابد. از طرف دیگر با افزایش بیشینه توان، می توان لایه هایی با عیوب کمتر و یکنواختی بهتر بدست آورد.



شکل ۴. تغییرات هندسه حوضچه آلیاژی نسبت به بیشینه توان لیزر.

بررسی فازی لایه کامپوزیتی Ti/TiC

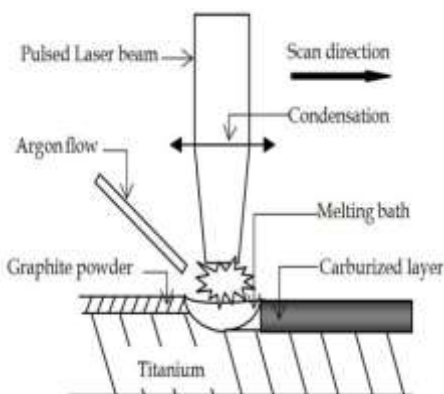
شکل ۵ الگوی پراش پرتو ایکس نمونه آلیاژسازی شده با مخلوط پودری حاوی گرافیت-نیکل توسط لیزر پالسی را نشان می دهد.



شکل ۵. الگوی پراش پرتو ایکس نمونه با انرژی ۱۸ ژول و سرعت

رویش ۲ mm/s در بسامد ۱۳ Hz و عرض پالس ۱۰ ms.

مدل ZEISS SIGMA VP که به دستگاه سنجش شدت انرژی طیف پرتو ایکس (EDS) مجهز بود، استفاده شد. همچنین جهت شناسایی ساختمان های بلوری حاضر در زیر لایه و همچنین لایه های سطحی ایجاد شده، از دستگاه پراش سنج پرتو ایکس از نوع Philips X' Pert Pro مجهز به واحد تولیدکننده پرتو Cu-ka با ولتاژ شتاب دهنده حداکثر ۴۰kV استفاده شد. برای اندازه گیری بیشینه سختی لایه های سطحی، از دستگاه ریز سختی سنجی مدل Buehler ITD lake bluff Illinois با فرورونده ویکزر استفاده شده است. بار اعمالی در این آزمایش ۳۰۰ گرم نیرو به مدت ۱۰ ثانیه بود. سختی سنجی میکروسکوپی روی مقاطع لایه ها و در راستای فصل مشترک لایه و زیر لایه انجام شد.

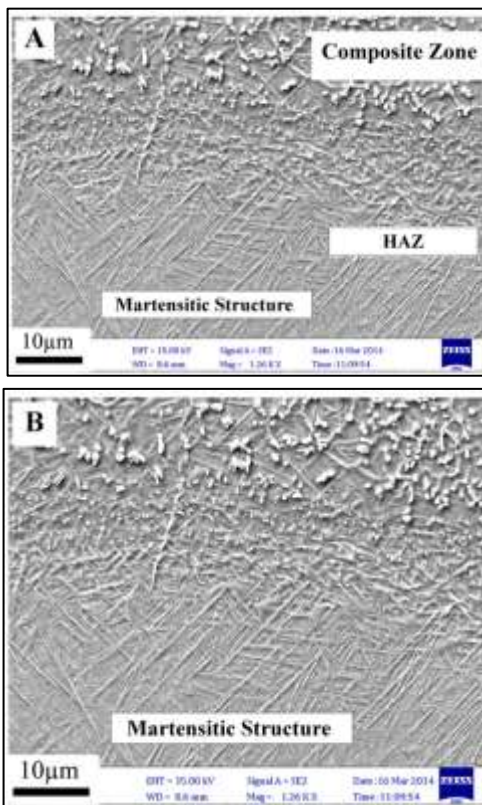


شکل ۳. شماتیکی از آلیاژسازی سطحی تیتانیم با لایه پیش نشست.

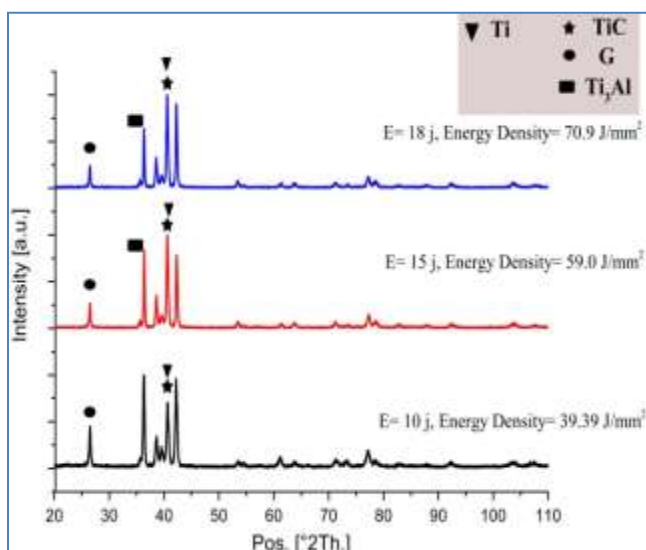
نتایج و بحث

اثر متغیرهای فرآیند بر ابعاد لایه کامپوزیتی

شکل ۴ تغییرات ابعاد حوضچه را نسبت به بیشینه توان لیزر (۷۰۰-۱۸۰۰ W) در محدوده تغییرات پارامترهای لیزر (جدول ۲) نشان می دهد. بیشینه توان پرتو لیزر نسبت مستقیم با دمای حوضچه مذاب دارد [۱۲]، با افزایش بیشینه توان، حرارت بیشتر به منطقه مورد نظر رسیده و در پی آن عرض و عمق حوضچه افزایش می یابد، اما سرعت افزایش عرض حوضچه نسبت به طول آن بیشتر است. بنابراین با توجه به نتایج، توسط این فرآیند می توان یک لایه بسیار



شکل ۶. تصویر میکروسکوپی الکترونی نشر میدانی از سطح مقطع نمونه با انرژی ۱۸ ژول و سرعت روبش ۲ میلی‌متر بر ثانیه تحت بسامد ۱۳ هرتز. (A) ناحیه‌های مختلف تولیدشده در سطح مقطع پس از فرآیند آلیاژسازی سطحی، (B) منطقه تحت تأثیر حرارت و رقت یافته که دارای ساختار غالب مارتنزیت سوزنی است.



شکل ۷. الگوی پراش پرتویکس نمونه‌های آلیاژسازی شده با گرافیت در چگالی انرژی مختلف.

تمامی زوایای پراش مشخص‌کننده تیتانیم با ساختمان بلوری hcp است. وجود ترکیبات Ti_xC_x از قبیل TiC و Ti_3Al در الگوی پراش نمایانگر واکنش گرافیت با مذاب تیتانیم در حوضچه به صورت درجا است. علاوه بر ترکیبات کاربید تیتانیم، ترکیب بین فلزی Ti_3Al نیز ایجاد شده است.

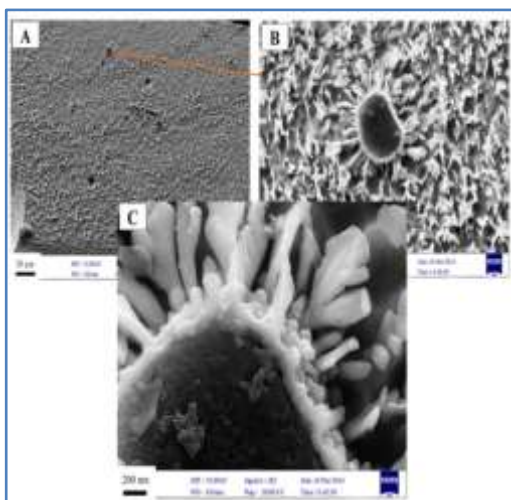
ریزساختار لایه‌های کامپوزیتی Ti/TiC

شکل ۶ تصویر میکروسکوپی الکترونی نشر میدانی سطح مقطع نمونه با انرژی ۱۸ J و سرعت روبش ۲ mm/s را نشان می‌دهد. در این تصویر ۴ قسمت مجزا منطقه کامپوزیتی، فصل مشترک، منطقه تحت تأثیر حرارت و زیر لایه، به ترتیب دیده می‌شوند که هر یک از این مناطق دارای ریزساختار منحصر بفردی هستند. ساختار اصلی منطقه کامپوزیتی به صورت دندردیتی است در حالی که هر چه به سمت پایین حرکت کرده درصد دندردیت‌ها کاهش و مقدار فاز مارتنزیتی تیتانیم افزایش پیدا می‌کند. در منطقه تحت تأثیر حرارت ساختار غالب، ساختار مارتنزیتی است [۱۱].

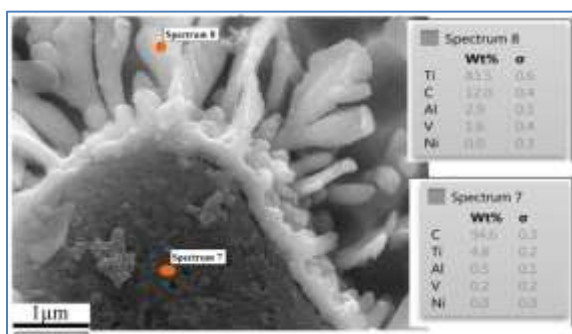
ناحیه تحت تأثیر حرارت نشان داده‌شده در شکل ۶B دارای ساختار غالب مارتنزیت سوزنی α' است که این ساختار ناشی از استحاله برشی فاز β به α' -Ti است. بنابراین می‌توان به این نتیجه رسید که دمای این منطقه به دمای تک فاز β رسیده، سپس در حین سرمایش به مارتنزیت تیتانیم تبدیل شده است (دما در این محدوده به بالای $955^\circ C$ رسیده است [۱۲]).

شکل ۷ الگوی پراش پرتو ایکس در چگالی انرژی‌های مختلف را نشان می‌دهد. در این الگوها، شدت پیک کاربید تیتانیم تولیدی در چگالی انرژی‌های بالاتر بیشتر از چگالی انرژی‌های پایین‌تر است. شکل ۸ تصاویر میکروسکوپی الکترونی نشر میدانی سطح مقطع نمونه با انرژی ۱۲ J و سرعت روبش ۴ mm/s آلیاژسازی شده با گرافیت در چگالی انرژی $35/45 J/mm^2$ را نشان می‌دهد.

نسبتاً چگالی انرژی بالایی است. با توجه به شکل ۱۱A، مقدار تخلخل این نمونه در مقایسه با نمونه‌ای که با چگالی انرژی $35/45 \text{ J/mm}^2$ تهیه شده است (شکل ۸) بسیار کمتر است. بنابراین می‌توان این‌گونه استدلال کرد که با افزایش حرارت ورودی گازها در مذاب فرصت کافی برای خروج را پیدا می‌کنند و موجب کاهش این نوع تخلخل‌ها می‌شوند.



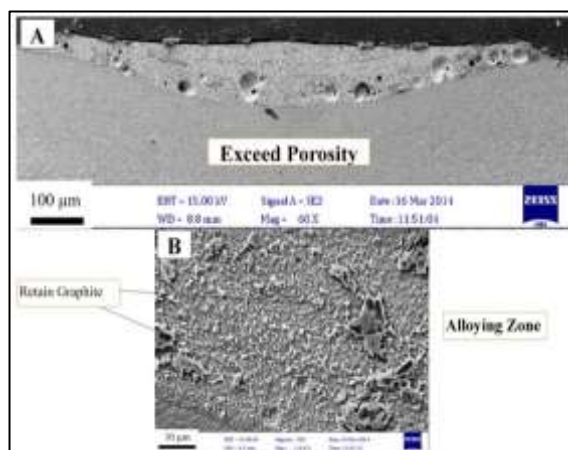
شکل ۹. A) تصویر میکروسکوپی الکترونی نشر میدانی سطح مقطع تیتانیم آلیاژ سطحی شده با گرافیت، B و C) تصویر گرافیت‌های باقی‌مانده در این منطقه در بزرگنمایی‌های بالاتر.



شکل ۱۰. تصویر میکروسکوپی الکترونی نشر میدانی و آنالیز عنصری EDS از ذرات گرافیت باقی‌مانده در منطقه آلیاژی.

در حین حرارت دهی توسط لیزر، ابتدا اتم کربن توسط جریان‌های موجود در داخل حوضچه مذاب (از قبیل جریان‌های مارانگونی، همرفتی)، با مذاب تیتانیم مخلوط

سطح مقطع لایه ایجاد شده دارای حفره‌های کروی (به احتمال فراوان از نوع گازی) هستند. به دلیل ناکافی بودن چگالی انرژی در این نمونه، گازها فرصت کافی برای خروج را نداشته‌اند و به صورت حباب در لایه کامپوزیتی محبوس شده‌اند. به دلیل چگالی انرژی نسبتاً پایین، گرافیت‌های وارد شده در داخل حوضچه به‌طور کامل با مذاب تیتانیم واکنش نداده‌اند و به همین دلیل مقداری گرافیت باقی‌مانده در زمینه مشاهده می‌شود، که این موضوع در الگوی پراش پرتو ایکس نیز مشهود است (شکل ۷).

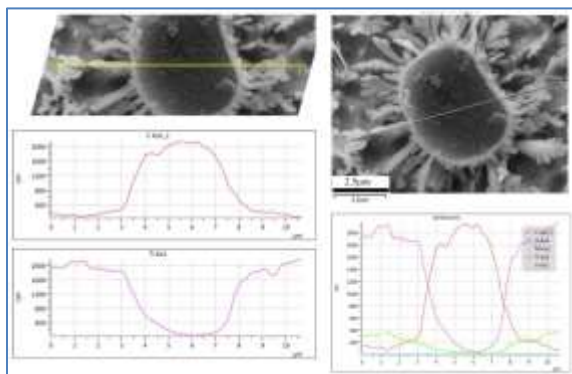


شکل ۸. تصویر میکروسکوپی الکترونی نشر میدانی سطح مقطع نمونه کامپوزیتی ایجاد شده با انرژی ۱۲ ژول و سرعت ۲ میلی‌متر بر ثانیه. A) تصویر کامل حوضچه کامپوزیتی و B) تصویر با بزرگنمایی بالاتر.

شکل ۹ ذرات گرافیتی داخل حوضچه آلیاژی را نشان می‌دهد که در اطراف آن دندریتهایی به سمت بیرون رشد کرده‌اند. با توجه به آنالیز نقطه‌ای EDS (شکل ۱۰)، دندریتهای حاوی ۱۲ wt% کربن بوده که با توجه به دیگرام فازی Ti-C، کاربید تیتانیم هستند.

از طرفی، شکل ۱۱ تصویر میکروسکوپی الکترونی نشر میدانی سطح مقطع نمونه با انرژی ۱۸ J و سرعت روبش 2 mm/s با بسامد ۱۳ Hz و عرض پالس ۱۰ ms را نشان می‌دهد. چگالی انرژی این نمونه $106/36 \text{ J/mm}^2$ است که

باشد (مانند نمونه بدست آمده از انرژی ۱۸ J و سرعت روبش ۲ mm/s) درصد بالایی از حجم گرافیت در مذاب حل می شود در غیر این صورت مقداری گرافیت اولیه در حوضچه باقی می ماند. مناطقی که درصد کربن آن ها به ۱۰ الی ۱۲ درصد وزنی رسیده باشد، موجب تولید کاربید تیتانیم خواهد شد. به دلیل وجود محدوده درصد کربن در دیاگرام فازی، کاربیدهای تیتانیمی با درصدهای کربن مختلف می تواند به صورت درجا ایجاد شود. شکل ۱۲ آنالیز خطی EDS از منطقه جوانه زنی کاربیدهای تیتانیم از یک ذره گرافیت را نشان می دهد. با نزدیک شدن به ذره گرافیتی و عبور خط آنالیز از دندریتهای اطراف آن، درصد کربن به صورت تدریجی افزایش پیدا کرده است و به درصد کربن در محدوده تولید کاربید تیتانیم رسیده است. سطح ذرات گرافیتی شناور در مذاب محل های مناسبی برای جوانه زنی کاربید تیتانیم است.

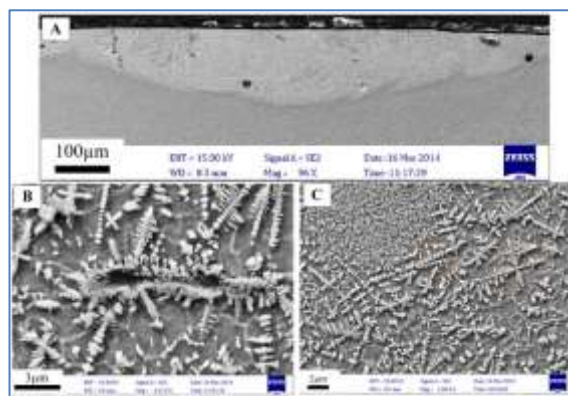
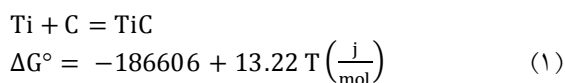


شکل ۱۲. آنالیز خطی EDS منطقه آلیاژی در اطراف گرافیت باقی مانده در داخل حوضچه.

توزیع سختی لایه کامپوزیت سطحی Ti/TiC

در منطقه تحت تأثیر حرارت به دلیل افزایش درصد حجمی α' ، سختی افزایش می یابد و سختی این منطقه تا نزدیکی فصل مشترک در محدوده $380 \text{ HV}_{0.3}$ الی $500 \text{ HV}_{0.3}$ است. با افزایش حرارت ورودی، ذرات گرافیت بیشتری وارد حوضچه می شود و در پی آن در مذاب تیتانیم حل می شوند و با توجه به تمایل شدید تیتانیم

می شود. جریان های مارانگونی باعث توزیع مناسب و یکنواخت گرافیت در داخل حوضچه می شود و این موضوع می تواند به افزایش تولید کاربید تیتانیم کمک کند. به دلیل دمای بالای حوضچه، گرافیت ها تا حدی در مذاب تیتانیم حل و موجب افزایش درصد کربن مذاب تیتانیم می شوند. بر همین اساس با توجه به دیاگرام فازی Ti-C [۱۳] کاربید تیتانیم Ti_xC_x می تواند در یک محدوده وسیع پایدار باشد، در این دیاگرام می توان به ترکیبات کاربیدی از قبیل $\text{TiC}(10-12.4\% \text{ Wt})$, $\text{Ti}_2\text{C}(10-19.3\% \text{ Wt})$ اشاره کرد. کاربید تیتانیم با ۱۶/۵ درصد وزنی کربن بیشترین نقطه ذوب را دارد که در حدود 3076°C است [۱۴]. واکنش محتمل و همچنین تغییرات انرژی آزاد گیبس در تشکیل کاربید تیتانیم مطابق رابطه ۱ است [۱۵-۱۶].



شکل ۱۱. تصویر میکروسکوپی الکترونی نشر میدانی نمونه ایجاد شده با انرژی ۱۸ J و سرعت ۲ mm/s، با چگالی انرژی 10636 J/mm^2 . (A) حوضچه آلیاژی شده که دارای کمترین تخلخل و ترک است، (B,C) ذرات و دندریتهای کاربید تیتانیم که در اندازه های مختلف در زمینه α' وجود دارند.

عواملی که سبب حل شدن بیشتر کربن در داخل حوضچه می شود، موجب افزایش درصد حجمی TiC در لایه کامپوزیتی نیز می شود. اگر چگالی انرژی به اندازه کافی

آلیاژسازی شده با گرافیت بیش از ۴ برابر افزایش سختی داشته است. افزایش سختی نمونه‌های ذوب سطحی را می‌توان به ایجاد ساختار ظریف مارتنزیت تیتانیم α' نسبت داد. همچنین در حالت آلیاژسازی با گرافیت نیز ایجاد ذرات و دندریتهای TiC در زمینه مارتنزیت تیتانیم و ظریف شدن ساختار از عوامل افزایش سختی هستند.

نتیجه‌گیری

(۱) در ذوب سطحی تیتانیم با مخلوط پودری حاوی گرافیت پیش نشست توسط پرتو لیزر، به دلیل واکنش‌پذیری بالای تیتانیم و گرافیت در دمای بالا، کاربرد تیتانیم به صورت واکنش درجا ایجاد و لایه کامپوزیتی Ti/TiC تشکیل شد. شکل اصلی کاربرد تیتانیم دندریته بود.

(۲) با افزایش چگالی توان درصد کاربرد تولیدی به صورت درجا افزایش و درصد گرافیت باقی مانده کاهش می‌یابد.

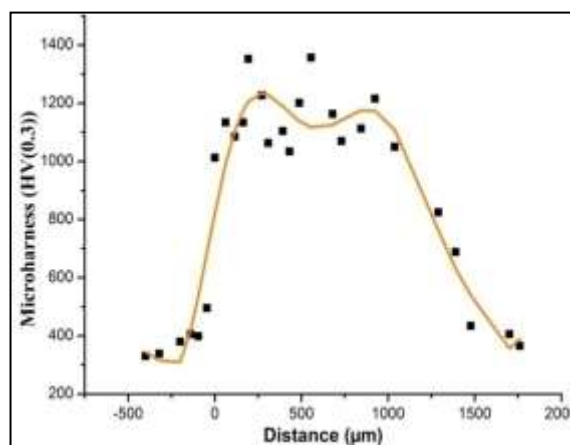
(۳) با افزایش چگالی توان عیوبی از قبیل حفره کاهش پیدا می‌یابد و یکنواختی ساختار لایه کامپوزیتی افزایش پیدا می‌کند.

(۴) سختی لایه‌های کامپوزیتی Ti/TiC حاصل بین ۷۰۰ الی ۱۴۰۰ ویکرز متغیر و در مناطقی حدود ۴ برار سختی زیرلایه بود. افزایش سختی را می‌توان به ایجاد ساختار ظریف مارتنزیت تیتانیم α' و همچنین در حالت آلیاژسازی با گرافیت به ایجاد دندریتهای TiC در زمینه مارتنزیت تیتانیم مرتبط دانست.

مراجع

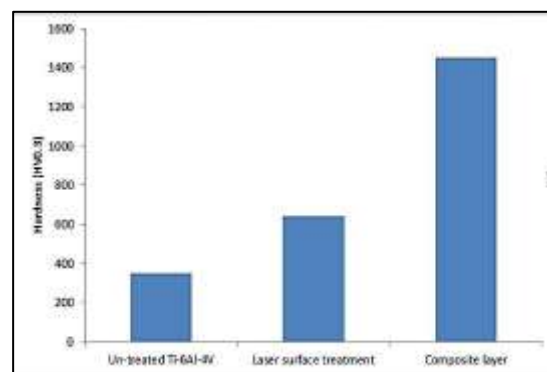
1. J. D. Matthew, *Titanium a Technical Guide*, 2nd Edition, ASM International, (2000)5-7.
2. V. A. Joshi, *Titanium Alloys An Atlas of Structures and Fracture Features*, Taylor and Francis, (2006) 7-15.

برای واکنش با کربن، کاربرد تیتانیم بیشتری تولید می‌شود. با توجه به پروفیل سختی ارایه شده در شکل ۱۳، بیشترین سختی‌های بدست آمده اغلب در مرکز حوضچه و اطراف آن است. با فاصله گرفتن از مرکز درصد کربن کاهش پیدا کرده و درجه رقت افزایش پیدا می‌کند که موجب کاهش درصد کاربرد تیتانیم می‌شود.



شکل ۱۳. پروفیل عرضی سختی نمونه ایجاد شده با انرژی ۱۸ و

سرعت ۲ mm/s.



شکل ۱۴. نمودار مقایسه‌ای بین بیشینه سختی لایه‌های ذوب سطحی

شده و آلیاژسازی شده با نمونه آلیاژ پایه Ti-6Al-4V.

شکل ۱۴ مقایسه‌ای بین بیشینه سختی نمونه‌های آلیاژسازی سطحی و ذوب سطحی شده با مخلوط پودر حاوی گرافیت را نشان می‌دهد. میزان سختی نمونه ذوب سطحی شده حدود ۲ برابر فلز پایه است در صورتی که لایه

- Treatments, Surface and Coatings Technology*, 100–101(1998) 383–387.
13. H. Ji, L. Xia, X. Ma, Y. Sun, *Tribological Performance of Ti-6Al-4V Plasma-Based Ion Implanted with Nitrogen*, *Wear*, 246(2000). 40–45.
 14. B. Wu, S. Tao, S. Lei, *Numerical Modeling of Laser Shock Peening with Femtosecond Laser Pulses and Comparisons to Experiments*, *Applied Surface Science*, 256(2010) 4376–4382.
 15. O. Hatamleh, L. Hackel, S. Forth, *Effects of Different R Ratios on Fatigue Crack Growth in Laser Peened Friction Stir Welds*, *Materials Science Forum in Texas*, 580–582(2008) 675–680.
 16. S. Yoshihiro, S. Yuji, S. Rie, K. Youchul, *Fatigue Life Enhancement of Fillet and Butt Welded Joints after Laser Peening*, 41(2012) 71–76.
 3. C. Leyens, *Titanium and Titanium Alloys*, Wiley(2003)1–10.
 4. L. A. Abel, R. T. Kieppura, M. Park, *Metals Handbook, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials*, 1 (1990) 586.
 5. L. J. Korb, D. Olson, J. R. Davis, S. Editor, J. D. Destefani, T. Editor, R. T. Kieppura, D. A. Humphries, *ASM Hand Book, Corrosion*, Vol. 13., p. 669, 1992.
 6. M. Ishii, T. Oda, M. Kaneko, *Titanium and Its Alloys As Key Materials for Corrosion Protection Engineering*, Nippon Steel Technical Report, (2003) 49–56.
 7. J. D. Ayers, *Wear Behavior of Carbide-Injected Titanium and Aluminum Alloys*, *Wear*, 97(1984) 249–266.
 8. M. J. Hamed, M. J. Torkamany, J. Sabbaghzadeh, *Effect of Pulsed Laser Parameters on In-situ TiC Synthesis in Laser Surface Treatment*, *Optics and Lasers in Engineering*, 49(2011) 557–563.
 9. A. Chehrghani, M. J. Torkamany, M. J. Hamed, J. Sabbaghzadeh, *Numerical Modeling and Experimental Investigation of TiC Formation on Titanium Surface Pre-Coated by Graphite under Pulsed Laser Irradiation*, *Applied Surface Science*, 258(2012) 2068–2076.
 10. A. F. Saleh, J. H. Abboud, K. Y. Benyounis, *Surface Carburizing of Ti - 6Al-4V Alloy by Laser melting*, *Optics and Lasers in Engineering*, 48(2010) 257–267.
 11. W. M. Steen, "Laser Material Processing, Springer", (2006) 35-50.
 12. C. Langlade, B. Vannes, J. M. Krafft, J. R. Martin, *Surface Modification and Tribological Behaviour of Titanium and Titanium Alloys After YAG-Laser*