

# تأثیر تغییرات سرعت روبش پرتو لیزر بر ریزساختار و ریزسختی فولاد ابزار گرمکار H13 کامپوزیت سازی سطحی شده با ذرات کاربید تیتانیم با استفاده از لیزر

مریم کاظمی، حسن ثقفیان، شهرام خیراندیش، رضا سلیمانی گیلکجانی  
دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران  
(دریافت مقاله: ۹۳/۱۲/۰۲ - پذیرش مقاله: ۹۵/۰۲/۲۸)

## چکیده

ذرات کاربید تیتانیم (TiC) با استحکام مکانیکی و سختی بسیار بالا، به عنوان موادی مناسب جهت ساخت پوشش‌های کامپوزیتی با سختی و مقاومت به سایش بالا مورد استفاده قرار گرفته‌اند. در این پژوهش، سطح فولاد ابزار گرمکار H13 با استفاده از لیزر پالسی Nd:YAG با ذرات TiC کامپوزیت سازی شد. سختی کامپوزیت‌های حاصل توسط آزمون ریزسختی سنجی ویکرز، مورد بررسی قرار گرفت. مشخصه‌یابی پوشش‌ها به کمک طیف‌نگاری تفکیک انرژی (EDX)، میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) و آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) انجام گرفت. نتایج نشان داد که کامپوزیت سازی سطحی با استفاده از لیزر و ذرات TiC، سبب افزایش سختی ناحیه کامپوزیتی نسبت به زیرلایه شده است و افزایش سرعت روبش پرتو لیزر، باعث کاهش حرارت حوضچه مذاب تشکیل شده روی سطح شده که این امر موجب کاهش انحلال ذرات TiC و در نتیجه افزایش سختی ناحیه کامپوزیتی تا حدود ۱۵۵۰ ویکرز شده است.

واژه‌های کلیدی: ذرات کاربید تیتانیم (TiC)، فولاد ابزار گرمکار H13، لیزر پالسی Nd:YAG، سرعت روبش پرتو لیزر.

## The Effect of Laser Beam Scan Rate Changes on Microstructure and Microhardness of Tic Surface Compositd H13 Tool Steel

Maryam Kazemi, Hasan Saghafian, Shahram Kheirandish, Reza Soleimani Gilakjani  
School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran,  
Iran

(Received 21 February 2015, accepted 17 May 2016)

### Abstract

Because of high strength, hardness and chemical stability of titanium carbide (TiC), it is known as an ideal material for manufacturing the different types of composite. In this study, surface of hot work H13 tool steel was composited with TiC particles using pulsed laser process. Hardness of the composited surfaces was measured with a microhardness tester. characterization of the composited area was done using field emission scanning electron microscope (FESEM), scanning electron microscope (SEM) and energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS). The results showed that, laser surface compositing using TiC particles, increased the microhardness of composited layer compare to the untreated H13 tool steel. Increasing in laser beam scan rate, led to decreasing in the temperature of molten basin, so the amount of unmelted TiC particles and microhardness of composited layer increased.

**Keywords:** composit, laser, TiC powder, H13 tool steel.

**E-mail of Corresponding author:** saghafian@iust.ac.ir.

## مقدمه

بهبود داد [۵،۴] در همین راستا انواع فرآیندهای سخت‌سازی سطحی و پوشش دهی مورد استفاده قرار گرفته‌اند که هر یک دارای مزایا و محدودیت‌های خاص خود هستند. فرآوری لیزری سطح، (آلیاژسازی یا کامپوزیت‌سازی) از جمله روش‌هایی است که در آن با استفاده از باریکه لیزر، که دارای چگالی انرژی بالا و کمترین واگرایی‌ایست برای گرم کردن و ذوب موضعی سطح مواد استفاده می‌شود [۶]. در فرآیند کامپوزیت‌سازی، می‌توان از دو روش پیش‌نشانی و درجا برای اعمال ذرات سخت به زیرلایه استفاده نمود. در روش پیش‌نشانی لایه‌ای از ترکیبات مورد نظر روی سطح پیش‌نشانی می‌شود و در این فرآیند به علت بالا بودن دمای حاصل از تابش باریکه-ی لیزر بر سطح قطعه کار، حوضچه‌ای از مواد ذوب شده بوجود می‌آید که به دلیل وجود جریان‌های همرفت در حوضچه مذاب و همچنین حرکت ناشی از آن در یک بازه زمانی کوتاه (حدود ۱۰ms-۰/۱) در لایه سطحی نفوذ کرده و توزیع می‌شوند [۷] و حوضچه مذاب از طریق انتقال حرارت در وضعیت هدایتی، با سرعت بالایی در حدود  $10^{6-8}$  k/s سرد می‌شود که این پدیده باعث تفاوت در ریزساختار، ترکیب شیمیایی و خواص فیزیکی منطقه کامپوزیت شده نسبت به زیرلایه می‌شود [۷]. طی پنج دهه‌ی اخیر مطالعات زیادی در زمینه کاربرد لیزر در اصلاح خواص آلیاژها به خصوص آلیاژ آهنی صورت گرفته است. تحقیقات گذشته نشان دادند که می‌توان ساختار سطح را با توجه به ملزومات کاربرد مورد نظر از طریق تغییر پارامترهای فرآیند مانند توان لیزر، اندازه لکه، سرعت روبش، نرخ تزریق پودر و ترکیب شیمیایی مواد اعمال شده به سطح یا حوضچه مذاب تغییر داد [۹،۸،۷]. رابطه‌ی (۱) تغییر فاکتور هم‌پوشانی با تغییر سرعت روبش فرآیند را نشان می‌دهد که در این رابطه  $O_f$  فاکتور هم‌پوشانی،  $\tau$  عرض پالس (s)،  $f$  فرکانس پالس (۱/s)،  $D$  قطر پرتو لیزر (mm) و  $v$  سرعت روبش (mm/s) می‌باشند [۱۰].

(۱)

$$O_f (\%) = \left(1 - \frac{v/f}{D + v\tau}\right) \times 100$$

فولادهای ابزار گرم‌کار با مشخصات عمومی مقاومت در برابر تغییر شکل، مقاومت در برابر سایش در دماهای کاری بالا، مقاومت در برابر شوک حرارتی و ترک‌های گرما خستگی شناخته می‌شوند، به همین علت از این فولادها برای ساخت قالب‌های فرآیندهای آهنگری، ریخته‌گری تحت فشار، فورج گرم و تجهیزات مشابه استفاده می‌شود [۱]، از طرفی فولادهای ابزار گرم‌کار باید شرایط کاری بسیار دشوار مانند دماهای بالاتر از  $500^\circ\text{C}$ ، بارهای بزرگ تغییر شکل، برخورد با سرعت بالا، سایش پیایی توسط قطعه کار داغ و بارهای حرارتی و مکانیکی متناوب را تحمل کنند در نتیجه طول عمر آنها در مقایسه با فولادهای ابزار سردکار کوتاه‌تر است و سطح آنها دستخوش تخریب در اثر عواملی چون سایش، فرسایش و خوردگی است [۲] در نتیجه نیاز به افزایش سختی و افزایش مقاومت به سایش، خوردگی و فرسایش این فولادها سبب شده است که محققین روش‌های متنوعی را برای بهبود سطح آنها در دمای بالا به کار گیرند. یکی از این روش‌ها ایجاد پوشش‌های کامپوزیتی بر روی سطح آنها می‌باشد استفاده از کامپوزیت‌های زمینه فلزی با توزیع یکنواخت فازهای سخت و دیرگداز است که کاهش سختی زمینه در اثر بازگشت را جبران می‌کند. این کامپوزیت‌ها با ترکیبی از شکل پذیری و چقرمگی مناسب زمینه و استحکام و سختی بالای ذرات تقویت کننده با دمای ذوب بالا مانند TiC، WC،  $\text{TiB}_2$ ،  $\text{Al}_2\text{O}_3$  و  $\text{B}_4\text{C}$  خواص تریبولوژیکی بهتری از خود نشان می‌دهند [۳]. در این میان برای تقویت آلیاژهای پایه آهن، TiC به دلیل سختی بالا (۳۰۰۰HV)، مقاومت سایشی بالا، چگالی پایین، ترشوندگی خوب و پایداری شیمیایی در زمینه آهن مناسب‌ترین گزینه می‌باشد. عمده عوامل تخریب ذکر شده، وابسته به وضعیت سطح تا عمق  $300-500 \mu\text{m}$  هستند. بنابراین اگر فازهای سخت به جای کل قطعه، فقط در سطح توزیع شوند، آنگاه بدون از دست دادن خواص آلیاژ زمینه می‌توان خواص سطحی را نیز

شدند [۱۳]. سپس به منظور برداشتن لایه‌های اکسیدی ناشی از عملیات حرارتی، سطح نمونه‌ها سنگ زده شد. پودر آلایزی کاربید تیتانیوم (TiC) با اندازه‌ای در محدوده ۲/۵-۰/۵ میکرومتر مورد استفاده قرار گرفت که مشخصه‌های این پودر در جدول ۲ نشان داده شده است.

کامپوزیت‌سازی سطح با استفاده از لیزر پالسی ND:YAG با توان ۲۲۰ وات و پارامترهای ارایه شده در جدول ۲ انجام گرفت. به منظور بررسی ریزساختاری نمونه‌های کامپوزیت شده، نمونه‌ها از مقاطع برش زده شدند. سپس با سنباده، به ترتیب با مش‌های ۱۰۰ تا ۳۰۰۰ آماده‌سازی سطحی شدند. در ادامه نمونه‌ها به وسیله‌ی آلومینای یک میکرون پولیش شدند. بعد از پولیش کردن، نمونه‌ها در محلول نایتال ۵٪ به مدت ۱۵ ثانیه و سپس در محلول vilella به مدت ۴۵ ثانیه اچ شدند [۱۴].

جدول ۱. محدوده ترکیب شیمیایی فولاد ابزار H13 [۱۵]

عنصر	درصد وزنی
کربن	۰/۳۵-۰/۴۵
منگنز	۰/۲-۰/۵
سیلیسیم	۰/۸-۱/۳
کرم	۴/۷۵-۵/۵۰
گازگرم	۰/۰۳
مولیبدن	۱/۱۰-۱/۷۵
وانادیوم	۰/۰۷-۱/۰۲
فسفر	۰/۰۳
آهن	تعداد

جدول ۲. مشخصات لیزر مورد استفاده

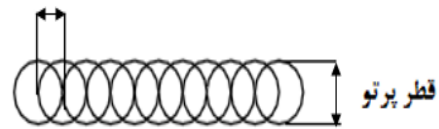
پارامترهای لیزر	مشخصات	واحد
طول موج	۱/۰۶۴	μm
حالت موج	پالسی	----
فرکانس پالس	۱۵	Hz
عرض پالس	۸	ms
فاصله کاری	۴	mm
سرعت روبش لیزر	۲-۱۲	mm/s

از میکروسکوپ نوری MEIJI مدل MA326 برای بررسی نمونه‌ها و گرفتن تصاویر در بزرگنمایی‌های پایین استفاده شد. به منظور مطالعه‌ی دقیق ریزساختار و چگونگی توزیع ذرات تقویت‌کننده از میکروسکوپ الکترونی روبشی

شکل ۱ نمایی از هم‌پوشانی پالس‌ها را نشان می‌دهد. رابطه (۲)، ارتباط بین سرعت روبش پرتو لیزر و میزان انرژی ورودی به سطح قطعه در واحد طول را نشان می‌دهد که در این رابطه E انرژی متوسط دریافتی در واحد طول (j/mm)، P توان متوسط لیزر (W) و v سرعت فرآیند (mm/s) می‌باشد [۱۱].

$$E = \frac{P}{v} \quad (2)$$

#### فاکتور هم‌پوشانی پالس‌ها



شکل ۱. نمایی از هم‌پوشانی پالس‌ها.

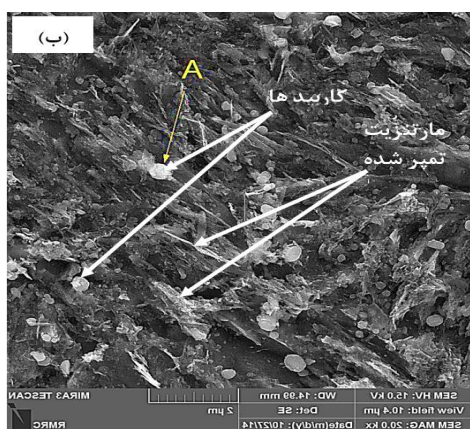
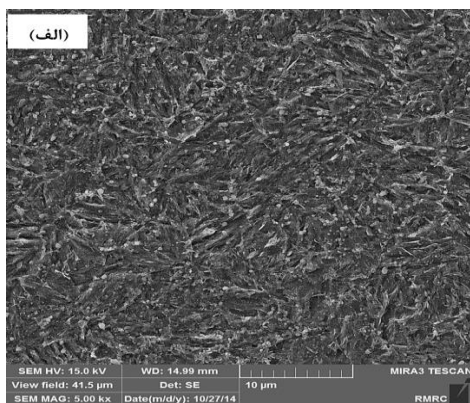
رابطه (۳)، تأثیر تغییرات سرعت روبش را بر زمان برهمکنش پرتو لیزر و سطح زیرلایه را نشان می‌دهد. در این رابطه D قطر پرتو لیزر (mm) و v سرعت فرآیند (mm/s) می‌باشد [۱۲].

$$t_i = \frac{D}{v} \quad (3)$$

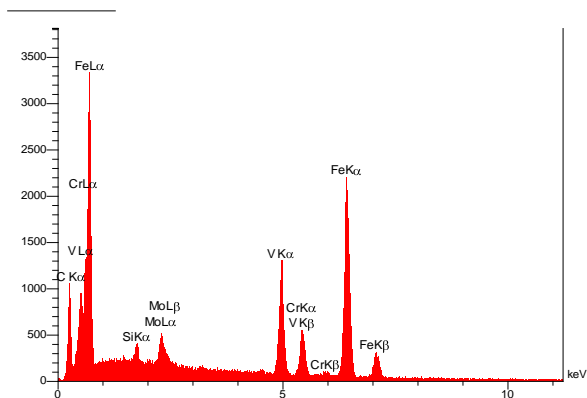
در این پژوهش هدف کامپوزیت‌سازی سطح فولاد H13 با ذرات کاربید تیتانیوم با استفاده از لیزر پالسی و بررسی تأثیر سرعت روبش پرتو لیزر بر ریزساختار و ریزسختی منطقه کامپوزیت شده است.

#### روش تحقیق

در این پژوهش نمونه‌هایی از جنس فولاد ابزار گرمکار H13 با ترکیب شیمیایی که در جدول ۱ نشان داده شده است، به شکل دیسکی با قطر ۵ cm و ضخامت ۰/۵ mm به عنوان زیرلایه مورد استفاده قرار گرفتند. نمونه‌ها پیش از انجام پروسه کامپوزیت‌سازی سطح، ابتدا به مدت بیست دقیقه در دمای ۱۰۲۵ °C آستنیت‌ه و پس از سرد کردن در روغن، به مدت ۱/۵ ساعت در دمای ۵۶۰ °C بازگشت داده



شکل ۲. تصویر FESEM از ریزساختار فولاد H13 بعد از پروسه عملیات حرارتی. الف) بزرگنمایی ۵۰۰۰ برابر، ب) بزرگنمایی ۲۰۰۰۰ برابر.



شکل ۳. الگوی حاصل از آنالیز عنصری آزمون EDX نقطه A در ریزساختار.

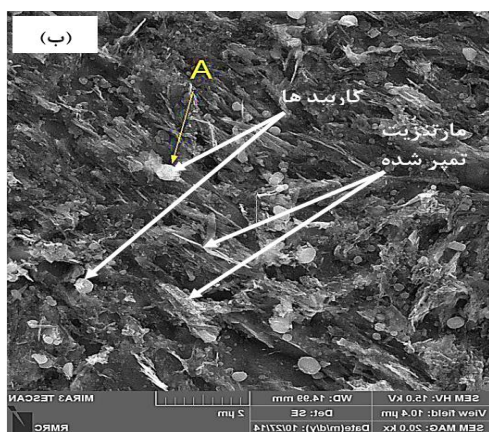
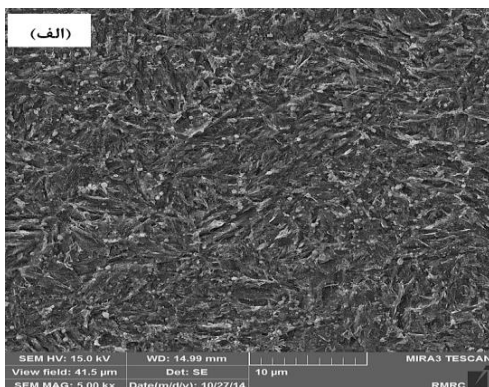
۳۰kV با ولتاژ TeScan مدل Roventec vega II xmu مجهز به دستگاه طیف‌سنج انرژی (EDX) استفاده شد. در ادامه برای بررسی‌های دقیق‌تر ساختار زمینه از میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی (FESEM) مدل Mira3-XMU نیز استفاده شد. ریزسختی منطقه فرآوری شده توسط یک آزمون‌کننده ریزسختی ویکرز (Buehler MXT-al) با بار ۵۰۰ گرم و زمان ۱۵ ثانیه اندازه‌گیری شد. سختی هر منطقه، ۳ بار اندازه‌گیری و میانگین آنها ثبت گردید.

## نتایج و بحث

### ریزساختار

شکل ۲ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از ریز ساختار فولاد H13 بعد از اتمام عملیات حرارتی را نشان می‌دهد و شکل ۳ و جدول ۳، به ترتیب الگو و نتایج حاصل از آنالیز عنصری آزمون EDX نقطه A در ریزساختار را نشان می‌دهد. با توجه به تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و نتایج آزمون EDX، مشاهده می‌شود که ریزساختار این فولاد بعد از انجام این پروسه عملیات حرارتی، شامل مارتنزیت بازگشت داده شده و کاربیدهای ریز و ظریف است. ترکیب شیمیایی این کاربیدها متفاوت و پیچیده است. کاربیدهای کروم، مولیبدن و وانادیم در خلال فرایند سرد کردن به صورت جداگانه یا به شکل یوتکتیکی رسوب می‌کنند. کاربیدهای کروم با ترکیب شیمیایی  $Cr_7C_3$  و  $Cr_{23}C_6$  و کاربیدهای عناصر آلیاژی دیگر نظیر  $Mo_2C$  و VC، در فولاد ابزار گرمکار H13، پایدارترین کاربیدها هستند. دوبرازانسکی و همکارانش [۱۶] نشان دادند که کاربیدهای مذکور رسوب کرده در ریزساختار،  $Cr_7C_3$  است.

کاهش زمان برهمکنش پرتو لیزر و سطح زیرلایه را در بر دارد، بنابراین حرارت حوضچه مذاب تشکیل شده کاهش می‌یابد. کاهش حرارت حوضچه مذاب، سبب کاهش حجم منطقه ذوب شده می‌شود؛ در نتیجه عمق و عرض منطقه فرآوری شده و HAZ کاهش می‌یابد.



شکل ۴. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عرضی منطقه فرآوری شده در فاصله کاری ۴ (mm) و عرض پالس ۸ (ms). (الف) سرعت روبش ۲ (mm/s)، (ب) سرعت روبش ۱۲ (mm/s).

همانطور که توضیح داده شد افزایش سرعت روبش پرتو لیزر سبب کاهش حرارت حوضچه مذاب می‌شود، بنابراین مقدار TiC انحلال یافته در داخل حوضچه مذاب کاهش می‌یابد، لذا مورفولوژی ذرات TiC، با افزایش سرعت روبش، با کمترین تغییر نسبت به مورفولوژی اولیه خود باقی می‌مانند.

کاهش سرعت روبش، انحلال ذرات TiC را افزایش داده و در نتیجه پس از انجماد، در داخل ریز ساختار، ذرات TiC

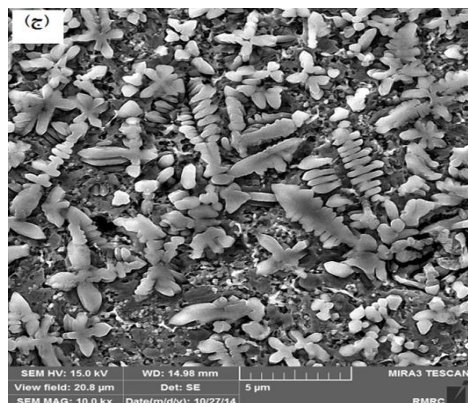
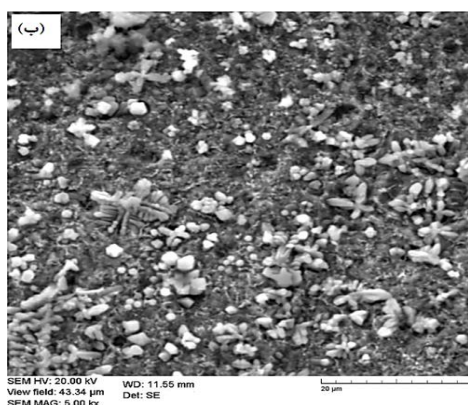
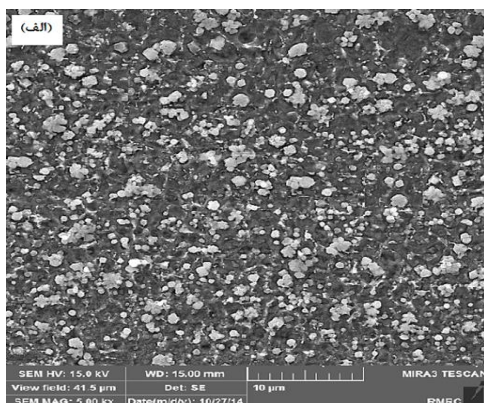
جدول ۳. نتایج حاصل از آنالیز عنصری آزمون EDX نقطه A در ریزساختار

عنصر	درصد وزنی	درصد اتمی
C	۱۱/۵	۳۲/۳
Si	۰/۹۷	۰/۹۱
V	۷/۲۹	۵/۶۸
Cr	۱۱/۱۵	۸/۸۳
Fe	۶۵/۷۶	۴۹/۷۰
Mo	۳/۳۳	۲/۵۸
مجموع	۱۰۰	۱۰۰

با توجه به آنالیز EDX نقطه A و مقایسه درصد اتمی کربن (۳۲/۳) و مابقی عناصر (۶۷/۷)، می‌توان نتیجه گرفت که ترکیب این کاربیدها تقریباً  $M_7C_3$  است.

سرعت روبش در سه حالت ۲، ۷ و ۱۲ mm/s مورد بررسی قرار گرفت. شکل ۴ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عرضی لایه فرآوری شده در سرعت‌های روبش متفاوت را نشان می‌دهد. همان‌گونه که از شکل مشخص است، افزایش سرعت روبش پرتو لیزر سبب کاهش عمق و عرض منطقه فرآوری شده و HAZ شده است.

برای بیان دلیل کاهش عمق و عرض منطقه فرآوری شده و HAZ در اثر افزایش سرعت روبش پرتو لیزر، لازم به ذکر است که، سرعت روبش لیزر تأثیر فراوانی در فیزیک فرآیند دارد و تغییرات سرعت روبش فرآیند، میزان همپوشانی پالس‌ها، انرژی ورودی به قطعه و زمان برهمکنش پرتو لیزر و سطح را نیز تغییر خواهد داد. با توجه به روابط (۱)، (۲) و (۳)، با افزایش سرعت روبش، از یک سو، میزان همپوشانی پالس‌ها کاهش یافته و در نتیجه انرژی وارده به قطعه یا به عبارت دیگر میزان حرارت تولید شده کاهش خواهد یافت و همچنین باعث کاهش مقدار انرژی در واحد طول می‌شود و از سوی دیگر



شکل ۵. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی از مقطع عرضی منطقه فرآوری شده در فاصله کاری ۴ (mm) و عرض پالس ۸ (ms). (الف) سرعت روبش ۱۲ (mm/s)، (ب) سرعت روبش ۷ (mm/s)، (ج) سرعت روبش ۲ (mm/s).

#### مطالعات سختی سنجی

شکل ۶، پروفیل سختی را در منطقه فرآوری شده برای سه حالت مورد بررسی در این پژوهش را نشان می‌دهد. با

که مجدداً منجمد شده‌اند، با مورفولوژی‌های دندریتی، کروی و میله‌ای مشاهده می‌شوند. با بیشتر شدن مقدار TiC انحلال یافته در مذاب، کروی بودن سبب افزایش انرژی آزاد می‌شود، بنابراین ذرات به منظور کاهش انرژی آزاد، به صورت مکعبی، چند ضلعی، لایه‌ای، دندریتی و گلبندی در ریزساختار ظاهر می‌شوند [۶].

شکل ۵، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از قسمت میانی مقطع عرضی لایه فرآوری شده در سرعت‌های روبش متفاوت را نشان می‌دهد. با توجه به شکل ۵ (الف)، مشاهده می‌شود که به علت بالا بودن سرعت روبش پرتو لیزر و در نتیجه، کمتر بودن زمان برهمکنش پرتو لیزر و سطح زیرلایه، حرارت کمتری به قطعه وارد می‌شود و انحلال ذرات TiC بسیار ناچیز است؛ به همین دلیل ذرات TiC تقریباً با مورفولوژی اولیه خود، به طور یکنواخت در منطقه فرآوری شده توزیع شده‌اند.

در شکل ۵ (ب)، کمتر شدن سرعت روبش، سبب بیشتر شدن زمان برهمکنش پرتو لیزر و سطح زیرلایه و در نتیجه بیشتر شدن حرارت ورودی به قطعه می‌شود که این امر، افزایش انحلال ذرات TiC در حوضچه مذاب را به دنبال دارد. همانطور که در شکل ۵ (ب) مشخص است، به علت انحلال موضعی کاربیدهای اولیه، اندازه آنها کوچکتر شده و از نظر مورفولوژی، کروی‌تر شده‌اند؛ در حالی که کاربیدهایی که حل شده و مجدداً منجمد شده‌اند، با مورفولوژی مکعبی، گلبندی و دندریتی ظاهر شده‌اند.

در شکل ۵ (ج)، سرعت روبش پرتو لیزر کمترین مقدار خود را دارد که در این حالت تقریباً تمام کاربیدهای اولیه حل شده‌اند، بنابراین در این حالت، تیتانیوم و کربن حل شده بیشترین چگالی خود را در حوضچه مذاب داشته‌اند و پس از انجماد، برای کاهش انرژی آزاد با مورفولوژی دندریتی رسوب کرده‌اند. با دقت بیشتر در شکل ۵ (ج)، مشاهده می‌شود که کاربیدهایی که با مورفولوژی دندریتی رشد کرده‌اند، توسط کاربیدهای بسیار ریز ثانویه که کروی شکل هستند، احاطه شده‌اند.

### نتیجه گیری

۱) با افزایش سرعت روبش پرتو لیزر تا ۱۲ mm/s، همپوشانی پالس‌ها کمتر شده و مقدار انرژی حرارتی کمتری به قطعه وارد می‌شود، بنابراین حرارت حوضچه مذاب نیز کاهش یافته، در نتیجه از یک سو عمق و عرض منطقه کامپوزیتی، عمق منطقه HAZ کاهش یافته و از سوی دیگر مقدار TiC انحلال یافته کمتر شده است.

۲) منطقه کامپوزیتی عاری از هرگونه ترک و تخلخل بوده و ذرات TiC در منطقه کامپوزیتی به صورت یکنواخت توزیع شدند.

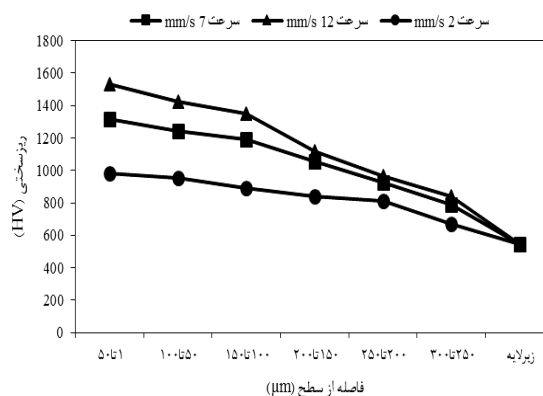
۳) مشارکت ذرات TiC در منطقه کامپوزیتی باعث افزایش سختی و استحکام فولاد H1۳ تا ۱۵۵۰ ویکرز شده است.

### مراجع

1. S. Jhavar, C.P. Paul, N.K. Jain, *Causes of failure and repairing options for dies and molds: A review*, Engineering Failure Analysis, 34 (2013) 519-535.
2. X. H. Cui, J. Shan, Z. R. Yang, M. X. Wei, S. Q. Wang, C. Dong, *Alloying design for high wear-resistant cast hot-forging die steels*, Journal of Iron and Steel Research, International, 15 (2008) 67-72.
3. V. Balasubramanian, et al, *Laser cladding with powder: hardfacing on carbon steels based on quantitative and qualitative factors*, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 40 (2009) 887-897.
4. J. Davis, *Surface Hardening of Steels*, ASM International, Materials Park, OH, (2002) 227.
5. H. J. Shin, Y. T. Yoo, *Microstructural and hardness investigation of hot-work tool steels by laser surface treatment*, Journal of Materials Processing Technology, 201 (2008) 342-347.
6. D. Delagnes, F. Rézai-Aria, C. Levaillant, *Influence of testing and tempering temperatures on fatigue behaviour, life and crack initiation mechanisms in a 5%Cr martensitic steel*, Procedia Engineering, 2 (2010) 427-439.
7. A. Chehrghani, M. J. Torkamany, M. J. Hamed, J. Sabbaghzadeh, "Numerical modeling and experimental investigation of TiC formation on titanium surface pre-coated by

توجه به شکل ۶ و نتایج و تحلیل‌های ارائه شده در قسمت مربوط به بررسی تأثیر سرعت فرآیند لیزر بر ریزساختار منطقه فرآوری شده، می‌توان بیان کرد که، با کاهش سرعت روبش پرتو لیزر، مقدار انرژی حرارتی بیشتری به قطعه وارد می‌شود، بنابراین حرارت حوضچه مذاب نیز افزایش یافته و در نتیجه مقدار TiC انحلال یافته بیشتر شده است. با توجه به اینکه کاربیدهای جدیدی که مجدداً در منطقه کامپوزیتی رسوب کرده‌اند، ترکیبی از کاربید تیتانیم و عناصر آلیاژی فاز زمینه هستند، لذا این کاربیدها نسبت به کاربیدهای تیتانیم اولیه سختی کمتری دارند، لذا با کاهش سرعت روبش پرتو لیزر، سختی ناحیه فرآوری شده کاهش یافته است.

سختی متوسط بالای نمونه‌ها که در شکل نشان داده شده است، نشان دهنده توزیع یکنواخت ذرات TiC در منطقه فرآوری شده است. همانطور که از این شکل مشخص است، با افزایش فاصله از سطح، سختی نمونه‌ها کاهش یافته است. با افزایش فاصله از سطح، چگالی ذرات TiC کمتر شده که این امر ضخیم‌تر و بزرگتر شدن اندازه این ذرات و همچنین تجمع بیشتر آنها را در قسمت‌های بالایی و سطحی منطقه فرآوری شده را به دنبال داشته و در نتیجه سختی در قسمت‌های بالاتر منطقه فرآوری شده بیشتر است.



شکل ۶. پروفیل سختی منطقه فرآوری شده برای نمونه‌های مورد بررسی در این پژوهش.

*graphit under pulsed laser irradiation*, Applied Surface Science, 258 (2012) 2068-2076.

8. F. O. Olsen, L. Alting, *Pulsed Laser Materials Processing, Nd-YAG versus CO2 Lasers*, CIRP Annals -Manufacturing Technology, 44(1995) 141-145.

9. S. Huang, M. Samandi, M. Brandt, *Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers*, Wear, 256 (2004) 1095-1105.

10. L. Quintino, A. Costa, R. Miranda, D. Yapp, V. Kumar, C.J. Kong, *Welding with high power fiber lasers – A preliminary study*, Materials & Design, 28 (2007) 1231-1237.

11. K.-A. Chiang, Y.-C. Chen, *Laser surface hardening of H13 steel in the melt case*, Materials Letters, 59 (2005) 1919-1923.

12. D. G. Ahn, *Hardfacing technologies for improvement of wear characteristics of hot working tools: A Review*, International Journal of Precision Engineering and Manufacturing, 14 (2013) 1271-1283.

13. G. A. Roberts, R. Kenney, *Tool Steel*, ASM International, 1998, pp. 221.

14. V. Fallah, S.F. Corbin, A. Khajepour, *Solidification behaviour and phase formation during pre-placed laser cladding of Ti45Nb on mild steel*, Surface and Coatings Technology, 204 (2010) 2400-2409.

۱۵. ش. خیراندیش، م. عادل، م. اسدی اسدآبادی و ی. رضالو، "فولادهای ابزار"، مرکز انتشارات دانشگاه علم و صنعت، (۱۳۸۸).

16. L. A. Dobrzański, E. Jonda, A. Klimpel, *Laser surface treatment of the hot work tool steel alloyed with TaC and VC carbide powders*, Archives of Materials Science and Engineering, 37 (2009) 53-60.

17. W. Jiang, P. Molian, *Nanocrystalline TiC powder alloying and glazing of H13 steel using a CO2 laser for improved life of die-casting dies*, Surface and Coatings Technology, 135 (2001) 139-149.



