

ارتقای سختی آلیاژ هوایی تیتانیوم Ti-6Al-4V با پوشش کامپوزیتی ایجاد شده به روش جوشکاری TIG

غلامرضا فغانی، سلمان نوروزی

گروه مواد، دانشکده مکانیک، دانشگاه پدافند هوایی خاتم‌الانبیاء (ص)

گروه مواد، دانشکده مکانیک، دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل

(دریافت مقاله ۹۵/۰۳/۲۸ - پذیرش مقاله : ۹۶/۰۱/۱۵)

چکیده

آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V به دلیل دارا بودن خواصی نظیر نسبت استحکام به وزن زیاد و مقاومت به خوردگی دارای کاربردهای مهمی در صنایع هوافضا است. در مقابل، این آلیاژ مقاومت به سایش ضعیفی به‌ویژه تحت بارهای زیاد نشان می‌دهد. در این مقاله، با هدف بهبود سختی و در نتیجه افزایش مقاومت سایشی آلیاژ Ti-6Al-4V، ذرات سرامیکی و بسیار سخت B_4C به حوضچه مذاب در فرآیند جوشکاری TIG، افزوده شد. بررسی‌های میکروساختاری با روش‌های پراش اشعه ایکس و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشان داد که ذرات کاربید بور تقریباً به‌طور کامل در زمینه تیتانیومی حل شده و با ورود بور و کربن به مذاب تیتانیوم و واکنش با آن، فازهای بر مبنای TiB و TiC تشکیل شدند. مورفولوژی‌های فاز بر مبنای TiB به دو صورت تیغه‌ای و یونکتیک‌شکل و فاز بر مبنای TiC کروی‌مانند بود. نتایج نشان داد که مقدار سختی سطحی ایجاد شده، به مقدار ۱۰۲۰ ویکرز رسید که حدود ۳ برابر بیشتر از آلیاژ پایه بود. واژه‌های کلیدی: میکروساختار، سختی، آلیاژ Ti-6Al-4V، B_4C ، جوشکاری TIG.

Hardness Promotion of Ti-6Al-4V Aerial Alloy Through Creation of Composite Layer by TIG Method

Gholamreza Faghani, Salman Nourouzi

Material group, Faculty of Mechanic, Khatam Al Anbia Air Defense University

Material group, Faculty of Mechanic, Babol University of Technology

(Received 16 June 2016, accepted 4 Mar 2017)

Abstract

Ti-6Al-4V titanium alloy due to strength to weight ratio and corrosion resistance has many applications in aerospace industries. However, this alloy shows poor wear resistance especially under high loads. In this article, with the aim of improvement hardness and wear resistance of Ti-6Al-4V titanium alloy, B_4C hard particles has been added to the molten pool in TIG welding process. Microstructural investigations via XRD and SEM showed that B_4C particles almost completely solved in titanium matrix and with the arrival of boron and carbon in molten titanium, phases based on TiB and TiC has been formed. Phase morphologies based on TiB was blade and eutectic shape and TiC phase was spherical like. The results showed that surface hardness is equal 1020 Vickers that is approximately 3 times more than the bare alloy.

Keywords: Microstructure, hardness, Ti-6Al-4V alloy, B_4C , TIG.

E-mail of corresponding author: g.r.faghani@stud.nit.ac.ir.

مقدمه

در انتخاب مواد جهت کاربردهای مهندسی، گزینش یک ماده با خواص سطحی و توده‌ای مناسب در اولویت قرار دارد ولی در همه شرایط نمی‌توان به چنین ماده‌ای دست یافت و یا در صورت وجود چنین ماده‌ای، در همه شرایط نمی‌توان از آن استفاده نمود [۱-۳]. بنابراین بهبود خواص سطح و افزایش قابلیت‌های آن با حفظ خواص مناسب توده ماده ارجح است [۴-۶].

تیتانیوم و آلیاژهای آن به دارا بودن خواصی نظیر چگالی کم، نسبت استحکام به وزن زیاد و مقاومت به خوردگی مشهور هستند [۷]. مجموعه این ویژگی‌ها، موجب گسترش روز افزون کاربرد تیتانیوم و آلیاژهای آن در صنایعی نظیر هوافضا، شیمیایی و کشتی‌سازی شده است [۸]. مهم‌ترین عامل گسترش کاربردهای تیتانیوم در صنایع هوایی، نسبت استحکام به وزن زیاد آن است که باعث می‌شود در مقایسه با اغلب فولادها، استحکام موردنیاز جهت تحمل بار اعمالی با وزن کمتری به دست آید. از طرفی به دلیل افزایش تولیدکنندگان تیتانیوم، در مقایسه با دهه‌های قبل، این فلز و آلیاژهای آن دیگر چندان گران‌قیمت تلقی نمی‌شود [۹-۱۱]. در مقابل این ویژگی‌های مناسب، تیتانیوم و آلیاژهای آن مقاومت به سایش ضعیف از خود نشان داده‌اند که این امر موجب از بین رفتن تلورانس ابعادی قطعات شده و در نتیجه عمر مفید قطعه کاهش می‌یابد [۱۲-۱۳].

مقاومت سایشی کم آلیاژهای تیتانیوم به‌ویژه تحت بارهای زیاد، مشکل اساسی برای کاربری این آلیاژها ایجاد کرده است. ضمن این‌که پوشش‌های عمده اعمال شده برای اصلاح مقاومت سایشی آلیاژهای تیتانیوم و نیز روش‌های کنونی پوشش‌دهی آن‌ها عمدتاً گران بوده و هزینه‌های گزافی را تحمیل می‌نماید [۱۴-۱۶]. تاکنون روش‌های مختلفی نظیر رسوب فیزیکی و شیمیایی فاز بخار، نیتريداسیون، کاشت یونی، نفوذی و ... جهت بهبود خواص سطحی تیتانیوم و آلیاژهای آن با موفقیت به‌کار

گرفته شده‌اند. ولی این روش‌ها عمدتاً گران بوده و یا نیاز به زمان طولانی جهت انجام فرآیند دارند [۱۷-۱۹]. ضمن این‌که گاهی لایه‌های ایجاد شده در این روش‌ها ضخامت کمی دارند، لذا جهت غلبه بر مشکل هزینه و همچنین ایجاد لایه‌های سطحی با ضخامت مناسب، به‌تازگی روش‌هایی نظیر پرتوی لیزر و پرتوی الکترونی به‌منظور آلیاژسازی سطحی و یا کامپوزیت‌سازی سطحی تیتانیوم و آلیاژهای آن توسعه یافته‌اند [۲۰-۲۲]. هر دو روش مذکور بسیار گران بوده و دسترسی گسترده‌ای به آن‌ها به‌ویژه در داخل کشور امکان‌پذیر نیست [۲۲-۲۴]. روش جوشکاری TIG در مقایسه با روش‌های پرتوی لیزر و پرتوی الکترونی بسیار ارزان‌تر بوده و محدودیت‌های خاص آن‌ها نظیر عمق نفوذ پایین را ندارد، همچنین این روش به‌راحتی در کارگاه‌های جوشکاری در دسترس بوده و قابلیت به‌کارگیری اقتصادی بر روی طیف وسیعی از قطعات مهندسی را دارا است [۲۵-۲۷].

مروری بر تحقیقات انجام شده

Euh و همکارانش [۲۸] مخلوط پودرهای MoB و TiB₂ را همراه با CaF₂ روی آلیاژ Ti₆Al₄V چسبانده و سپس با استفاده از پرتوهای پرتوی الکترونی لایه‌های کامپوزیتی مشابه روش لیزر ایجاد نمودند که نتایج حاصل نشانگر افزایش سختی سطح به HV ۶۵۰ است. Yun و همکارانش [۲۹] نیز از پودر سرامیکی B₄C، TiC، TiB₂ و گرافیت همراه با فلاکس مناسب جهت بهبود خواص سطحی آلیاژ Ti-6Al-4V استفاده نمودند. نتایج به دست آمده نشان‌دهنده افزایش سختی و بهبود سختی دمای بالا بود. همچنین Yun از مخلوط TiC و TiN نیز استفاده نموده و سختی سطح آلیاژ Ti-6Al-4V را به HV ۱۰۰۰ افزایش داد [۳۰].

در تحقیق انجام شده توسط Dong و همکارانش [۳۱] و همچنین Cheol [۳۲]، ذرات پودر TiB₂ بر روی سطح آلیاژ Ti-6Al-4V چسبانده و بعد از ذوب سطحی

مشاهده شد که علاوه بر بهبود خواص سایشی، خواص دمای بالا نیز بهبود یافته است.

در تحقیق دیگر Labudovic و همکارانش [۳۳]، با تزریق درصدهای مختلف گاز نیتروژن (۲۰٪ و ۱۰۰٪ N₂) به داخل حوضچه مذاب TIG موفق به ایجاد لایه سخت حاوی فازهای TiN و Ti₂N بر روی آلیاژ Ti-6Al-4V شدند. سختی لایه به دست آمده در مقایسه با فلز پایه، از HV0.5 ۲۵۰ به HV0.5 ۹۰۰ رسید و مقاومت به سایش نیز به مقدار زیادی بهبود یافت. همچنین در اثر تشکیل فازهای سخت، مکانیزم سایش نیز تغییر نمود و با مقایسه لایه ایجاد شده توسط TIG و لیزر مشاهده شد که در روش TIG مقدار سختی تا عمق بیشتری از سطح حفظ می‌شود و توزیع یکنواخت‌تری از سختی به دست می‌آید.

در مطالعات انجام گرفته توسط Mridha و همکارانش [۳۴]، پوشش‌های بین فلزی تیتانیوم آلومیناید بر روی فلز تیتانیوم با انجام ذوب سطحی با استفاده از فرآیند TIG ایجاد شد. مقدار سختی لایه‌های سطحی تا حدود ۵۰۰ ویکرز گزارش گردید. همچنین با تنظیم متغیرهای فرآیند توانستند، لایه‌ای عاری از حفره و ترک ایجاد کنند. این پوشش علاوه بر سختی مناسب، مقاومت به اکسایش بالایی را نیز از خود نشان داد.

در تحقیقی که توسط Lee و همکارانش [۲۹] انجام شد، مخلوط ذرات B₄C همراه با فلاکس مناسب بر روی آلیاژ Ti-6Al-4V با استفاده از پرس چسبانده و سپس توسط پرتو الکترونی ذوب شد. سختی حاصل در این حالت تا HV0.5 ۶۳۴ رسید؛ در حالی که سختی زیرلایه در حدود HV0.5 ۳۳۵ بود. همچنین سختی دمای بالای لایه نیز اندازه‌گیری شد و مشاهده گردید که سختی لایه ایجاد شده تا ۴۵۰°C در حد قابل قبولی باقی ماند (HV ۵۳۰). با وجود بررسی منابع مختلف، تحقیقی مبنی بر استفاده از B₄C، پودر بور یا بورایدهای تیتانیوم جهت آلیاژسازی توسط TIG مشاهده نگردید.

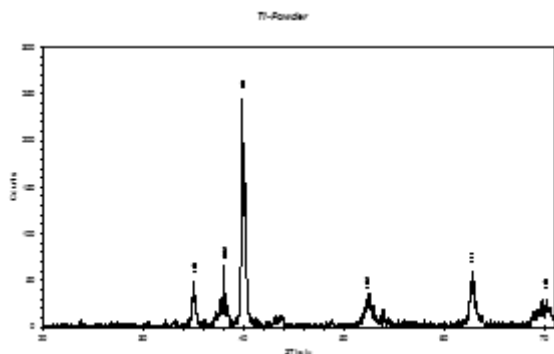
با مقایسه نتایج حاصل از تحقیقات مختلف جهت آلیاژسازی توسط روش‌های ذوبی، مشاهده شده که توزیع یکنواخت‌تری از سختی در عمق لایه‌های سطحی توسط روش TIG حاصل شده است [۳۵ و ۳۶]. از طرفی روش TIG هزینه کمتری را نسبت به لیزر و پرتو الکترونی در بردارد و با توجه به در دسترس بودن آن در اغلب کارگاه‌های جوشکاری، استفاده از آن جهت ایجاد لایه‌های سطحی مدنظر ویژه قرار گرفته است.

چنانچه ملاحظه می‌شود، در صورت استفاده از آلیاژسازی با ذرات B₄C سختی سطح و عمق سختی مناسبی قابل دسترسی است. با توجه به تحقیقات انجام شده، می‌توان نتیجه‌گیری کرد که افزایش سختی سطح آلیاژ Ti-6Al-4V ناشی از آلیاژسازی توسط ذرات سرامیکی B₄C بیشتر از آلیاژسازی توسط ذرات TiC، TiB₂، کربن و مخلوط TiC و TiB₂ است [۲۸، ۲۹، ۳۷ و ۳۸].

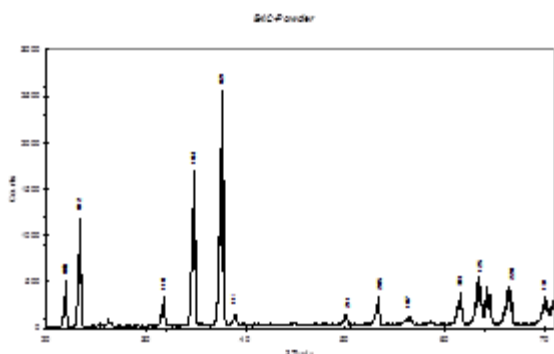
در تحقیق حاضر فرض بر این است که با استفاده از روش جوشکاری تنگستنی و وارد نمودن ذرات سرامیکی B₄C به داخل حوضچه ذوب ناشی از آن، خواص سطحی آلیاژ Ti-6Al-4V، که پرمصرف‌ترین آلیاژ تیتانیوم در حوزه هوافضا است، بهبود یابد. اساس متالورژیکی روش به کار رفته بر این مینا است که در حین ذوب سطحی آلیاژ Ti-6Al-4V، ذرات سخت B₄C وارد حوضچه ذوب شده و لایه‌های کامپوزیتی سطحی به صورت درجا به وجود می‌آید. با توجه به افزایش سختی لایه‌های به دست آمده توسط آلیاژسازی سطحی آلیاژ Ti-6Al-4V با استفاده از ذرات سرامیکی B₄C، انتظار می‌رود که سختی بهبود یابد [۳۹-۴۲].

روش تحقیق

ورق آلیاژ Ti-6Al-4V به ضخامت شش میلی‌متر، جهت زیرلایه در آزمایش‌ها مورد استفاده قرار گرفت. ترکیب شیمیایی آلیاژ تعیین شده با EDS از نوع thin window در جدول ۱ و آنالیز کوآنتومتری آن در جدول ۲ ارائه شده



شکل ۱ الف. الگوی پراش پرتوی X پودر تیتانیوم استفاده شده.



شکل ۱ ب. الگوی پراش پرتوی X پودر کاربید بور استفاده شده.

جهت انجام خودکار عملیات ذوب سطحی، از یک میز X-Y با قابلیت تنظیم حرکت در سرعت‌های مختلف استفاده و به منظور تأمین انرژی مورد نیاز فرآیند ذوب سطحی، از یک دستگاه جوشکاری تنگستنی مدل گام الکتریک استفاده شد. گاز مورد استفاده جهت محافظت مشعل جوشکاری، گاز آرگون با خلوص ۹۹/۹۹٪ انتخاب شد. اندازه قطر الکترود تنگستنی مورد استفاده mm ۲/۴ و شکل نوک الکترود مخروطی با نسبت مقاطع ۳ به ۱ بود. عملیات ذوب سطحی در شرایط مختلف مطابق متغیرهای مندرج در جدول ۳ انجام شد. میزان جریان گاز خروجی از مشعل ۹ - ۸ لیتر بر دقیقه و گازهای ورودی به محفظه ۸ لیتر بر دقیقه و نوع جریان DCEN بود.

ابتدا توسط روش جوشکاری TIG، ذوب سطحی زیرلایه در یک محفظه تحت جریان گاز خنثی صورت پذیرفت، تا اثر متغیرهای روش جوشکاری نظیر جریان جوشکاری

است. از ورق مذکور قطعاتی با ابعاد $60 \times 100 \text{ mm}$ بریده و جهت حذف آلودگی‌های سطحی درون محلول استن و الکل قرار داده و با دستگاه آلتراسونیک به مدت ۱۵ دقیقه مورد تمیزکاری واقع گردید.

پودر B_4C با خلوص ۹۸٪ و اندازه ذرات متوسط $40 \mu\text{m}$ و پودر تیتانیوم با خلوص ۹۹٪ و اندازه ذرات متوسط $150 \mu\text{m}$ در نسبت‌های ۳۰ به ۷۰ و ۴۰ به ۶۰ و ۵۰ به ۵۰ درصد وزنی در یک آسیاب مخلوط شدند. علت افزودن پودر تیتانیوم به دلیل این است که پودر B_4C رسانا نبوده، لذا از افزودن پودر تیتانیوم به منظور ایجاد رسانایی و برقراری قوس استفاده می‌شود. مخلوط ایجاد شده با چسب سیلیکات سدیم ۳/۵ درصد به صورت همگن مخلوط و به حالت خمیری بر روی نمونه‌ها به طور یکنواخت مالیده شده و سطح آن به کمک یک تیغه، مسطح و تراز گردید. نمونه‌های آماده شده در درون خشک‌کن مناسب به مدت ۶۰ دقیقه در دمای 200°C خشک شدند. ضخامت لایه چسبانده شده بعد از خشک شدن با استفاده از سنبله به حدود $1 - 0.8 \text{ mm}$ رسانده شد.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ Ti-6Al-4V تعیین شده به روش

EDS

عنصر	V	Al	Ti
درصد وزنی	۴/۶	۵/۸	۸۹/۶

جدول ۲. ترکیب شیمیایی آلیاژ Ti-6Al-4V تعیین شده به روش

آزمون کوآنتومتری.

عنصر	Al	V	Fe	O	N	C	Ti
درصد اتمی	۵/۸	۴/۵	۰/۱۰	۰/۰۶	۰/۰۲	۰/۰۱	۸۹/۵

در شکل ۱ الف و ب، به ترتیب نمودار پراش پرتوی X پودرهای B_4C و Ti ارایه شده است. چنانچه ملاحظه می‌شود پودرهای مورد استفاده خالص بوده و هیچ‌گونه انعکاس مربوط به اکسید تیتانیوم مشاهده نمی‌گردد.

نتایج و تحلیل

بهینه‌سازی متغیرهای فرآیند

در جدول ۳، متغیرهای به‌کار رفته جهت ایجاد لایه کامپوزیتی درج شده است.

جدول ۳. متغیرهای مورد استفاده در فرآیند ذوب سطحی به روش جوشکاری تنگستنی.

شماره نمونه متغیر	S ₁	S ₂	S ₃	S ₄	S ₅	S ₆	S ₇
آمپراژ	متغیر	۱۰۰	۹۰	۷۵	۵۰	۷۵	۵۰
ولتاژ	۱۵	۱۵	۱۵	۱۵	۱۵	۱۵	۱۵
میزان B ₄ C در لایه پیش‌نشانه	۵۰٪	۴۰٪	۴۰٪	۴۰٪	۴۰٪	۳۰٪	۳۰٪
طول قوس (mm)	۲	۲	۲	۲	۲	۲	۲
زاویه الکتروود	۴۵	۴۵	۴۵	۴۵	۴۵	۴۵	۴۵
سرعت حرکت در مقابل مشعل (mm/min)	۲۰۰	۲۰۰	۲۰۰	۲۰۰	۲۰۰	۲۰۰	۲۰۰

به دلیل نارسانا بودن ذرات سرامیکی B₄C، این ذرات با پودر تیتانیوم مخلوط شده و سپس روی سطح چسبانده شدند. نمونه S₁ حاوی ۵۰٪ ذرات B₄C بود که تحت شدت جریان‌های مختلف مورد ذوب سطحی واقع گردید. مشاهده شد که برقراری قوس پایدار امکان‌پذیر نبوده و قوس ایجاد شده، مرتباً قطع و وصل می‌گردد. دلیل این امر را می‌توان به بالا بودن نسبت B₄C مربوط دانست، لذا میزان ترکیب B₄C در لایه پیش‌نشانه به ۴۰٪ کاهش یافت. مشاهده گردید که قوس ایجاد شده از پایداری مطلوب برخوردار بوده و عمل ذوب سطحی با موفقیت انجام می‌گیرد. بنابراین ترکیب لایه پیش‌نشانه در Ti-40% B₄C تثبیت شد و عمل ذوب سطحی تحت شدت جریان‌های ۱۰۰ و ۹۰ آمپر به ترتیب برای نمونه‌های S₂ و S₃ انجام و سپس لایه‌های ایجاد شده مورد بررسی

بر ایجاد لایه ذوب سطحی و هندسه آن مشخص شود. سپس با بررسی مقاطع ذوب شده، حدود متغیرهای مناسب جهت ذوب سطحی نمونه‌ها، به‌کار گرفته و مقاطع لایه‌ها مورد بررسی قرار گرفت.

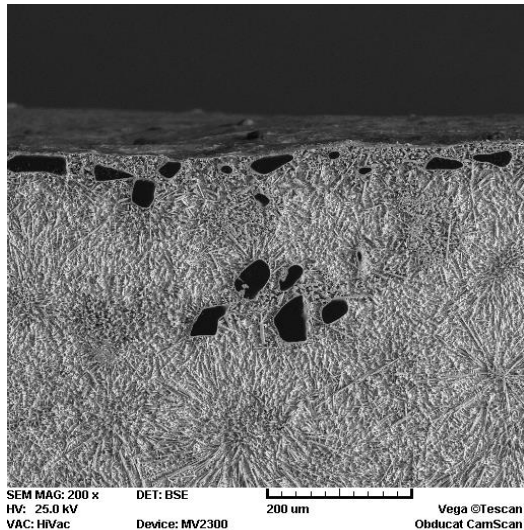
به‌منظور شناسایی ساختمان‌های بلوری حاضر در آلیاژ و لایه‌های ایجاد شده از یک دستگاه پراش سنج پرتوی X از نوع Philips X' pert Pro که مجهز به واحد تولید کننده پرتوی Cu-K_α با ولتاژ شتاب‌دهنده حداکثر ۴۰kV و جریان ۱۶mA استفاده گردید. دستگاه فوق مجهز به تک‌فام کننده بلوری بود. جهت نمایان ساختن فازهای ایجاد شده در عمق لایه‌ها، سطوح نمونه‌ها توسط کاغذ سنباده نرم شماره ۲۵۰۰ در دو مرحله به‌میزان ۰/۲ تا ۰/۳ میلیمتر زدوده شد و در هر مرحله آزمایش، پراش‌سنجی به‌عمل آمد.

اطلاعات پراش‌سنجی با میزان گام ۰/۰۱ درجه در بین زوایای ۲۰ تا ۸۰ درجه حاصل گردید. مقاطع عرضی لایه‌های ایجاد شده جهت بررسی ریزساختاری قالب‌گیری و سپس با کاغذهای سنباده به‌ترتیب با دانه‌بندی درشت تا ریز، مسطح گردید و با محلول کلئیدی آلومینای ۰/۵ میکرون بر روی نمد، براق شدند.

نمونه‌های براق شده به‌کمک محلول کروم حکاکی شدند. هندسه مقاطع لایه‌های سطحی (مانند عمق، پهنا) و ریزساختار آن‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی مدل CAMSCAN MV2300 مورد بررسی واقع شد. تجزیه شیمیایی لایه‌ها و فازهای حاضر، توسط دستگاه سنجش شدت انرژی طیف پرتوی X مرتبط با میکروسکوپ الکترونی روبشی صورت پذیرفت.

به‌منظور اندازه‌گیری میانگین مقادیر سختی لایه‌های کامپوزیتی ایجاد شده، از یک دستگاه سختی‌سنج ویکرز استفاده شد. بار اعمالی آزمایش‌ها ۱۰۰ گرم بود. مقدار سختی از لبه لایه ایجاد شده تا فلز پایه، بر روی یک خط مستقیم در فواصل ۰/۲ mm با توجه به میانگین اقطار اثرات محاسبه و نتایج ثبت گردید.

شده نیز مشابه تصویر فوق بوده، لذا از تکرار تصاویر آن‌ها خودداری شد.

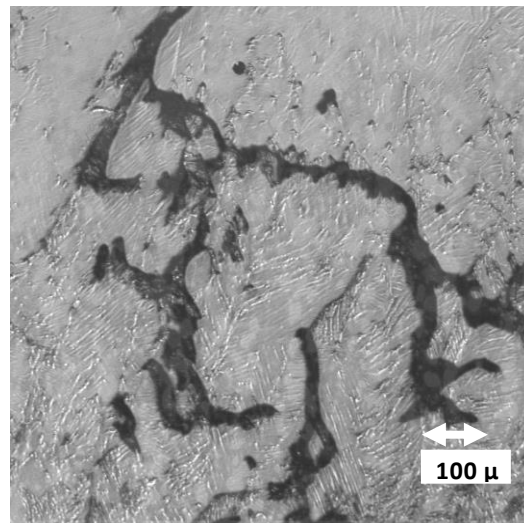


شکل ۳. تصویر میکروسکپ الکترونی از مقطع یک لایه کامپوزیتی Ti-30% B₄C ایجاد شده با شدت جریان کاری ۵۰ آمپر.

بررسی فازی و ریزساختاری لایه کامپوزیت سطحی

ساختمان‌های بلوری زیرلایه، پودر تیتانیوم، پودر B₄C و همچنین ساختمان‌های بلوری لایه کامپوزیت سطحی ایجاد شده Ti-30% B₄C توسط پراش سنخ پرتوی X، به منظور تشخیص فازهای جدید ایجاد شده مورد بررسی و مقایسه قرار گرفت. در شکل ۴، الگوی پراش پرتوی X زیرلایه، ارائه شده است. همان‌طور که در نمودار مشخص شده است، ساختمان بلوری زیرلایه، با توجه به مورفولوژی زمینه، مارتنزیت تیتانیوم (α') است که با تجزیه و تحلیل نمودار، صفحات پراش آن مشخص شده که بیشترین مقدار پراش مربوط به صفحات $\langle 101 \rangle$ است.

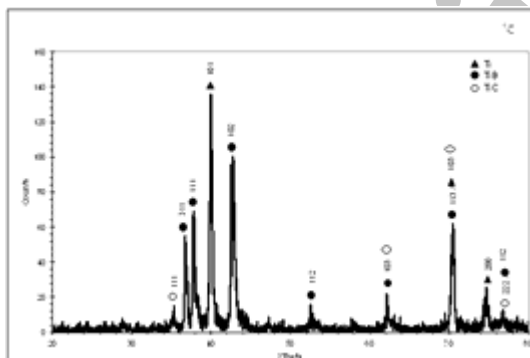
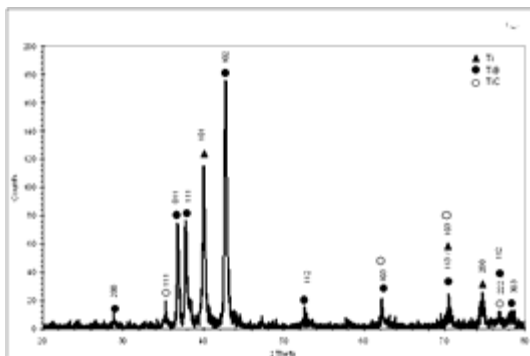
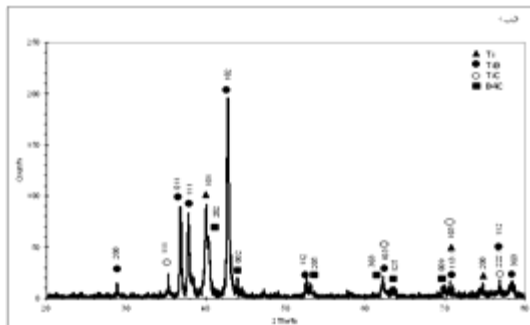
متالوگرافی قرار گرفت. مشاهده گردید که لایه‌های ایجاد شده دارای ترک‌های زیاد و تخلخل هستند (شکل ۲). دلایل این امر را می‌توان به گرمزایی شدید انحلال ذرات B₄C در مذاب تیتانیوم مربوط دانست. گرمای ناشی از انحلال به دلیل بالا بودن چگالی انرژی ورودی در شدت جریان بالا، از حوضچه مذاب حذف نشده و این مساله باعث ایجاد حفره و ترک در لایه می‌شود، لذا شدت جریان مورد استفاده کاهش یافت، تا این‌که در مقادیر شدت جریان ۷۵ و ۵۰ آمپر (به ترتیب نمونه‌های S₄ و S₅) لایه مناسب با تقلیل میزان حفرات و بدون ترک ایجاد گردید. بعد از حصول لایه‌های عاری از ترک با به کارگیری میزان B₄C ۴۰٪ در لایه پیش‌نشست، لایه‌های دیگری نیز با به کارگیری مقدار B₄C ۳۰٪ در ترکیب لایه پیش‌نشست تحت شدت جریان‌های ۷۵ و ۵۰ آمپر (به ترتیب نمونه‌های S₆ و S₇) ایجاد شد. لایه‌های ایجاد شده اخیر نیز عاری از ترک بودند.



شکل ۲. تصویر ترک در لایه‌ی ایجاد شده (نمونه S₂)

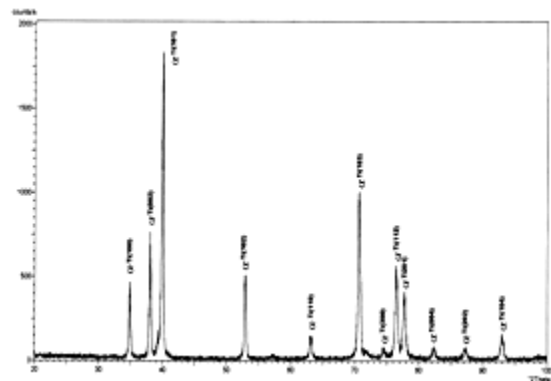
شکل ۳، تصویر میکروسکپ الکترونی با کنتراست الکترون‌های برگشتی از یک لایه کامپوزیتی Ti-30% B₄C با شدت جریان کاری ۵۰ آمپر، ایجاد شده توسط متغیرهای بهینه را نشان می‌دهد. سایر لایه‌های ایجاد

B₄C حل شده و فازهایی نظیر TiB و TiC در زمینه و همچنین در اطراف ذرات B₄C ایجاد شده است، که با نتایج به دست آمده توسط سایر محققین مطابقت دارد.



شکل ۵. الگوهای پراش پرتوی X لایه کامپوزیتی نمونه Ti-30% در عمق‌های مختلف، الف) روی لایه، ب) میان لایه و ج) پایین لایه.

بررسی نتایج حاصل از میکروسکوپی الکترونی روبشی بررسی‌های تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و تجزیه‌ی شیمیایی به کمک اندازه‌گیری شدت انرژی طیف پرتوی X مقاطع لایه‌های کامپوزیتی ایجاد شده، نشان می‌دهد که ذرات B₄C به‌طور کامل و یا به‌طور جزئی در مذاب حل می‌شوند. شکل ۶، تصویر الکترون‌های برگشتی



شکل ۴. الگوی پراش پرتوی X زیرلایه.

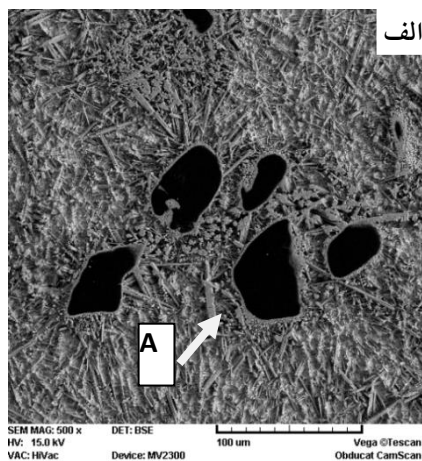
در شکل ۵، الگوی پراش پرتوی X لایه کامپوزیتی نمونه Ti-30% B₄C نشان داده شده است. با انطباق روند زوایای پراش حاصل با فهرست الگوهای پراش پرتوی X (ICDD)، ساختمان‌های بلوری بر پایه TiB، TiC و Ti-α' ردیابی شدند. طبق نتایج پراش‌سنجی نمونه ذوب سطحی، به نظر می‌رسد فاز α'-Ti، فاز زمینه لایه باشد. همچنین انعکاس‌های محدودی در خصوص ساختمان بلوری B₄C دیده شد که ناشی از عدم انحلال کامل آن‌ها در زمینه و نیز تجزیه این فاز در دمای بالای قوس الکتریکی است، چرا که این فاز در دماهای بالای ۵۰۰ درجه سانتیگراد پایدار نبوده و تجزیه می‌شود. با توجه به شدت پراش انعکاس‌ها در نمودارها، نتیجه‌گیری می‌شود که از سطح لایه به عمق آن، مقدار فازهای ایجاد شده در لایه کامپوزیتی کاهش می‌یابد. مقدار دقیق این کاهش را با توجه به نمودار نمی‌توان بیان کرد، اما از نظر کیفی این کاهش کاملاً مشخص است. با توجه به سرعت انجماد بالا و اثر نیروهای مختلف مکانیکی و الکترومغناطیسی حاکم بر حوضچه مذاب و همچنین چگالی کم ذرات B₄C در مقایسه با مذاب تیتانیوم، می‌توان پیش‌بینی کرد که مقدار ذرات در انتهای حوضچه مذاب نسبت به سطح آن کمتر باشد. با توجه به این‌که مقدار ذرات B₄C در عمق لایه، نسبت به سطح کمتر می‌شود، براساس نتایج حاصل از آزمایش پراش پرتوی X، می‌توان اظهار نظر نمود که پس از ورود ذرات B₄C به درون مذاب تیتانیوم، واکنش‌هایی بین ذره و مذاب اتفاق افتاده است که در نتیجه‌ی آن ذرات

تعداد ذرات رسیده به انتهای حوضچه، در مقایسه با ابتدای آن کمتر باشد و به این دلیل غلظت عناصری نظیر بور و کربن در انتهای حوضچه کاهش می‌یابد.

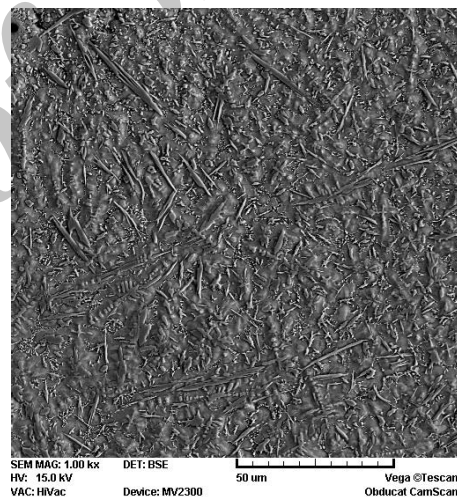
جدول ۴. تجزیه شیمیایی نواحی مختلف مقطع لایه کامپوزیتی در قسمت‌های بالا، وسط و پایین.

عنصر	پایین لایه		وسط لایه		بالای لایه	
	اتمی %	وزنی %	اتمی %	وزنی %	اتمی %	وزنی %
B	۲۹/۲	۹/۲	۳۳/۷	۱۱/۳	۳۵/۹	۱۲/۲
C	۵/۷	۲	۷/۱	۲/۶	۶/۳	۲/۴
Al	۳/۶	۲/۹	۳/۳	۲/۷	۲/۵	۲/۱
Ti	۶۰/۱	۸۳/۸	۵۳/۱	۷۸/۹	۵۳	۷۹/۶
V	۱/۴	۲/۱	۲/۸	۴/۵	2.3	۳/۷

در شکل ۷، تصویر الکترون‌های برگشتی از زمینه، بین ذرات کاربید بور نشان داده شده و در جدول ۵، تجزیه شیمیایی نقطه‌ای مربوط به این منطقه آورده شده است.



تهیه شده از انحلال کامل ذرات B_4C در یک زمینه تیتانیومی و شکل ۷، تصویر الکترون‌های برگشتی تهیه شده از انحلال جزئی ذرات B_4C در یک زمینه تیتانیومی را نشان می‌دهد. عمدتاً در سطح لایه کامپوزیتی ایجاد شده، ذرات B_4C به‌طور جزئی حل می‌شوند که این موضوع می‌تواند به دلیل سبک‌تر بودن ذرات B_4C نسبت به تیتانیوم و سریع بالا آمدن آن‌ها و بالا بودن و کم بودن زمان لازم جهت انحلال کامل ذرات باشد. با کاهش حرارت ورودی و افزایش درصد ذرات B_4C در لایه پیش‌نشاند، تعداد ذرات B_4C باقی‌مانده در حوضچه مذاب افزایش می‌یابد.

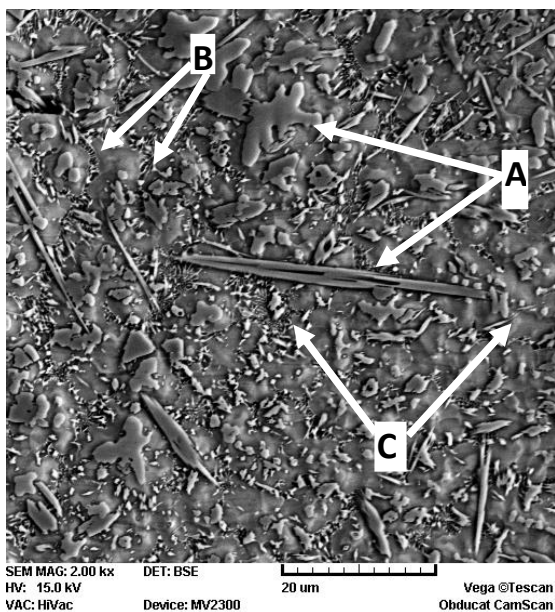


شکل ۶. تصویر الکترون‌های برگشتی زمینه لایه کامپوزیتی سطحی در مناطقی که ذرات کاربید بور کاملاً حل شده‌اند.

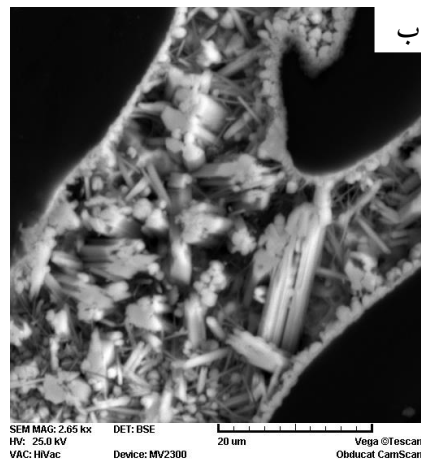
در جدول ۴، تجزیه شیمیایی مناطق مختلف مقطع لایه کامپوزیتی در قسمت‌های بالا، وسط و پایین (نزدیک آلیاژ پایه) ارائه گشته است. طبق نتایج، درصد وزنی عناصر بور و کربن به‌ترتیب از بالای لایه تا پایین آن از ۱۲/۲ به ۹/۲ و از ۲/۶ به ۲/۰ درصد وزنی رسیده است. کاهش درصد کربن و بور از بالا به پایین لایه کامپوزیتی می‌تواند به دلیل کم بودن ذرات B_4C در قسمت انتهای حوضچه مذاب باشد. زیرا ذرات B_4C چگالی پایین‌تری نسبت به تیتانیوم داشته و در حین ذوب تمایل بیشتری به شناور شدن در حوضچه مذاب دارند. بنابراین به‌نظر می‌رسد،

نمودارهای فازي Ti-B و Ti-C فراتر است. ترکیب شیمیایی یوتکتیک Ti-B مطابق با حضور ۲/۷ درصد وزنی بور و در خصوص Ti-C مطابق با حضور ۱/۲ درصد وزنی کربن است. بنابراین انتظار می‌رود، در لایه‌های ایجاد شده، فازهای TiB اولیه (و یا TiB درشت) و TiB یوتکتیکی (و یا TiB ریز) و همچنین TiC اولیه و TiC یوتکتیکی حضور داشته باشند. در شکل ۸، تصویر شکل ۷ با بزرگ‌نمایی بالاتر نشان داده شده است که در این شکل نیز به‌وضوح مورفولوژی متفاوت فازهای موجود که توزیع بسیار مناسبی در زمینه تیتانیومی دارند، مشاهده می‌شود.

جهت بررسی ترکیب شیمیایی فازها، تجزیه شیمیایی نقطه‌ای هر فاز صورت پذیرفت. در جدول ۶، تجزیه شیمیایی تیغه‌های درشت (A)، رسوبات کروی شکل (B) و فازهای یوتکتیک مانند (C) ارایه شده است.



شکل ۸. تصویر شکل ۷ با بزرگ‌نمایی بالاتر که نشان‌دهنده فازهای متفاوت با زمینه تیتانیومی است.



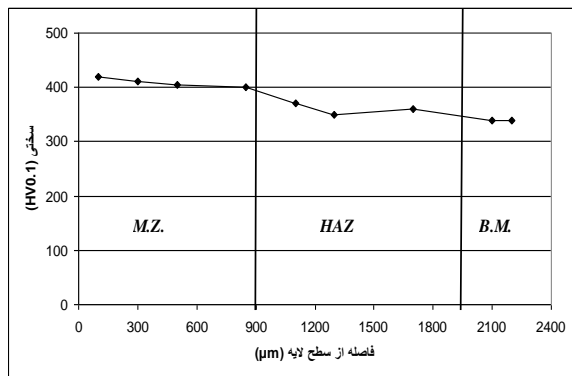
شکل ۷ الف و ب. تصاویر الکترونیکی برگشتی از مقطع لایه کامپوزیتی سطحی ایجاد شده در بزرگ‌نمایی‌های مختلف.

مطابق با جدول ۵، مقدار بور و کربن به ترتیب برابر ۱۷/۲ و ۷/۴ درصد وزنی است. با توجه به نمودار تعادلی Ti-B و Ti-C و مطالب ذکر شده، به نظر می‌رسد فازهای موجود در شکل ۷، TiB، TiC و α -Ti باشند، که این نتیجه منطبق بر نتایج آزمایش پراش سنجی پرتوی X از پوشش کامپوزیتی در قسمت قبل است. در جدول ۵، تجزیه شیمیایی یکی از تیغه‌های مشاهده شده در شکل ۸ که با حرف A مشخص گردیده، ارایه شده است. با توجه به نتایج تجزیه شیمیایی مشاهده می‌شود که این تیغه مطابقت با فاز پر مبنای TiB دارد.

جدول ۵. تجزیه شیمیایی نقطه‌ای تیغه‌ی مشخص شده با A در شکل ۷ الف.

پایین لایه		عنصر
وزنی %	اتمی %	
۱۷/۲	۴۳/۷	B
۷/۴	۱۶	C
۱/۳	۱/۲	Al
۷۳	۳۹/۵	Ti
۱/۱	۰/۶	V

چنانچه در جدول ۵، نشان داده شده است، درصد متوسط کربن و بور موجود در لایه، از ترکیب نقطه یوتکتیک



شکل ۹. نمودار سختی ویکرز نمونه ذوب سطحی شده.

شکل ۹، نشان می‌دهد که سختی از لبه نمونه تا مرز منطقه متأثر از حرارت از ۴۲۰ تا ۴۰۰ ویکرز تغییر نموده است. چنانچه ملاحظه می‌گردد، حداکثر مقدار سختی در نمونه ذوب سطحی حدود ۶۰ تا ۸۰ ویکرز نسبت به آلیاژ پایه افزایش یافته و تقریباً حدود ۱/۲ برابر شده است. همچنین به دلیل حرارت ورودی و تغییر ساختار در منطقه متأثر از حرارت، سختی این قسمت در مقایسه با آلیاژ پایه، افزایش یافته است.

در شکل ۱۰ الف و ب، نمودار سختی ویکرز مربوط به لایه‌های کامپوزیتی سطحی S₄ و S₅ که حاوی ۴۰٪ پودر کاربید بور در لایه پیش‌نشست بوده و به ترتیب تحت شدت جریان‌های ۷۵ و ۵۰ آمپر ذوب سطحی شده‌اند، نشان داده شده است. چنانچه ملاحظه می‌شود، مقدار سختی در نمونه S₄ به حدود ۱۰۲۰ و در نمونه S₅ به حدود ۱۰۱۰ ویکرز رسیده است.

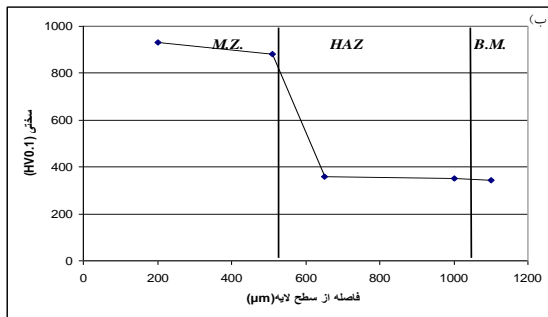
جدول ۶. تجزیه‌ی شیمیایی فازهای نشان داده شده با نقاط A، B و C در شکل ۷.

عنصر	C		B		A	
	وزنی %	اتمی %	وزنی %	اتمی %	وزنی %	اتمی %
B	۱۳/۱	۳۷	۸/۹	۲۴	۱۷/۵	۴۳/۳
C	۳/۶	۹/۱	۱۱/۳	۲۷/۳	۶/۴	۱۴/۲
Al	۲/۳	۲/۶	۰/۴	۰/۴	۰	۰
Ti	۷۸/۳	۴۹/۷	۷۸	۴۷/۵	۷۶/۱	۴۲/۵
V	۲/۷	۱/۶	۱/۴	۰/۸	۰	۰

با بررسی ترکیب شیمیایی فازها و نتایج حاصل از پراش‌سنجی پرتوی X و همچنین مقایسه مورفولوژی فازهای موجود در تصاویر، با نتایج سایر محققان در منابع مورد مطالعه، به نظر می‌رسد که فازهای تیغه‌ای پهن با مقطع شش‌گوشه (A)، فاز TiB اولیه، فازهای کروی مانند (B)، فاز TiC و فازهای یوتکتیک شکل (C)، فاز TiB یوتکتیکی باشند. فازهای TiB اولیه و TiC به دلیل تشکیل در دمای بالاتر، رشد کرده و درشت‌تر می‌شوند. در حالی که فاز TiB یوتکتیکی به دلیل تشکیل در دمای کمتر فرصت رشد نمی‌یابد و با مورفولوژی یوتکتیک مانند در تصاویر مشاهده می‌شود.

نتایج حاصل از آزمایش سختی‌سنجی ویکرز

پس از بررسی ریزساختاری لایه‌های ایجاد شده، آزمایش سختی‌سنجی مقاطع بر روی یک خط مستقیم از لبه لایه تا آلیاژ پایه در نقاط مختلف انجام شد و مقدار سختی برحسب فاصله از لبه لایه تعیین گردید. در شکل ۹، نمودار سختی ویکرز نمونه ذوب سطحی شده، ارائه شده است. لازم به ذکر است که مقدار متوسط سختی فلز پایه برابر HV0.1 ۳۴۰ بود.



شکل ۱۱. نمودار سختی ویکرز لایه کامپوزیتی سطحی حاوی ۳۰٪ کاربید بور الف) جریان ۷۵ آمپر و ب) جریان ۵۰ آمپر.

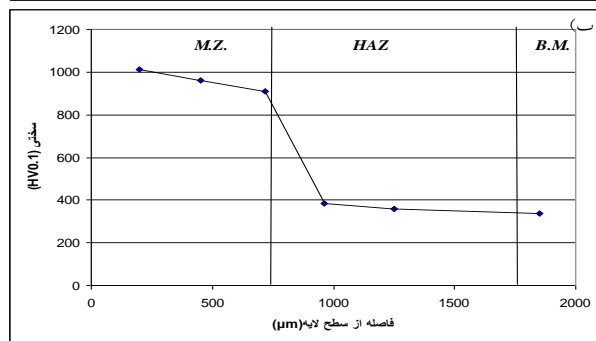
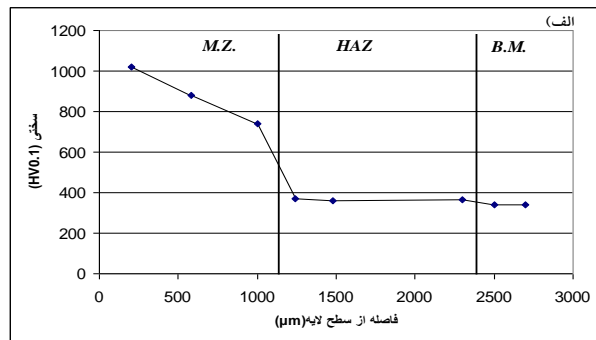
براساس نتایج بدست آمده و شکل‌های فوق، ملاحظه می‌شود که مقدار سختی لایه‌های کامپوزیتی سطحی در حدود ۲/۷ الی ۳ برابر آلیاژ پایه است. بیشترین سختی بدست آمده مربوط به لایه کامپوزیتی سطحی S₄ است که درصد کاربید بور بیشتری در لایه پیش‌نشست دارد. در مقایسه با نمونه S₅، سختی لایه S₄ به مقدار کمی از آن بیشتر است. چنین رفتاری تقریباً در لایه‌های کامپوزیتی سطحی S₆ و S₇ نیز مشاهده می‌گردد.

با توجه به مطالب ذکر شده به نظر می‌رسد، با ورود ذرات کاربید بور به حوضچه ذوب و انحلال آن‌ها در مذاب تیتانیوم، فازهای سخت سرامیکی TiC و TiB تشکیل و این فازها با توزیع مناسب در زمینه، موجب افزایش سختی آن شده‌اند.

نتیجه‌گیری

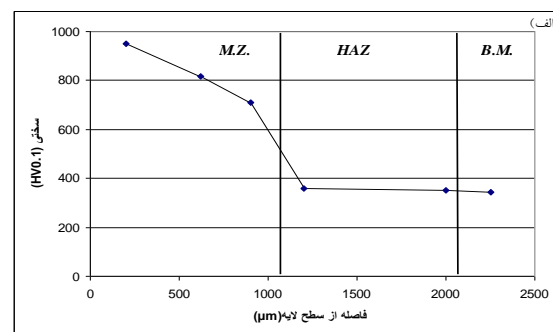
۱- ذرات کاربید بور وارد شده به حوضچه مذاب تقریباً به‌طور کامل حل شده و با ورود بور و کربن به مذاب تیتانیوم و واکنش با آن، فازهای بر مبنای TiC و TiB در زمینه تیتانیومی تشکیل شدند. مورفولوژی فاز بر مبنای TiB به دو صورت تیغه‌ای و یوتکتیک‌شکل و فاز بر مبنای TiC کروی‌مانند است.

۲- مقادیر فازهای ایجاد شده از سطح لایه‌ها تا عمق آن‌ها کاهش می‌یابد که این مورد به چگالی کمتر کاربید بور



شکل ۱۰. نمودار سختی ویکرز لایه کامپوزیتی سطحی الف) S₄ و ب) S₅

در شکل ۱۱ الف و ب، نمودار سختی ویکرز مربوط به لایه‌های کامپوزیتی سطحی S₆ و S₇ که حاوی ۳۰٪ کاربید بور در لایه پیش‌نشست بوده و به ترتیب تحت جریان‌های ۷۵ و ۵۰ آمپر ذوب سطحی شده‌اند، نشان داده شده است. مقدار سختی در لایه‌های کامپوزیتی سطحی S₆ و S₇ به ترتیب به حدود ۹۵۰ و ۹۳۰ ویکرز رسیده است. با مقایسه سختی این نمونه‌ها با سختی آلیاژ پایه، مشاهده می‌شود که مقدار سختی در حدود ۲/۷ برابر افزایش یافته است.



10. E. Yun, K. Lee and S. Lee, *Improvement of high-temperature hardness of (TiC,TiB)/Ti-6Al-4V surface composites fabricated by high-energy electron-beam irradiation*, Surface and Coatings Technology, 184(2004) 74-83.

11. E. Yun, K. Lee and S. Lee, *Correlation of microstructure with high-temperature hardness of (TiC,TiN)/Ti-6Al-4V surface composites fabricated by high-energy electron beam irradiation*, Surface & Coatings Technology, 191(2005) 83-89.

12. J. Cheol and E. Yun, *Improvement of hardness and wear resistance in SiC/Ti-6Al-4V surface composites fabricated by high-energy electron beam irradiation*, Materials Science & Engineering, 351(2003) 98-108.

13. J. Oh and S. Lee, *Correlation of microstructure with hardness and fracture properties of (TiC,SiC)/Ti-6Al-4V surface composites fabricated by high-energy electron beam irradiation*, Surface & Coatings Technology, 179(2004) 340-348.

14. S. Mridha, H. Ong, L. Poh and P. Cheang, *Intermetallic coatings produced by TIG surface melting*, Materials Processing Technology, 113(2001) 516-520.

15. M. Eroglu and N. Zdemir, *Tungsten-inert gas surface alloying of low carbon Steel*, Surface & Coatings Technology, 154(2002) 209-217.

16. B. Kooi, Y. Pei and M. Hosson, *The evolution of microstructure in laser clad TiB-Ti composite coating*, Acta Materialia, 51(2003) 831-845.

17. B. Courant and J. Hantzper, *Structure and hardness of titanium surfaces carburized by pulsed laser melting with graphite addition*, Journal of Materials Processing Technology, 160(2005) 374-381.

18. D. Fleming and L. O'Neill, *Wear resistance enhancement of the titanium alloy Ti-6Al-4V via a novel co-incident microblasting process*, Surface and Coatings Technology, 205(2011) 4941-4947.

19. A. Yetima, A. Celikb and A. Alsaranb, *Improving tribological properties of Ti6Al4V alloy with duplex surface*

نسبت به مذاب تیتانیوم و تمایل به به‌روی سطح آمدن ذرات آن و در نتیجه کمتر شدن مقدار ترکیبات ایجاد شده در عمق لایه، نسبت داده می‌شود.

۳- مقدار سختی لایه‌های کامپوزیتی سطحی ایجاد شده تا حدود ۳ برابر آلیاژ پایه و به‌میزان ۱۰۲۰ ویکرز رسید.

مراجع

1. H. Lijian and Z. Xiaonong, *Surface modification of pure titanium treated with B₄C at high temperature*, Surface & Coatings Technology, 200(2006) 3016-3020.

2. G. Lutjering, *Titanium*, Springer, New York, (2003).

3. S. Zhang, W. Wu, M. Wang and H. Man, *In-Situ synthesized and wear performance of TiC particle reinforced composite coating on alloy Ti-6Al-4V*, Surface & Coatings Technology, 138(2001) 95-100.

4. P. Kaestner, J. Olfe and Rie K., *Plasma-assisted boriding of pure titanium and Ti-6Al-4V*, Surface and Coatings Technology, 142(2001) 248-252.

5. T. Eckardt, K. Bewilogua, G. van der Kolk, T. Hurkmans, T. Trinh and Fleischer W., *Improving tribological properties of sputtered boron carbide coatings by process modifications*, Surface and Coatings Technology, 126(2000) 69-75.

6. H. Man, S. Zhang, F. Cheng and T. Yue, *Microstructure and Formation Mechanism of In-Situ Synthesized TiC/Ti Surface MMC on Ti-6Al-4V by Laser Cladding*, Scripta Materialia, 44(2001) 2801-2807.

7. Q. Yunlian, D. Ju, H. Quan and Z. Liying, *Electron beam welding, laser beam welding, and gas tungsten arc welding of titanium sheet*, Materials Science & Engineering, 280(2000) 177-181.

8. G. Thawari, G. Sundararajan and S. Joshi, *Laser surface alloying of medium carbon steel*, Thin Solid Films, 423(2003) 41-53.

9. K. Euh, J. Lee and S. Lee, *Microstructural modification and hardness improvement in boride/Ti-6Al-4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron beam irradiation*, Scripta Mater., 45(2001) 1-6.

fabricated by high-energy electron-beam irradiation, Surface and Coatings Technology, 184(2004) 74–83.

30. E. Yun, K. Lee, S. Lee, *Correlation of microstructure with high-temperature hardness of (TiC,TiN)/Ti-6Al-4V surface composites fabricated by high-energy electron beam irradiation, Surface & Coatings Technology, 191(2005) 83-89.*

31. C. Dong, A. Wu, S. Hao, J. Zou, Z. Liu, P. Zhong, A. Zhang, T. Xu, J. Chen, J. Xu, Q. Liu and Z. Zhou, *Surface treatment by high current pulsed electron beam, Surface and Coatings Technology, 163-164(2003), 620-624.*

32. J. C. Oh, K. Euh, S. Lee, Y. Koo and N. J. Kim, *Hardness improvement of TiB₂/Ti surface-alloyed material fabricated by high-energy electron beam irradiation, Scripta Materialia, 39(1998), 1389-1394.*

33. M. Labudovic and T. I. Khan, *Use of tungsten metal arc heat source for surface modification of Ti-6Al-4V alloy, Materials Science & Technology, 14(1998) 357-361.*

34. S. Mridha, H. S. Ong, L. S. Poh and P. Cheang, *Intermetallic coatings produced by TIG surface melting, Materials Processing Technology, 113(2001) 516-520.*

35. S. Mridha and B. S. Ng, *Addition of ceramic particles to TIG melted titanium surfaces, Surface Engineering, 15(1999) 210-215.*

36. K. G. Budinski, *Tribological properties of titanium alloys, Wear, 151(1991), 203-217.*

37. J. Cheol Oh, D. Choo and S. Lee, *Microstructural modification and hardness improvement of titanium-base surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron beam irradiation, Surface and Coatings Technology, 127(2000) 76-85.*

38. B. Courant, J. J. Hantzpergue, L. Avril and S. Benayoun, *Structure and hardness of titanium surfaces carburized by pulsed laser melting with graphite addition, Journal of Materials Processing Technology, 160(2005) 374–381.*

treatment, Surface and Coatings Technology, 205(2010) 320–324.

20. Ç. Nuri, *Microstructure and wear properties of WC particle reinforced composite coating on Ti6Al4V alloy produced by the plasma transferred arc method, Applied Surface Science, 274(2013) 334–340.*

21. W. Xu, X. Liu and J. Song, *Friction and wear properties of Ti6Al4V/WC-Co in cold atmospheric plasma jet, Applied Surface Science, 259(2012), 616–623.*

22. C. Huang, *Dry sliding wear behavior of laser clad TiVCrAlSi high entropy alloy coatings on Ti-6Al-4V substrate, Materials & Design, 41(2012) 338–343.*

23. W. Hefeng, S. Xuefeng, L. Erqiang and H. Zhijun, *Assessments on corrosion, tribological and impact fatigue performance of Ti- and TiN-coated stainless steels by plasma surface alloying technique, Surface and Coatings Technology, 239 (2014) 123–131.*

24. K. Farokhzadeh and A. Edrissy, *Transition between mild and severe wear in titanium alloys, Tribology International, 94(2016) 98–111.*

25. N. Kishore, S. Sundara, R. Mythilib and S. Saroja, *Correlation of microstructure with mechanical properties of TIG weldments of Ti-6Al-4V made with and without current pulsing, Materials Characterization, 58(2007) 581–587.*

26. B. Mehdi, R. Badjia, V. Jib, B. Allilic, D. Bradaic and F. Deschaux, *Microstructure and residual stresses in Ti-6Al-4V alloy pulsed and unpulsed TIG welds, Journal of Materials Processing Technology, 231(2016) 441–448.*

27. G. Mi and Y. Wei, *A coupled thermal and metallurgical model for welding simulation of Ti-6Al-4V alloy, Journal of Materials Processing Technology, 214(2014) 2434–2443.*

28. K. Euh, J. Lee, S. Lee, Y. Koo and N. J. Kim, *Microstructural modification and hardness improvement in boride/Ti-6Al-4V surface-alloyed materials fabricated by high-energy electron beam irradiation, Scripta Mater., 45(2001) 1-6.*

29. E. Yun, K. Lee and Sunghak Lee, *Improvement of high-temperature hardness of (TiC, TiB)/Ti-6Al-4V surface composites*

39. T. Vieira, A. Louise and C. Enrique, *Analysis of mean and RMS current welding in the pulsed TIG welding process*, Journal of Materials Processing Technology, 231(2016) 449–455.
40. L. Zhang, X. Li and Z. Nie, *Comparison of microstructure and mechanical properties of TIG and laser welding joints of a new Al–Zn–Mg–Cu alloy*, Materials & Design, 92(2016) 880–887.
41. H. Tanigawa, A. Aburadani, N. Takeda and S. Shigematsu, *Comparative study of laser and TIG welding for application to ITER blanket hydraulic connection*, Fusion Engineering and Design, 87(2012) 999–1003.
42. A. Bîrdeanu, C. Ciucă and A. Puicea, *Pulsed LASER-(micro)TIG hybrid welding: Process characteristics*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 212(2012) 890–902.

Archive of SID