

## Research Paper

# The Effect of Laser Surface Compositing Using Nd:YAG Pulsed Laser with TiC Particles On Tribological behavior of H13 Tool Steel

Maryam Kazemi<sup>1</sup>, \*Hasan Saghafian<sup>2</sup>, Shahram Kheirandish<sup>3</sup>, Reza Soleimani Gilakjan<sup>4</sup>

1- MS.c of materials engineering, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran.

2- Associated professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran.

3- Full Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran.

4- Ph.D. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology (IUST), Tehran, Iran.

**Citation:** Kazemi M, Saghafian H, Kheirandish Sh, Soleimani Gilakjan R. The Effect of Laser Surface Compositing Using Nd:YAG Pulsed Laser with TiC Particles On Tribological behavior of H13 Tool Steel. Metallurgical Engineering 2017; 20(1) 4-14 <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.55904.1117>

**doi:** <http://dx.doi.org/10.22076/me.2017.55904.1117>

## ABSTRACT

titanium carbide particles (TiC), is known as an ideal material for manufacturing the different types of composite Because of high strength, hardness and chemical stability. In this study, surface of hot work H13 tool steel was composited with TiC particles using pulsed Nd:YAG laser process. Hardness of the surface composite was measured with a Vickers microhardness tester. Characterizing the composited area was done using scanning electron microscope (SEM) which is equipped to energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS), field emission scanning electron microscope (FESEM) and X-ray diffraction technique. In order to investigate the tribological behavior of non-treated and composited samples, pin-on-disk test was employed, and the friction coefficient was reported. The results showed, appropriate incorporation and uniform distribution of TiC particles in the matrix has caused a composited zone without any crack and porosity, also incorporation of TiC particles with their initial morphology and high hardness and strength, not only decrease the friction coefficient, but also improve the wear resistance of composited surfaces comparing with H13 non-composited surfaces.

**Keywords:** Hot work H13 tool steel, laser, TiC particles, Pulsed Nd:YAG laser, Tribological behavior..

■ ..... ■

\* **Corresponding Author:**

**Hasan Saghafian, PHD**

**Address:** School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

**Tel:** +98 (21) 77240540

**E-mail:** [saghafian@iust.ac.ir](mailto:saghafian@iust.ac.ir)

# تاثیر کامپوزیت‌سازی سطحی لیزری با ذرات کاربید تیتانیوم بر رفتار تریبولوژیکی فولاد ابزار گرمکار H13

مریم کاظمی<sup>۱</sup>، \*حسن ثقفیان<sup>۲</sup>، شهرام خیراندیش<sup>۳</sup>، رضا سلیمانی گیلاکجانی<sup>۴</sup>

- ۱- کارشناس ارشد مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران  
 ۲- دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران  
 ۳- استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران  
 ۴- دانشجوی دکتری تخصصی مهندسی مواد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

## چکیده

ذرات کاربید تیتانیوم (TiC) به دلیل دارا بودن استحکام، سختی و پایداری الکتروشیمیایی بالا، به عنوان ماده‌ای ایده‌آل جهت ساخت برخی از انواع کامپوزیت‌ها شناخته شده‌اند. در این پژوهش، به منظور کامپوزیت‌سازی سطح فولاد ابزار گرمکار H13، از ذرات کاربید تیتانیوم (TiC) پیش‌نشانی شده و فرآیند کامپوزیت‌سازی لیزر پالسی Nd:YAG استفاده شده است. پروفیل سختی سطوح کامپوزیت‌شده توسط آزمون ریزسختی سنجی ویکرز، مورد بررسی قرار گرفت. مشخصه‌یابی پوشش‌ها به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به طیف‌نگار تفکیک انرژی (EDS)، میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM) و آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD) انجام گرفت. رفتار تریبولوژیکی سطوح کامپوزیتی و زیرلایه با آزمون پین روی دیسک مورد ارزیابی قرار گرفت و ضریب اصطکاک آنها نیز گزارش شد. نتایج نشان داد که مشارکت مناسب و توزیع یکنواخت ذرات TiC در مناطق کامپوزیتی، سبب ایجاد سطوحی عاری از زهر گونه ترک و تخلخل شده و همچنین مشارکت ذرات TiC با سختی و استحکام بالا، از یک سو سبب کاهش ضریب اصطکاک و از سوی دیگر با جلوگیری از تغییر فرم پلاستیک و ترک‌های سطحی، سبب بهبود مقاومت سایشی نمونه‌های کامپوزیتی نسبت به سطوح غیر کامپوزیتی، شد.

واژه‌های کلیدی: فولاد ابزار گرمکار H13، ذرات کاربید تیتانیوم (TiC)، لیزر پالسی Nd:YAG، رفتار تریبولوژیکی.

## ۱. مقدمه

تحمل کنند، در نتیجه طول عمر آنها در مقایسه با فولادهای ابزار سردکار کوتاه‌تر است و دچار تخریب‌های مختلفی شامل سایش، شکست مکانیکی یا ترک برداری خشن، تغییر شکل پلاستیک و خستگی حرارتی می‌شوند [۴،۱]. لذا 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 روش‌های بهبود ویژگی‌های سطحی این فولادها، ایجاد پوشش‌های کامپوزیتی بر روی سطح آنها می‌باشد. این کامپوزیت‌ها با ترکیبی از شکل‌پذیری و چقرمگی مناسب زمینه و همچنین استحکام، سختی و نقطه‌ی ذوب بالای ذرات تقویت کننده مانند TiC، WC، TiB<sub>2</sub>، Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> و B<sub>4</sub>C خواص تریبولوژیکی بهتری را نسبت به زمینه از خود نشان می‌دهند [۵]. TiC به دلیل سختی بالا (۳۰۰۰ HV)، مقاومت سایشی بالا، چگالی پایین، ترشوندگی خوب و پایداری شیمیایی در زمینه آهن،

فولادهای ابزار گرمکار به دلیل مقاومت بالا در برابر تغییر شکل و سایش در دماهای کاری بالا، شوک حرارتی، تغییر شکل در حین عملیات حرارتی، ترک‌های گرما خستگی و قابلیت ماشین‌کاری در شرایط آبی، کاربرد گسترده‌ای در فرآیندهای مختلف نظیر شکل‌دهی فلزات نظیر سوراخکاری، کشش، اکستروژن، آهن‌گری، ریخته‌گری تحت فشار (وسیع‌ترین کاربرد) و به عبارتی همه انواع تجهیزاتی که نیازمند تحمل شوک، چقرمگی مناسب و سختی در دمای بالا هستند، دارد [۱-۳]. از سوی دیگر، فولادهای ابزار گرمکار باید شرایط کاری بسیار دشوار مانند دماهای بالاتر از ۵۰۰°C، بارهای زیاد تغییر شکل، برخورد با سرعت بالا، سایش پیایی توسط قطعه کار داغ و بارهای حرارتی و مکانیکی تکرار شونده<sup>۱</sup> را

1. Repeated thermal and mechanical loads
1. Gross cracking

\* نویسنده مسئول:  
 دکتر حسن ثقفیان

نشانی: تهران، دانشگاه علم و صنعت ایران، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی  
 تلفن: +۹۸(۲۱) ۷۷۲۴۰۵۴۰

پست الکترونیکی: saghafian@iust.ac.ir

لغزش)  $\text{mm}^3/\text{m}$  می‌باشد. این رابطه را می‌توان برای محاسبه سایش خراشان نیز به کار برد، با این تفاوت که در مورد سایش خراشان ضریب  $K$  هندسه ذرات ساییده را نیز شامل می‌شود. در صورتی که رابطه (۱) به صورت  $\frac{Q}{W} = \frac{K}{H}$  نوشته شود،  $\frac{Q}{W}$  را نرخ سایش ویژه<sup>۳</sup> می‌گویند [۱۷-۱۸]. روابط مهم دیگری نیز در سایش و اصطکاک وجود دارند که عبارتند از:

$$A = \frac{W}{H}$$

در این روابط  $A$  سطح واقعی تماس،  $W$  نیروی اعمالی،  $H$  سختی ماده ضعیف‌تر است.

در این پژوهش، کامپوزیت‌سازی سطحی فولاد ابزار گرمکار H13 با ذرات TiC با استفاده از فرآیند لیزر پالسی و بررسی تاثیر این فرآیند بر ریزساختار منطقه کامپوزیت شده و همچنین بررسی تاثیر این فرآیند و مشارکت ذرات TiC رفتار تریبولوژیکی فولاد H13، مورد مطالعه قرار گرفت.

## ۲. روش تحقیق

نمونه‌های دیسکی شکل از جنس فولاد ابزار گرمکار H13 با قطر ۵ cm و ضخامت ۰/۵ mm در این پژوهش به عنوان زیرلایه مورد استفاده قرار گرفتند و به منظور تعیین ترکیب شیمیایی این فولاد از آزمون اسپکتروفتومتری استفاده گردید. قبل از فرآیند کامپوزیت‌سازی سطح، به منظور عملیات حرارتی، نمونه‌ها به مدت بیست دقیقه در دمای  $1025^{\circ}\text{C}$  آستنیت‌ه و پس از سرد کردن در روغن، به مدت ۱/۵ ساعت در دمای  $560^{\circ}\text{C}$  بازگشت داده شدند [۱۹]. پودر آلیاژی کاربید تیتانیوم (TiC) با اندازه‌ای در محدوده ۲/۵-۰/۵ میکرومتر مورد استفاده قرار گرفت. با توجه به وسیع بودن تعداد متغیرهای فرآیند لیزر پالسی، پس از انجام آزمون‌های فاز صفر، بهترین حالت برای متغیرهای چشمه لیزر جهت دستیابی به عمق و عرض مناسب منطقه کامپوزیتی انتخاب شد؛ لذا کامپوزیت‌سازی سطح با استفاده از لیزر پالسی ND:YAG با توان ۲۲۰ وات و پارامترهای ارایه شده در جدول ۱ 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 میکرومتر 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 [۲۰].

از بین این ذرات سرامیکی، مناسب‌ترین گزینه برای تقویت آلیاژهای پایه آهن است [۵-۶]. تخریب‌های ذکر شده، عمدتاً در عمق  $300-500 \mu\text{m}$  سطح قطعات اتفاق می‌افتند، بنابراین اگر توزیع فازهای سخت کننده و کامپوزیت‌سازی در همین محدوده از سطح انجام شود، آنگاه بدون از دست دادن خواص آلیاژ زمینه می‌توان خواص سطحی را نیز بهبود داد [۷-۸]. برای همین منظور فرآیندهای گوناگون سخت‌سازی سطحی و پوشش‌دهی 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 واگرایی ایست برای گرم کردن و ذوب موضعی سطح مواد استفاده می‌شود [۹-۱۰]. 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 باریکه‌ی 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 ۱۰-۰/۱ ms) در لایه سطحی نفوذ کرده و توزیع می‌شوند [۱۱] و حوضچه مذاب از طریق انتقال حرارت در وضعیت هدایتی، با سرعت بالایی در حدود  $10^6 \text{ k/s}$  سرد می‌شود که این پدیده باعث تفاوت در ریزساختار، ترکیب شیمیایی و خواص فیزیکی منطقه کامپوزیت شده نسبت به زیرلایه می‌شود [۱۱].

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 [۱۱-۱۵]. اما مطالعات اندکی روی عملکرد و تاثیر دقیق ذرات TiC بر رفتار تریبولوژیکی در زمینه آلیاژهای آهنی صورت گرفته است [۲، ۱۶، ۶]. رابطه (۱) سرعت سایش (حجم سایش در واحد فاصله لغزش،  $\frac{V}{X}$ ) را نشان می‌دهد که به قانون آرچارد معروف می‌باشد. رابطه سایش آرچارد یکی از روابط تئوری ساده برای آنالیز سایش لغزشی است [۱۷، ۱۸]:

$$Q = K \frac{W}{H}$$

که در آن  $Q$  نرخ سایش<sup>۲</sup> (حجم ماده ساییده شده در طول

3. Specific wear rate

2. Wear rate

جدول ۱. مشخصات لیزر مورد استفاده.

پارامترهای لیزر	مشخصات	واحد
طول موج	۱/۰۶۴	mμ
حالت موج	پالسی	----
فرکانس پالس	۱۵	Hz
عرض پالس	۹/۹۶	ms
فاصله کاری	۵/۹۴	mm
سرعت روبش لیزر	۱۲	mm/s

ابعاد ۵۰×۵ mm در نیروی عمودی ۱۵۰ نیوتون و سرعت ۰/۲۲ m/s انجام شد [۱۸]. این آزمون در مسافت ۱۰۰۰ m، رطوبت هوای ۵ ± ۲۵٪ دمای ۲ ± ۲۶ درجه سانتیگراد انجام پذیرفت. در مراحل آزمایش، کاهش وزن نمونه توسط ترازوی دیجیتال SCIENETECH مدل SA ۲۱۰ و با دقت ۰/۰۰۰۱ g محاسبه شد و نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت رسم شد. همچنین هم زمان با آزمون سایش، نمودار تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب فاصله نیز توسط دستگاه رسم شد.

### ۳. نتایج و بحث

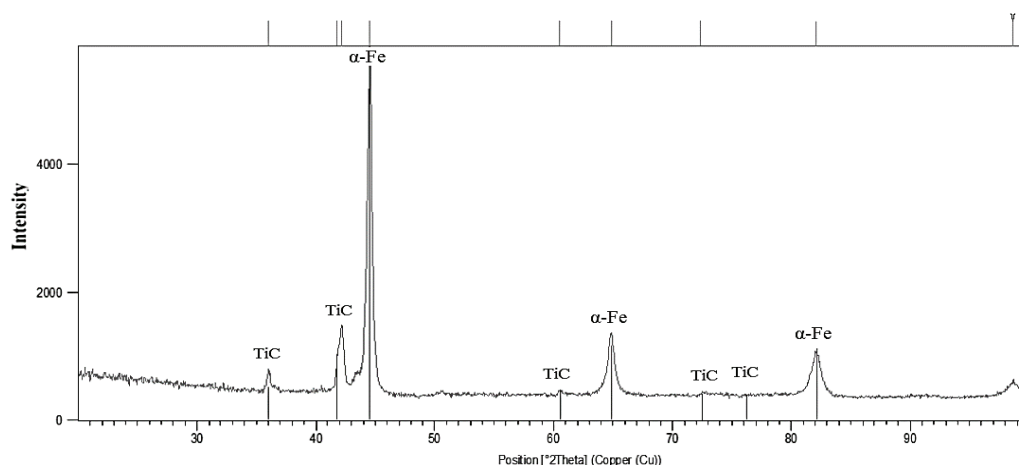
#### ریزساختار

ترکیب شیمیایی بدست آمده از آزمون اسپکتروفتومتری برای فولاد ۱۳ H، در جدول ۲ نشان داده شده است.

با توجه به شکل ۱ که الگوی پراش پرتو ایکس از منطقه کامپوزیتی را نشان می‌دهد، می‌توان بیان کرد که کاربیدهای رسوب کرده در شبکه منطقه کامپوزیتی، در یک زمینه فریتی قرار گرفته‌اند. با توجه به اینکه عنصر Ti در آلیاژهای آهنی، پایدار کننده فریت است، بنابراین ذوب ذرات TiC در حوضچه مذاب، سبب افزوده شدن این عنصر به ترکیب مذاب در منطقه فرآوری شده، شده است.

شکل ۲، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عرضی منطقه کامپوزیتی و نقشه توزیع اتم‌های Ti آزمون EDS را نشان می‌دهد. با توجه به شکل ۲، منطقه کامپوزیتی حاوی رسوبات سخت کننده TiC و فاز همگن و یکدست زمینه است که با توجه به الگوی پراش پرتو ایکس از سطح منطقه کامپوزیتی، فاز زمینه، فریتی است.

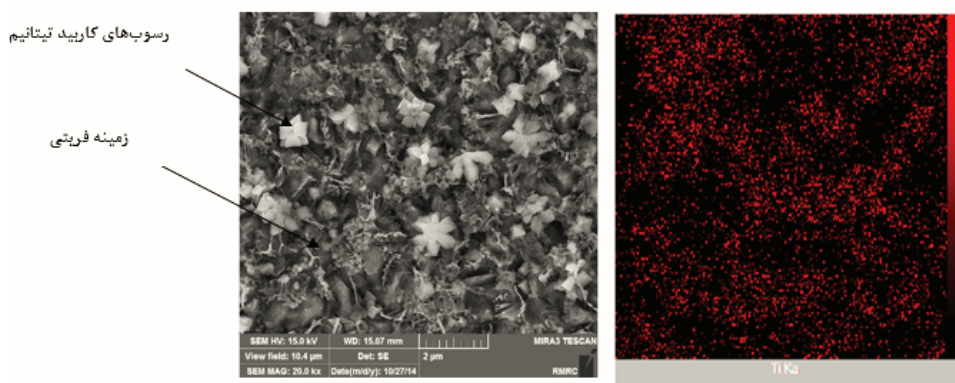
به منظور مطالعه‌ی دقیق ریزساختار و چگونگی توزیع ذرات تقویت کننده از میکروسکوپ الکترونی روبشی Roven- tec Vega II xmu مدل Tescan با ولتاژ ۳۰ kV مجهز به دستگاه طیفسنج انرژی (EDS) استفاده شد. در ادامه برای بررسی‌های دقیق تر ساختار زمینه از میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی (FESEM) مدل Mira3-XMU نیز استفاده شد. ریزسختی منطقه فرآوری شده توسط یک فرورونده ریزسختی ویکرز (Buehler مدل MXT-al) با بار ۵۰۰ گرم و زمان ۱۵ ثانیه اندازه‌گیری شد. سختی هر منطقه، ۳ بار اندازه‌گیری و میانگین آنها ثبت گردید. برای آنالیز تفرق پرتوی ایکس از دستگاه پراش پرتو ایکس از نوع Philips XPert Pro با ولتاژ ۴۰ KV و جریان ۴۰ mA و  $K\alpha=Cu$  استفاده شد. همچنین گام زمانی برای ۰/۰۲۶ درجه و طول موج برابر  $1/5406 \text{ \AA}$  انتخاب شد. به منظور مقایسه رفتار تریبولوژیکی سطح کامپوزیت شده و زیرلایه، آزمون سایش به روش پین روی دیسک، با پین کاربید تنگستن (با سختی ۳۴۳۰ HV) و دیسک متحرک به



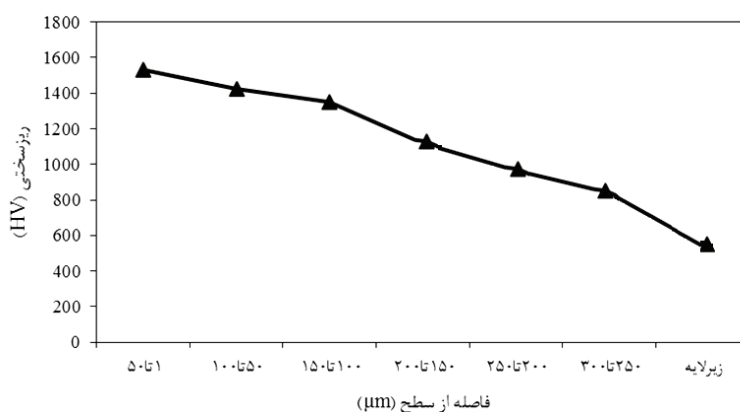
شکل ۱. الگوی پراش پرتو ایکس از سطح منطقه کامپوزیتی.

جدول ۲. ترکیب شیمیایی حاصل از آزمون اسپکتروفتومتری زیرلایه.

عنصر	کربن	منگنز	سیلیسیم	کروم	وانادیوم	مولیبدن	نیکل	آهن
درصد وزنی	۰/۴	۰/۴	۱	۴/۹	۱	۱/۳	۰/۱	معادل



شکل ۲. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی از مقطع عرضی منطقه کامپوزیتی و نقشه توزیع اتم‌های Ti آزمون EDS.



شکل ۳. پروفیل سختی منطقه کامپوزیت شده

عرض زیاد منطقه ساییده شده مشاهده می‌شود. در شکل ۴ (ج)، حضور ترک‌های ریز سطحی نیز به وضوح قابل مشاهده است.

الگو و نتایج حاصل از آنالیز عنصری آزمون EDS برای نقاط A و B در شکل ۳ (ج) به ترتیب در شکل‌های ۵ و ۶ و جدول‌های ۳ و ۴ نشان داده شده است.

با توجه به آنالیز EDS نقاط A و B (شکل‌های ۵ و ۶)، می‌توان نتیجه گرفت که آنالیز نقطه‌ای A مربوط به کندگی‌های فلز پایه است که در اثر بار سایشی، از سطح جدا شده است و نقطه B، اکسیدهای سطحی که در فرآیند سایش تشکیل شده‌اند، است.

سطح ساییده شده نمونه کامپوزیت شده در شکل ۷ نشان داده شده است. با بررسی و مقایسه تصاویر نمونه کامپوزیت شده و نمونه‌ی زیرلایه، می‌توان کاهش تخریب سطوح ساییده شده، عرض ناحیه تحت سایش، اکسیدهای سطحی، کندگی‌ها و خراش‌های نمونه کامپوزیت شده را نسبت به نمونه شاهد مشاهده کرد.

الگو و نتایج حاصل از آنالیز عنصری آزمون EDS برای نقاط A و B در شکل ۷ (ج) به ترتیب در شکل‌های ۸ و ۹ و جدول‌های ۵ و ۶ نشان داده شده است.

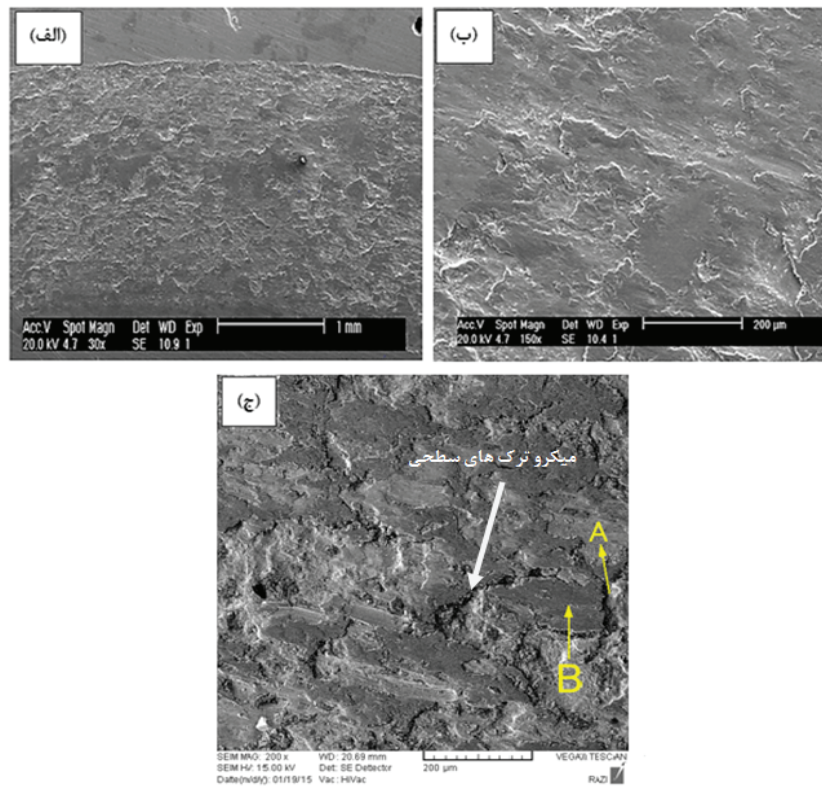
در اثر انحلال ذرات TiC در حوضچه مذاب تشکیل شده توسط پرتو لیزر، کاربیدهایی که مجدداً منجمد شدند، ترکیبی از کاربید تیتانیوم و عناصر آلیاژی فلز زمینه بودند، لذا انتظار بر این است که مقداری از اتم‌های Ti نیز وارد ترکیب فاز زمینه شوند. همانطور که از شکل ۲ مشخص است، اتم‌های Ti علاوه بر محل کاربیدها، در فاز زمینه منطقه فرآوری شده نیز حضور دارند.

شکل ۳، پروفیل سختی را در منطقه فرآوری شده برای نمونه کامپوزیت شده از سطح تا زیرلایه را نشان می‌دهد. حضور ذرات TiC سبب افزایش سختی شده و با افزایش فاصله از سطح کامپوزیت شده، به علت کاهش درصد مشارکت ذرات TiC، سختی کاهش یافته است.

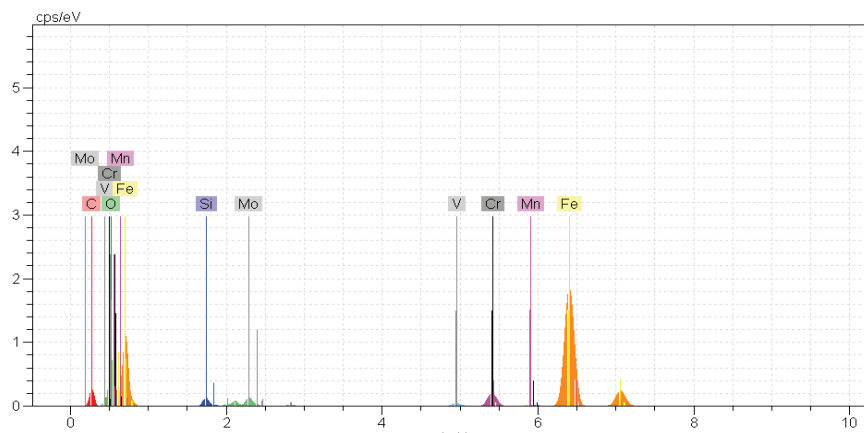
### بررسی رفتار سایشی

#### مطالعه و آنالیز سطوح ساییده شده

در شکل ۴، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح ساییده شده نمونه شاهد نشان داده شده است. با دقت در شکل ۴، می‌توان دریافت که در این نمونه لایه لایه شدن سطح، کندگی‌های سطحی، مناطق تیره رنگ (اکسیدها) و



شکل ۴. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه. الف) بزرگنمایی ۳۰ برابر، ب) بزرگنمایی ۱۵۰ برابر، ج) بزرگنمایی ۲۰۰ برابر.



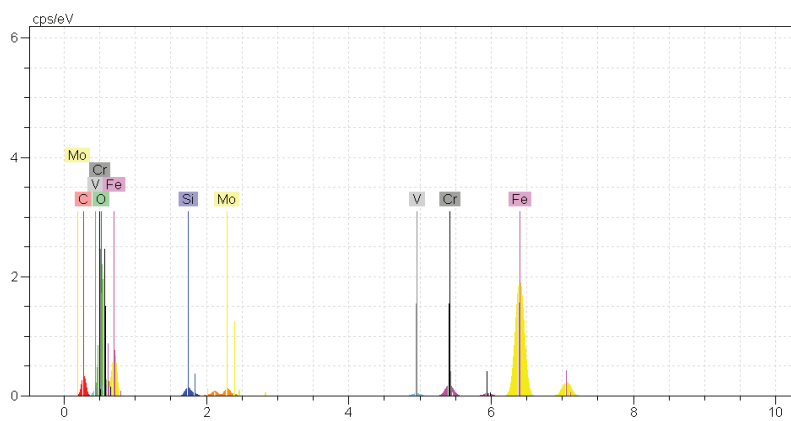
شکل ۵. الگوی حاصل از آنالیز عنصری آزمون EDS از نقطه A.

جدول ۴. نتایج حاصل از آنالیز عنصری آزمون EDS از نقطه B.

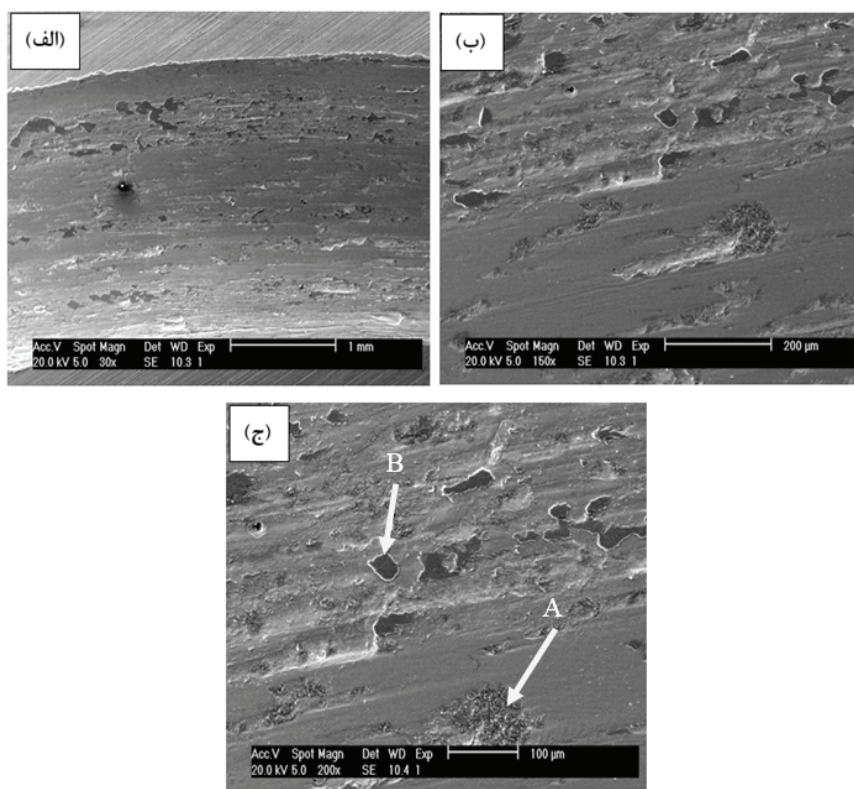
عنصر	درصد وزنی	درصد اتمی
C	۰/۹۰	۲/۶۴
O	۲۲/۵۵	۴۳/۷۹
Si	۰/۸۰	۱/۳۹
V	۰/۲۵	۰/۲۰
Cr	۳/۳۳	۲/۵۱
Fe	۷۰/۶۲	۴۹/۴۲
Mo	۱/۵۵	۰/۶۳
مجموع	۱۰۰	۱۰۰

جدول ۳. نتایج حاصل از آنالیز عنصری آزمون EDS از نقطه A.

عنصر	درصد وزنی	درصد اتمی
C	۱/۳۴	۵/۸۱
O	۳/۲۱	۷/۴۵
Mn	۰/۶۰	۰/۵۰
Si	۰/۸۹	۱/۴۵
V	۰/۶۸	۰/۷۰
Cr	۴/۱۹	۴/۲۰
Fe	۸۶/۳۱	۷۸/۳۸
Mo	۲/۷۸	۱/۵۱
مجموع	۱۰۰	۱۰۰



شکل ۶. الگوی حاصل از آنالیز عنصری آزمون EDS از نقطه B.



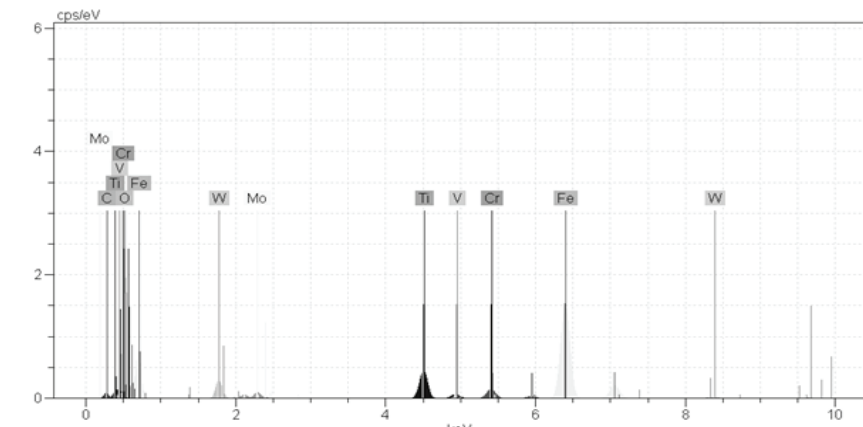
شکل ۷. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه کامپوزیت شده. (الف) بزرگنمایی ۳۰ برابر، (ب) بزرگنمایی ۱۵۰ برابر، (ج) بزرگنمایی ۲۰۰ برابر.

جدول ۶. نتایج حاصل از آنالیز عنصری آزمون EDS از نقطه B.

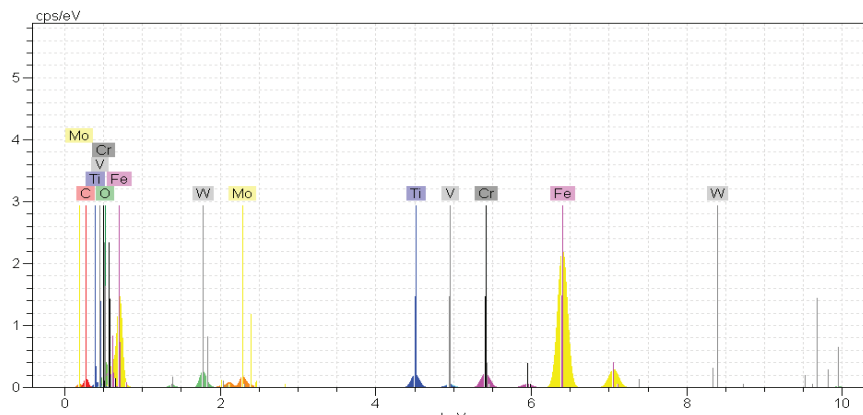
عنصر	درصد وزنی	درصد اتمی
C	۰/۸۷	۲/۷۴
O	۱۷/۵۵	۳۹/۱۹
Ti	۷/۸۰	۹/۷۶
V	۰/۳۱	۰/۲۶
Cr	۳/۵۳	۲/۶۴
Fe	۶۳/۱۲	۴۳/۴۹
Mo	۱/۱۳	۰/۷۱
W	۵/۶۹	۱/۲۱
مجموع	۱۰۰	۱۰۰

جدول ۵. نتایج حاصل از آنالیز عنصری آزمون EDS از نقطه A.

عنصر	درصد وزنی	درصد اتمی
C	۱/۲۷	۵/۴۶
O	۴/۱۹	۱۰/۳۷
Ti	۲۳/۶۹	۲۰/۵۰
V	۰/۷۲	۰/۸۸
Cr	۴/۲۷	۴/۹۲
Fe	۶۲/۳۱	۵۶/۴۷
Mo	۱/۲۸	۰/۷۶
W	۲/۲۷	۰/۶۴
مجموع	۱۰۰	۱۰۰



شکل ۸. الگوی حاصل از آنالیز عنصری آزمون EDS از نقطه A.



شکل ۹. الگوی حاصل از آنالیز عنصری آزمون EDS از نقطه B.

جدول ۷. پهنای ناحیه ساییده شده نمونه‌های مورد بررسی در آزمون سایش.

نمونه	شاهد	کامپوزیت شده
عرض منطقه تحت سایش (μm)	۲۳۷۳/۶۱	۱۷۵۸/۷۱

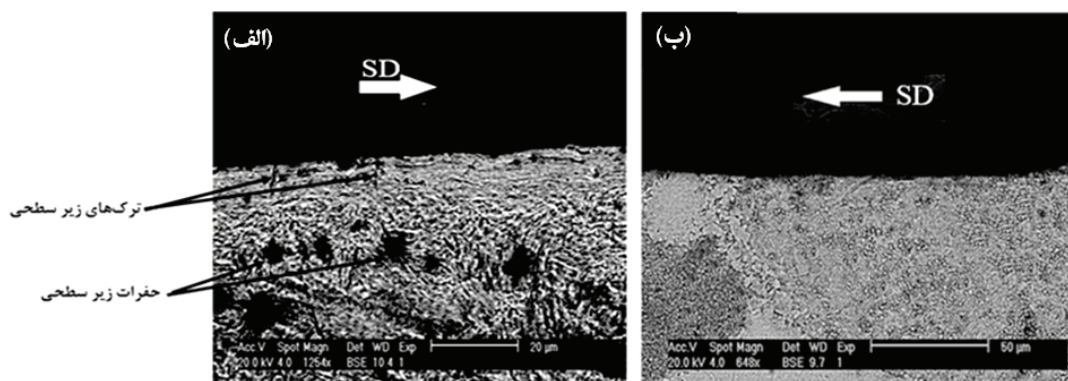
#### مطالعه مقطع زیر سطح ساییده شده

شکل ۱۰، تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عرضی زیر سطوح ساییده شده برای نمونه‌های شاهد و نمونه کامپوزیت شده را نشان می‌دهد. با توجه به شکل ۱۰ (الف)، خطوط جریان، نشان دهنده تغییر شکل پلاستیک در ناحیه زیر سطح سایش هستند. علاوه بر تغییر شکل پلاستیک، ترک‌های ریز و کندگی‌های سطحی نیز مشاهده می‌شود که اعمال نیروی سایشی نیرو سبب افزایش تغییر شکل پلاستیک، مقدار و عمق ترک‌ها، کندگی‌های سطحی و ایجاد حفرات زیر سطح سایش شده است. لازم به ذکر است که در سطح بالایی، نیروهای فشاری و برشی زیادی وجود دارد ولی با پیشروی در عمق نمونه از نیروهای فشاری کاسته شده و نیروهای برشی باعث سیلان ماده می‌شود. با توجه به شکل ۱۰ (ب)، در اثر کامپوزیت سازی سطح توسط لیزر و با استفاده از ذرات TiC، دیگر اثری از تغییر شکل پلاستیک زیر سطح ساییده شده دیده نشده و همچنین از مقدار کندگی‌های سطحی و عمق آنها نیز کاسته شده است. لازم به ذکر است که در نمونه‌های کامپوزیت شده، سطح زیر ناحیه ساییده شده در تمامی نمونه، حالت یکنواخت و پیوسته خود را حفظ کرده است.

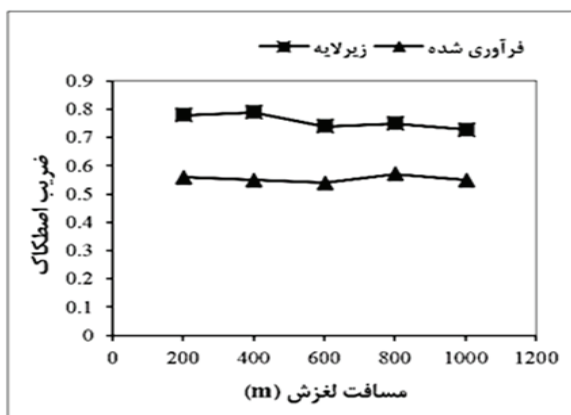
با توجه به آنالیز نقطه A (شکل ۸)، می‌توان نتیجه گرفت که آنالیز این نقطه، ذرات کاربید تیتانیوم جدا شده از سطح کامپوزیتی، ذرات فاز زمینه و مقدار کمی اکسیدهای سطحی است. با توجه به آنالیز نقطه B (شکل ۹)، این نقطه به طور عمده، اکسیدهای سطحی را نشان می‌دهند. بنابراین با دقت در نتایج حاصل آزمون‌های EDS نمونه‌های کامپوزیت شده، می‌توان نتیجه گرفت که برآمدگی‌ها و کندگی‌های سطحی شامل اکسیدهای سطحی، ذرات TiC جدا شده از سطوح کامپوزیتی و کندگی‌های مربوط به فلز پایه هستند.

در جدول ۷، پهنای ناحیه ساییده شده نمونه شاهد و کامپوزیت شده نشان داده شده است. با توجه به نتایج ارائه شده در جدول ۷، کامپوزیت سازی سطحی فولاد H ۱۳ سبب کاهش عرض منطقه تحت سایش شده است.

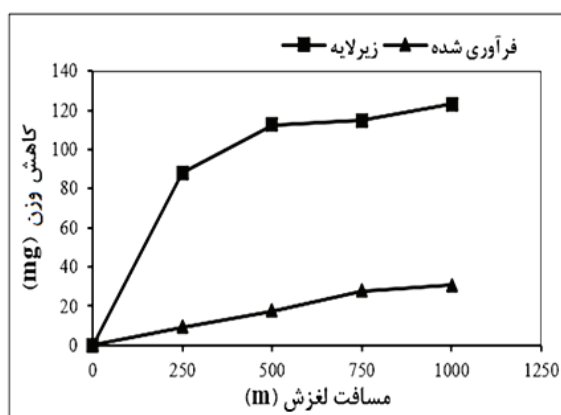




شکل ۱۰. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از مقطع عرضی زیر سطوح ساییده شده. الف) نمونه شاهد، ب) نمونه کامپوزیت شده.



شکل ۱۲. ضریب متوسط اصطکاک بر حسب مسافت طی شده برای نمونه‌های فرآوری شده و زیرلایه.



شکل ۱۱. نمودار کاهش وزن بر حسب مسافت لغزش نمونه‌های کامپوزیت شده و زیرلایه.

و سطح واقعی تقریباً با سطح اسمی تماس برابر می‌گردد. بنابراین می‌توان ذکر کرد که بالاتر بودن شیب مرحله اولیه نمودارهای کاهش وزن در شکل ۱۱ احتمالاً به دلیل وجود ناهمواری‌های سطحی در مراحل اولیه لغزش است به طوری که این ناهمواری‌ها موجب افزایش تنش اعمالی بر نقاط واقعی تماس شده و سرعت سایش را افزایش می‌دهد.

#### نمودارهای متوسط ضریب اصطکاک

نمودارهای ضریب اصطکاک بر حسب مسافت لغزش در شکل ۱۲ نشان داده شده است. در این نمودار قسمت ناپایدار اولیه حذف شده و برای ایجاد شرایط مقایسه‌ای بهتر، از مسافت ۲۰۰ متر به بعد، از هر ۲۰۰ متر میانگین گیری شده و نمودار ترسیم شده است. با دقت در این نمودارها مشخص است که مقدار ضریب اصطکاک برای نمونه فرآوری شده همواره کمتر از نمونه شاهد است. در نمونه‌های کامپوزیت شده، مشارکت ذرات TiC با سختی بالا، سبب افزایش سختی و مقاومت سایشی ناحیه کامپوزیتی و کاهش کندگی‌ها و کاهش وزن ناشی از سایش شده است که این امر کاهش ضریب اصطکاک سطوح کامپوزیت شده نسبت به نمونه‌های شاهد را در پی داشته است.

#### نمودارهای تغییرات کاهش وزن

کاهش وزن بر حسب مسافت لغزش نمونه‌ها در شکل ۱۱ نشان داده شده است. این نمودارها از دو قسمت خطی تشکیل شده است، به طوری که قسمت خطی دوم تقریباً از مسافت ۲۵۰ متر آغاز شده و دارای شیب کمتری نسبت به قسمت خطی اول است. نمودار مربوط به نمونه‌ی کامپوزیت شده توسط لیزر، همواره مقدار سایش آنها کمتر از نمونه‌ی شاهد است و با افزایش مسافت لغزش، تغییرات آنها با یک شیب نسبتاً ثابت اتفاق می‌افتد. با توجه به شیب بالای نمودارها در قسمت اول، به نظر می‌رسد که این قسمت از نمودار سایش در کلیه نمونه‌ها مربوط به سایش اولیه (Run-in) می‌باشد. در ابتدای سایش به دلیل عدم تطابق ناهمواری‌ها روی سطوح سایشی، سطح واقعی تماس بسیار کمتر از میزان سطح اسمی تماس است و لذا در این حالت به دلیل افزایش فشار در مناطق واقعی تحت سایش در نتیجه افزایش سرعت سایش، کاهش وزن افزایش می‌یابد. این عدم تطابق در ناهمواری‌های سطح سایش همچنین منجر به افزایش نوسان سطوح درگیر می‌گردد. با افزایش فاصله لغزش به تدریج ناهمواری‌ها و برجستگی‌ها سطحی کاهش یافته و سطح هموارتر گشته

مقاومت سایشی نمونه‌ی کامپوزیت شده در مقایسه با نمونه‌ی شاهد است. لذا با توجه به آنالیز فازهای موجود در سطح ساییده شده نمونه کامپوزیتی و همچنین تصاویر زیر سطح سایش، می‌توان نتیجه گرفت که مکانیزم فعال سایشی در نمونه‌ی کامپوزیت شده، مکانیزم اکسیدی آرام است.

#### ۴. نتیجه‌گیری

۱. منطقه کامپوزیتی عاری از هرگونه ترک و تخلخل بوده و ذرات TiC در منطقه کامپوزیتی به صورت یکنواخت توزیع شدند.
۲. مشارکت ذرات TiC در منطقه کامپوزیتی باعث افزایش سختی فولاد H ۱۳ تا ۱۵۵۰ ویکرز شده است.
۳. کامپوزیت سازی سطحی با لیزر و مشارکت ذرات TiC با سختی و استحکام بالا، با جلوگیری از تغییر فرم پلاستیک و تشکیل ترک‌های سطحی و همچنین انجام سریع لایه ذوب شده، باعث ایجاد ساختاری با سختی متوسط ۱۵۵۰ ویکرز شده است که در شرایط سایشی یکسان نسبت به نمونه کامپوزیت نشده با متوسط سختی ۵۴۰ ویکرز، مقاومت سایشی بالاتری از خود نشان داده است. زیرا با افزایش سختی، مقدار سطح تماس واقعی کاهش می‌یابد که منجر به کاهش نرخ سایش می‌شود.

#### ۵. تشکر و قدردانی

با تشکر و سپاس فراوان از مرکز ملی علوم و فنون لیزر ایران و همچنین آقای مهندس علی دادو که همکاری لازم را در جهت انجام این پژوهش بعمل آوردند.

#### تحلیل رفتار سایشی و مکانیزم‌های آن

در نمونه شاهد، اعمال بار سایشی سبب ایجاد تمرکز شدید تنش در مناطق مستعد در ناحیه زیر سطح شده است که این امر موجب تشکیل حفره در نواحی زیر سطحی گردیده و مناطق مناسبی را برای رشد و گسترش ترک فراهم نموده است. ترک‌های ریز سطحی، پس از تشکیل، رشد کرده و با عبور از مناطق ضعیف (مانند فصل مشترک فازها) و یا مناطق تحت تنش شدید به هم پیوسته، به وسیله اعمال تنش خارجی ناشی از سایش، جدا شده و به صورت ذرات ورقه‌ای شکل از منطقه سایش خارج می‌گردند. شواهد فوق نشان‌دهنده مکانیزم تورق در فرآیند سایش است [۱۷، ۲۵، ۲۴]. پس از مکانیزم تورق، احتمالاً بخشی از ذرات جدا شده و محبوس در میان سطوح سایشی، با اعمال تغییر شکل پلاستیکی و یا خردایش، به ذرات ریزتری تبدیل می‌گردند که این امر به دلیل افزایش دمای ناشی از حرارت اصطکاکی، اکسایش ذرات را به دنبال داشته است. با ادامه سایش و افزایش ذرات اکسیدی، این ذرات موجب تشکیل لایه نازکی روی سطح و کاهش اصطکاک میان سطوح شده و جدایش ذرات در اثر تورق را به تعویق انداخته‌اند. پس از مدتی، این لایه اکسیدی در اثر اعمال تنش‌های ناشی از سایش، به صورت ذرات متراکمی از سطح جدا شده و اصطکاک میان سطوح سایشی به دلیل تماس سطوح بکر فلزی افزایش یافته که این امر خود به دلیل افزایش تنش بر ناحیه زیرسطحی، زمینه را برای جدایش ذرات در اثر مکانیزم تورق فراهم نموده است [۲۷، ۲۶، ۲۳].

با توجه به شکل ۱۰ (ب)، مناطق زیر سطح ساییده شده نمونه کامپوزیت شده، عاری از هرگونه ترک‌های ریز سطحی و تغییر شکل پلاستیک است که این مشاهدات نشان از بهبود

#### References

- [1] S. Jhavar, CP. Paul, , NK. Jain, Causes of failure and repair options for dies and molds, A review. Engineering Failure Analysis, Vol. 34, pp.519-535, 2013.
- [2] B. AlMangour, D. Grzesiak, JM. Yang, Nanocrystalline TiC-reinforced H13 steel matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting, Material and Design: Vol. 96, pp.150-161, 2016.
- [3] BS. Yilbas, F. Patel, C. Karatas, Laser controlled melting of H12 hot-work tool steel with B4C particles at the surface, Optic and Laser Technology: Vol. 74, pp. 36-42, 2015.
- [4] H. Jespersen, C. Nilsson, The Influence of the cooling rate during quenching and preheating temperature on the toughness of a hot-work tool steel, BHM Berg-und Hüttenmännische Monatshefte: Vol. 157, pp. , 2012.
- [5] 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: Vol. 40, pp. 887-897, 2009.
- [6] K. Ushashri, M. Masanta, Hard TiC Coating on AISI304 Steel by Laser Surface Engineering Using Pulse Nd:YAG Laser, Materials and Manufacturing Processes: Vol. 30, pp. 730-735, 2015.
- [7] J. Davis, Surface Hardening of Steels. ASM International, Materials Park, OH: Vol. 227, 2002.
- [8] HJ. Shin, Y T. Yoo, Microstructural and hardness investigation of hot-work tool steels by laser surface treatment, Journal of Materials Processing Technology: Vol. 201, pp. 342-347, 2008.
- [9] 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: Vol. 2, pp. 427-439, 2010.
- [10] Y. Lei, R. Sun, Y. Tang, W. Niu, Microstructure and phase transformations in laser clad CrxSy/Ni coating on H13 steel, Optics and Lasers in Engineering: Vol. 66, pp. 181 -186, 2015.
- [11] A. Chehrghani, MJ. 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, Vol. 258, pp. 2068-2076, 2012.
- [12] FO. Olsen, L. Alting, Pulsed Laser Materials Processing, Nd-YAG versus CO2 Lasers, CIRP Annals - Manufacturing Technology: Vol. 44, pp. 141-145, 1995.

- [13] S. Huang, M. Samandi, M. Brandt, Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers, *Wear*: Vol. 256, pp. 1095-1105, 2004.
- [14] G. Telasang, J. Dutta Majumdar, G. Padmanabham, M. Tak, I. Manna, Effect of laser parameters on microstructure and hardness of laser clad and tempered AISI H13 tool steel. *Surface & Coatings Technology*: Vol. 258, pp. 1108-1118, 2014.
- [15] D. Verdi, C.J. Múnez, F. Sevillano, P. Poza, Laser surface alloying of Gr22 ferritic steel with Ni(Al): Effect of processing parameters on the microstructure and high temperature performance, *Journal of Materials Processing Technology*: Vol. 213, pp. 1825-1834, 2013.
- [16] DI. Adebisi, API. Popoola, SL. Pityana, Microstructural evolution at the overlap zones of 12Cr martensitic stainless steel laser alloyed with TiC, *Optics & Laser Technology*: Vol. 61, pp. 15-23, 2014.
- [17] Wear resistance, *ASM Handbook*, ASM International, Materials Park, OH: Vol. 1, pp. 579-638, 1991.
- [18] G. Telasang, J. DuttaMajumdar, G. Padmanabham, I. Manna, Wear and corrosion behavior of laser surface engineered AISI H13 hot working tool steel. *Surface & Coatings Technology*: Vol. 261, pp. 69-78, 2015.
- [19] GA. Roberts, R. Kenney, *Tool Steel*. ASM International: Vol. 221, 1998.
- [20] V. Fallah, SF. Corbin, A. Khajepour, Solidification behaviour and phase formation during pre-placed laser cladding of Ti45Nb on mild steel, *Surface and Coatings Technology*: Vol. 204, pp. 2400-2409, 2010.
- [۲۱] شهرام خیراندیش، ماندانا عادل، محسن اسدی اسدآبادی، یوسف رضالو، "فولادهای ابزار"، ایران، مرکز انتشارات دانشگاه علم و صنعت، ۱۳۸۸.
- [22] L. Falcon-Franco, E. Bedolla-Becerril, J. Lemus-Ruiz, J.G. Gonzalez-Rodríguez, R. Guardian, I. Rosales, Wear performance of TiC as reinforcement of a magnesium alloy matrix composite, *Composites: Part B*. Vol. 42, pp. 275-279, 2011.
- [23] S C. Lim, M F. Asddvard, Wear- mechanism maps, *Acta Metallurgical*, Eddvard Arnold: pp. 82-171, 1992.
- [24] J. Hoge, R. Eadar, Material wear resistance quatification, *AFS Transactions*: pp. 59-63, 1994.
- [25] S.W. Huang, M. Samandi, M. Brandt, Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers, *Wear*: Vol. 256, pp. 1095-1105, 2004.
- [26] D G. Ahn, Hardfacing technologies for improvement of wear characteristics of hot working tools: A Review, *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*: Vol. 14, pp. 1271-1283, 2013.
- [27] J. Dutta Majumdar, Laser assisted composite surfacing of materials for improved wear resistance, *Physics Procedia*: Vol. 5, pp. 425-430, 2010.