علوم و مهندسی سطح، شماره ٦٦ (سال ١٤٠٤)، صفحات ١-١٤



نشریه علوم و مهندسی سطح

انجمن علوم و تکنولوژی سطح ایران

تأثیر پردازش لیزری بر خواص سطحی و عملکرد تریبولوژیکی پوشش نانولایه CrN/CrTiSiN

الهه بقائی[1]، حسن علم‌خواه*[1]، میثم نوری[1]، انسیه شعبانلو[2]، بابک ژاله[2]

۱. دانشکده مهندسی، دانشگاه بوعلی سینا، همدان، ایران

۲. دانشکده علوم پایه، دانشگاه بوعلی سینا، همدان، ایران

واژگان کلیدی:
پوشش نانولایه
Arc-PVD
پردازش لیزر
تریبولوژی
نانودندانه‌گذاری

تاریخ دریافت:
١٤٠٤/١٠/٠١
تاریخ بازنگری:
١٤٠٥/٠١/١٠
تاریخ پذیرش:
١٤٠٥/٠٢/٥

چکیده

در این پژوهش، تأثیر فرایند پردازش لیزر بر ویژگی‌های سطحی و تریبولوژیکی پوشش نانولایه CrN/CrTiSiN که به روش تبخیر قوس کاتدی بر روی زیرلایه فولاد زنگ‌نزن ۳۰۴ ایجاد شده بود، مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که پردازش لیزر روی پوشش منجر به تغییراتی در توپوگرافی سطح و خواص مکانیکی و سایشی پوشش شد. اعمال لیزر موجب افزایش زبری سطح پوشش (R_a) از ۰/۱۶۱ میکرومتر به ۰/۶۹۸ میکرومتر شد. پوشش نانولایه CrN/CrTiSiN به خودی خود باعث بهبود چشمگیر نانوسختی فولاد ۳۰۴ از ۳.۵ گیگاپاسکال به از ۵۰ گیگاپاسکال شد، اما لیزر کردن با ایجاد تخریب موضعی ساختار نانولایه، سختی پوشش را به شدت کاهش داد. همچنین آزمون‌های سایش نشان داد که رفتار اصطکاکی نمونه‌ها به شدت تحت تأثیر بار اعمالی و تغییرات سطحی ناشی از لیزر قرار دارد. در نیروی ۳ نیوتن حجم از دست رفته پوشش ۰/۰۰۳ میلی‌متر مکعب است در حالی که پردازش لیزر این مقدار را به ۰/۰۵ میلی‌متر مکعب افزایش داد. در نیروی ۵ نیوتن پوشش عملکرد ضعیف‌تری نسبت به نیروی کمتر از خود نشان داد اما برای پوشش لیزر شده تفاوت زیاد نبود به طوریکه حجم از دست رفته پوشش ۰/۵ میلی‌متر مکعب است و برای پردازش لیزر این مقدار به ۱/۱ میلی‌متر مکعب رسید. لذا در این پوشش در شرایط پردازش لیزر حساس به تخریب هستند.

DOI: https://doi.org/10.22034/issst.2026.2092806.1675

Effect of Laser Processing on Surface Properties and Tribological Performance of CrN/CrTiSiN Nanolayer Coatings

Abstract

In this study, the effect of laser processing on the surface and tribological characteristics of CrN/CrTiSiN nanolayer coatings, deposited via cathodic arc evaporation on AISI 304 stainless steel substrates, was investigated. The results indicated that laser processing of the coating led to significant alterations in surface topography, as well as mechanical and tribological properties. Laser treatment increased the surface roughness (Ra) of the coating from 0.161 µm to 0.698 µm. The CrN/CrTiSiN nanolayer coating itself markedly improved the hardness of AISI 304 stainless steel from 3.5 GPa to 50 GPa. However, subsequent laser treatment significantly reduced the coating hardness by inducing localized damage to the nanolayer structure. Furthermore, wear tests revealed that the frictional behavior of the samples is strongly influenced by the applied load and laser-induced surface modifications. At a 3 N load, the wear volume of the coating was 0.003 mm^3, whereas laser processing increased this value to 0.05 mm^3. Under a 5 N load, the as-deposited coating exhibited poorer performance compared to the lower load; however, for the laser-treated coating, the difference was less pronounced, with the wear volume reaching 0.5 mm^3 for the coating and 1.1 mm^3 for the laser-processed sample. Therefore, this coating is susceptible to degradation under laser processing conditions.

Keywords: Nanolayer Coating, Arc-PVD, Laser Processing, Tribology, Nano-indentation.

* *Corresponding author E-mail:* h.elmkhah@basu.ir

١- مقدمه

پوشش‌دهی به روش رسوب فیزیکی بخار یا PVD[1] یکی از روش‌های مهم و پرکاربرد در مهندسی سطح است که برای بهبود خواصی مانند سختی، مقاومت سایشی، مقاومت به خوردگی، پایداری حرارتی و کاهش ضریب اصطکاک به کار می‌رود. این پوشش‌ها به‌ویژه در ابزارهای برشی، قالب‌ها، قطعات خودرو، تجهیزات پزشکی و قطعاتی که در معرض سایش یا تماس مکانیکی شدید قرار دارند، اهمیت زیادی پیدا کرده‌اند. این پوشش‌ها معمولاً ساختاری نازک، سخت و در برخی موارد نسبتاً شکننده دارند و ممکن است دارای تنش‌های پسماند، زبری سطحی، عیوب ریزساختاری، تخلخل‌های موضعی یا چسبندگی ضعیف به زیرلایه باشند. وجود این عوامل الزاماً به معنای ضعف پوشش نیست، اما در شرایط کاری سخت می‌تواند باعث کاهش عمر پوشش شود. برای مثال، تمرکز تنش در اطراف عیوب سطحی می‌تواند محل شروع ترک باشد، یا زبری زیاد سطح می‌تواند باعث افزایش اصطکاک و تشدید سایش شود. در این شرایط می‌توان از روش‌هایی برای بهبود عملکرد پوشش کمک گرفت. فرایندهایی که پس از پوشش‌دهی روی سطح انجام می‌شوند می‌توانند نقش بسیار تعیین‌کننده‌ای در عملکرد نهایی پوشش داشته باشند. به همین دلیل، در سال‌های اخیر توجه زیادی به فرایندهای تکمیلی پس از پوشش‌دهی PVD شده است [١-٣].

یکی از فرایندهای مؤثر پس از پوشش‌دهی، ساچمه‌کوبی است. در این فرایند، ذرات ریز با سرعت بالا به سطح برخورد می‌کنند و باعث ایجاد تغییر شکل پلاستیک موضعی و ایجاد تنش‌های فشاری پسماند در نزدیکی سطح می‌شوند. اهمیت ساچمه‌کوبی در پوشش‌های PVD بیشتر به این دلیل است که بسیاری از این پوشش‌ها سخت و نازک هستند و در برابر تنش‌های کششی یا ضربه‌های موضعی حساسیت دارند. ایجاد تنش فشاری در سطح می‌تواند تا حدی این حساسیت را کاهش دهد و مقاومت پوشش را در برابر ترک‌زایی افزایش دهد. تأثیر نهایی ساچمه‌کوبی به عواملی مانند جنس پوشش، ضخامت پوشش، سختی زیرلایه، اندازه ساچمه، شدت کوبش و زاویه برخورد بستگی دارد. به همین دلیل، نمی‌توان ساچمه‌کوبی را به‌صورت یک عملیات عمومی و یکسان برای همه پوشش‌ها در نظر گرفت، بلکه لازم است پارامترهای آن بر اساس نوع سامانه پوشش/زیرلایه بهینه‌سازی شود [٤, ٥].

آنیل پس از پوشش‌دهی یکی از مهم‌ترین عملیات‌های تکمیلی برای تغییر ریزساختار و عملکرد پوشش‌های رسوب فیزیکی بخار است، چون می‌تواند هم‌زمان بر تنش‌های پسماند، پایداری فازی، چسبندگی، سختی و رفتار سایشی اثر بگذارد. مطالعات متعددی در زمینه بررسی رفتار پوشش‌های نیتریدی پس از آنیل کردن در شرایط متفاوت انجام شده است [٦-٨]. به طور مثال در پوشش‌های (Ti,Al,Si)N حاصل از HS-PVD[2]، آنیل کردن پوشش سبب بازیابی، تبلورمجدد و رشد دانه، ایجاد تغییرات در ریزساختار و بهبود چسبندگی شده است [٩]. همچنین در پوشش چندلایه CrN/CrAlN رسوب‌داده‌شده به روش قوس کاتدی، تغییر دمای آنیل پس از رسوب‌دهی بر خواص مورفولوژیکی، مکانیکی و الکتروشیمیایی اثرگذار بوده و نشان داده است که بازه دمایی آنیل باید با دقت انتخاب شود تا به‌جای تخریب پوشش، به بهینه‌سازی عملکرد آن منجر شود [١٠].

عملیات لیزر هم یکی از فرایندهایی است که در سال‌های گذشته به منظور کنترل خواص سطحی با استفاده از بافت سطح و انرژی سطحی مورد توجه قرار گرفته است. لیزر می‌تواند به‌صورت موضعی و با سرعت بالا سطح پوشش را گرم کند و باعث تغییراتی مانند بازپخت سریع، بازذوب سطحی، کاهش تخلخل، بهبود چسبندگی یا اصلاح ریزساختار شود [١١-١٤]. اما در اندک پژوهش‌هایی به تاثیر

[1] Physical vapor deposition

[2] high speed physical vapor deposition

این فرایند روی پوشش‌ها به عنوان عملیات تکمیلی پرداخته شده است. نینگ و همکارانش [۱۵]، اثرات LE-LSP[1] با انرژی‌های مختلف روی مورفولوژی سطح، سختی، تنش باقی‌مانده، ساختار بلوری و مقاومت به سایش پوشش CrN را بررسی کردند. نتایج بدست آمده نمایانگر این است که سطح پوشش پس از LE-LSP تغییر شکل پلاستیکی شدید از خود نشان می‌دهد. زبری سطح و سختی ویکرز افزایش پیدا می‌کند. به دلیل تشکیل ترک های سطحی، تنش باقی‌مانده با افزایش انرژی لیزر کاهش می‌یابد. سازوکار سایش و نرخ سایش برای انرژی‌های متفاوت لیزر، مختلف است که بیانگر اهمیت بالای بهینه‌سازی پارامترها در فرایند است.

در مجموع، می‌توان گفت عملیات‌های تکمیلی پس از پوشش‌دهی PVD بخش مهمی از فرایند مهندسی سطح هستند. این عملیات‌ها می‌توانند عیوب سطحی را کاهش دهند، تنش‌های پسماند را کنترل کنند، چسبندگی را بهبود دهند، زبری سطح را کم کنند و مقاومت سایشی یا خستگی پوشش را افزایش دهند. البته تأثیر آن‌ها همیشه مثبت نیست و در صورت انتخاب نامناسب پارامترها، ممکن است باعث آسیب به پوشش شوند. به همین دلیل، نگاه امروزی به پوشش‌های رسوب فیزیکی بخار تنها بر رسوب‌دهی یک لایه سخت متمرکز نیست، بلکه بر طراحی یک سامانه کامل شامل زیرلایه، پوشش، ریزساختار، تنش‌های پسماند و عملیات‌های پس از پوشش‌دهی تأکید دارد. این دیدگاه می‌تواند مسیر مناسبی برای افزایش عمر قطعات و بهبود عملکرد پوشش‌ها در شرایط کاری واقعی فراهم کند.

با توجه به اینکه تعداد مطالعات در زمینه تاثیر استفاده از فرایند لیزر روی پوشش‌ها بسیار اندک است، این پژوهش با هدف بررسی تاثیر فرایند لیزری به عنوان عملیات تکمیلی بر رفتار سایشی پوشش CrN/CrTiSiN لایه‌نشانی شده به روش رسوب فیزیکی بخار و مقایسه آن با حالت بدون فرایند لیزری انجام شد.

۲- مواد و روش‌ها

۲-۱- زیرلایه و پوشش

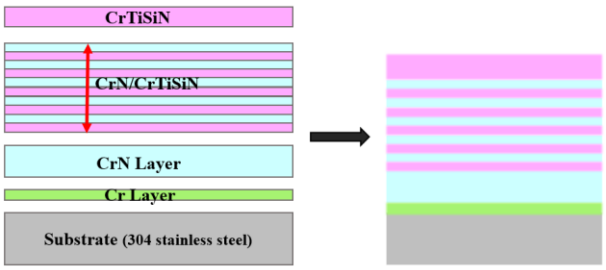
در این مطالعه پوشش نانولایه CrN/CrTiSiN روی قطعات ۳ در ٤ سانتی‌متری از فولاد زنگ نزن ۳۰٤ با ضخامت ۲ میلی‌متر اعمال شد. آماده‌سازی زیرلایه شامل استفاده از سنباده‌های SiC تا مش ۳۰۰۰ برای آماده‌سازی، پولیش‌کاری و قرار دادن نمونه‌ها در حمام اولتراسونیک الکل و استون به مدت ۲۰ دقیقه بود.

برای اعمال لایه‌های پوشش از روش مبتنی بر تبخیر قوس کاتدی که از زیرمجموعه‌های فرایند PVD است استفاده شد. زیرلایه‌ها در محفظه لایه‌نشانی دستگاه شرکت فناوران سخت‌آرا قرار گرفت و برای وارد کردن Si نیمه‌رسانا در فرایند، از ماده هدف Ti80%-Si20% استفاده شد تا شرط رسانا بودن ماده هدف در روش تبخیر قوس کاتدی برقرار شود. پارامترهای دقیق فرایند در جدول ۱ آورده شده است. در نهایت پوشش با معماری چندلایه با طرح‌واره آورده شده در شکل۱، حاصل شد. میان‌لایه Cr بین زیرلایه فولادی و پوشش CrN جهت برقراری اتصال بهتر زیرلایه و پوشش ایجاد شده است.

[1] low-energy laser shock peening

جدول۱: متغیرهای فرایند لایه‌نشانی پوشش‌های اعمالی به روش PVD در این پژوهش

متغیرهای فرایند	لایه CrN	لایه CrTiSiN
ماده هدف	کروم با خلوص ۹۹/٦ درصد	آلیاژ Ti و Si با نسبت ۸۰ به ۲۰ درصد اتمی
نوع گاز ورودی	N_2 و Ar	
فشارکاری	10^{-3} تور	
فشار پایه	10^{-5} تور	
فاصله زیرلایه تا ماده هدف	۱۵ سانتی‌متر	
زمان لایه‌نشانی	۱۲۰ دقیقه	
نرخ چرخش نمونه‌ها	۵ دور در دقیقه	
ولتاژ بایاس زیرلایه	۱۰۰- ولت	
جریان تبخیر ماده هدف	۱۳۰ آمپر	
چرخه کاری	۵۰ درصد	
دمای لایه‌نشانی	۳۰۰ درجه سلسیوس	



شکل۱: طرحواره معماری لایه‌های رسوب‌گذاری شده در این پژوهش.

۲-۲- فرایند لیزر

برای انجام عملیات تکمیلی پردازش لیزری، از دستگاه لیزر (RFL-P30Q-1064 nm) با توان ۱۲ وات و فاصله خطوط ۰/۷ میکرومتر و سرعت روبش لیزر ٦۰۰ میلی‌متر بر ثانیه بصورت اسکن خطی استفاده شد.

۲-۳- تجهیزات مشخصه‌یابی و ارزیابی خواص

به منظور بررسی ویژگی‌های ریزساختاری و تعیین فازهای موجود از دستگاه پراش پرتو ایکس Diffractometer D8 با آند مسی به طول موج ۱/٥٤ آنگستروم در محدوده ۲۰ تا ۸۰ درجه برای ۲θ استفاده شد و نتایج با استفاده از نرم افزار Xpert High Score Plus تحلیل شد. برای نمایش توالی لایه‌ها از تصاویر سطح مقطع بدست آمده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی[1] با مدل MIRA3TESCAN-XMU و در حالت الکترون‌های برگشتی[2] و برای تصاویر سطح پوشش‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی[3] با مدل VEGA3 بهره گرفته شد.

در پژوهش حاضر از چسبندگی راکول‌سی مطابق استاندارد VDI3198 [١٦]، برای ارزیابی کیفی چسبندگی استفاده شد. با توجه به سختی کمتر زیرلایه از HRC ٥٤ (٥٨٩ ویکرز)، از نیروی ۱۰۰kgf معادل ۹۸۱ نیوتن برای فرورونده استفاده شد. پس از باربرداری نیرو، اثر ایجاد شده توسط فرورونده با میکروسکوپ نوری مشاهده و با معیار گفته شده در استاندارد مقایسه شد. همچنین آزمون نانودندانه‌گذاری، با نیروی ۵۰ میلی‌نیوتن برای بارگذاری و سه بار تکرار برای هر نمونه و سپس میانگین‌گیری از داده‌ها برای مقایسه سختی حاصل پس از عملیات تکمیلی روی پوشش‌ها انجام شد.

برای بررسی خواص تریبولوژی نمونه‌ها از آزمون گوی روی صفحه مطابق استاندارد ASTM G99-5 بهره گرفته شد. مسافت ۲۰۰ متر، سرعت ۰/۱ متر بر ثانیه، گوی ساینده از جنس آلومینا و دو نیروی عمودی ۳ و ۵ نیوتن متغیرهای این آزمون بودند. آزمون در محیط خشک و دمای اتاق انجام شد. برای هر نمونه و با هر نیرو دو بار آزمون سایش تکرار شد.

[1] Field emission scanning electron microscopy (FESEM)
[2] Backscattered electron
[3] Scanning electron microscopy (SEM)

در ادامه از دستگاه پروفیلومتری برای بدست آوردن مقطع سایش و اندازه‌گیری عمق سایش و محاسبه حجم از دست رفته استفاده شد. برای هر آزمون سایش سه بار پروفیل گرفته و میانگین نتایج گزارش شد. نمودارهای ضریب اصطکاک بر حسب مسافت طی شده هم برای هر دو نیرو از طریق آزمون بدست آمده و رسم شد.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- مشخصه‌یابی ریزساختاری و فازی

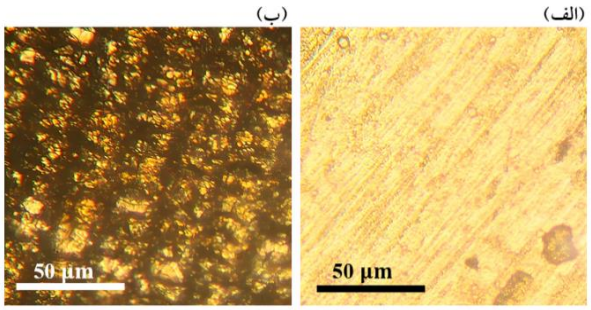
در شکل۲ الف و ب، تصاویر گرفته شده با میکروسکوپ نوری از سطح پوشش و پوشش لیزر شده مشاهده می‌شود که نشان‌دهنده اثرگذاری لیزر بر بافت سطح پوشش است.

شکل۳، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی ریزساختار سطح پوشش CrN/CrTiSiN و پوشش لیزر شده را در دو بزرگنمایی نشان می‌دهد. در پوشش‌های رسوب فیزیکی بخار که به روش تبخیر قوس اعمال می‌شوند، ایجاد حفره‌ها و قطرات/ماکروذرات پاششی روی سطح یک عیب شناخته‌شده و رایج است. علت اصلی آن می‌تواند وجود نواحی ذوب موضعی در نقطه قوس باشد که باعث جدا شدن ذرات مذاب یا نیمه‌مذاب از منبع تبخیر می‌شود و این ذرات در حین رسوب‌گذاری روی سطح لایه می‌نشینند و به‌صورت قطره، برآمدگی یا حفره مشاهده می‌شوند [۲, ۱۷, ۱۸]. در شکل۳-الف، این قطرات و حفرات روی سطح به خوبی قابل تشخیص است.

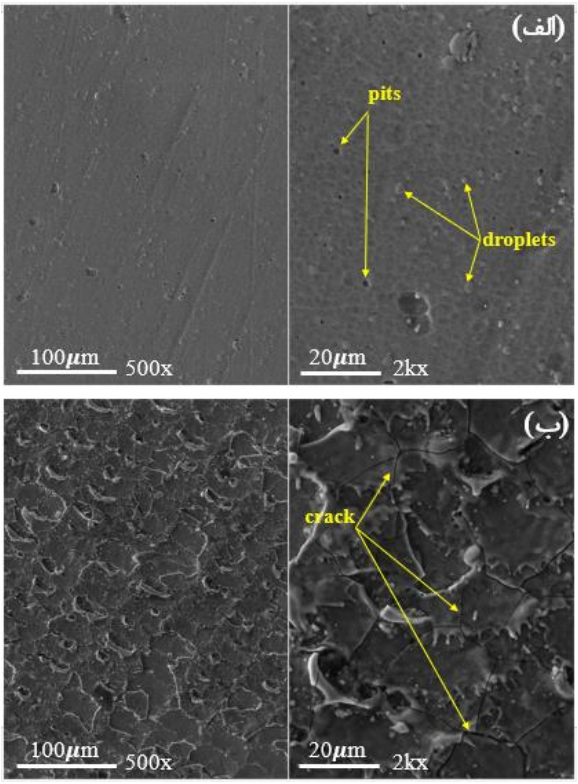
همانطور که در شکل۳-ب، مشخص است انجام فرایند تکمیلی لیزر سبب اغتشاش در سطح پوشش شده و جدایش و ترک در سطح دیده می‌شود. به طور مشابه در مطالعه نینگ و همکارانش [۱۵]، همین عیوب در سطح پوشش CrN لیزر شده مشاهده شده است. به ویژه در انرژی‌های لیزر پایین، سطح به شدت تغییر شکل می‌دهد. به دلیل اثر حرارتی مستقیم لیزر بر سطح، حفره‌هایی در اثر بخار شدن ماده ایجاد می‌شود. به دلیل تغییر شکل پلاستیک و تنش‌های حرارتی، ترک‌های گسترده‌ای در سطح پوشش قابل مشاهده است. در واقع ذوب و تبخیر موضعی ماده و سرد شدن سریع این نواحی ذوب شده، تنش‌های حرارتی ایجاد می‌کند که این ترک‌ها را پدید می‌آورد.

تصاویر سطح مقطع نمونه‌ها با استفاده از دستگاه FESEM و در حالت الکترون‌های برگشتی گرفته و در شکل٤ آورده شده است. اختلاف ضریب انبساط حرارتی برای زیرلایه فولاد ۳۰٤ و لایه CrN، نسبتا زیاد است و از طرفی افزودن سیلیسیوم به ترکیب پوشش می‌تواند منجر به ایجاد تنش‌های درونی زیاد و چسبندگی ضعیف‌تر پوشش به زیرلایه شود [۱۹]. در نتیجه به منظور ایجاد چسبندگی بهتر در این پژوهش از یک لایه میانی کروم استفاده شد.

بعد از اعمال یک لایه نازک کروم، لایه CrN با ضخامت تقریبی ۱/۳ میکرومتر ایجاد شد. سپس لایه‌های متوالی از پوشش CrN و CrTiSiN با ضخامت ۳ میکرومتر و در نهایت یک لایه CrTiSiN با ضخامت ۱/۲ میکرومتر به عنوان لایه خارجی اعمال شد. ضخامت کلی پوشش به حدود ۵/٦ میکرومتر می‌رسد.

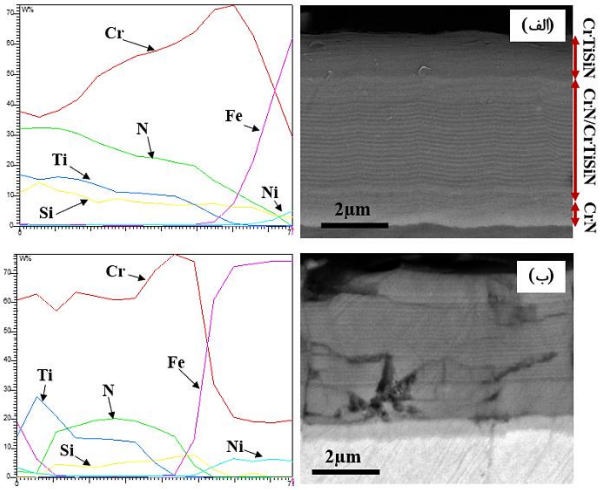


شکل۲: تصاویر میکروسکوپی نوری ریزساختار سطح پوشش CrN/CrTiSiN الف) قبل از فرایند لیزر ب) بعد از فرایند لیزر.



شکل۳: تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی ریزساختار سطح پوشش CrN/CrTiSiN (الف) قبل از پردازش لیزر (ب) بعد از پردازش لیزر.

در شکل ٤-الف، گسستگی و جدایش بین لایه‌های متوالی و همچنین بین پوشش و زیرلایه مشاهده نمی‌شود و پوشش از یکنواختی خوبی برخوردار است. اما همانطور که در شکل ٤-ب، مشخص است فرایند لیزر منجر به تخریب در پوشش نانولایه شده است. استنباط می‌شود لیزر به لایه خارجی CrTiSiN آسیب زده و تقریبا این لایه از بین رفته است که در تصویر سطح مقطع قابل مشاهده است. همچنین در شکل ٤ که مربوط به آنالیز عنصری نمونه‌ها است نیز این از بین رفتن لایه با روند درصد عناصر مشخص است. به طوری که در ضخامت سطح مقطع ٤/٥ میکرومتر کاهش شدید کروم و افزایش شدید آهن مشاهده می‌شود ولی برای پوشش این روند در حدود ضخامت ٥/٥ میکرومتر به بعد اتفاق افتاده است.



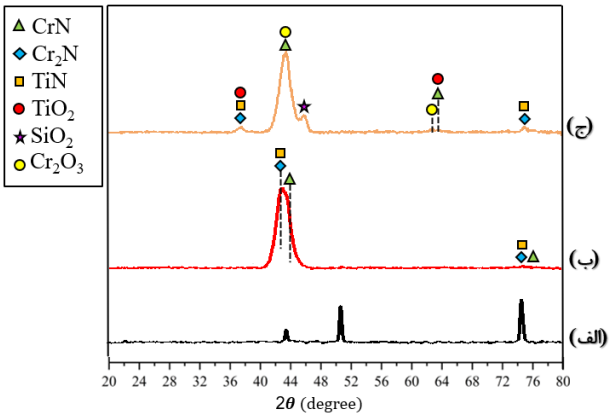
شکل٤: تصاویر آنالیز عنصری و میکروسکوپی الکترونی روبشی نشر میدان گرفته شده از سطح مقطع پوشش CrN/CrTiSiN (الف) قبل از پردازش لیزر، (ب) بعد از پردازش لیزر.

شکل٥، نشان‌دهنده نمودار پیک‌های بدست آمده از آزمون پراش پرتو ایکس نمونه‌ها است و در جدول٢، مشخصات دقیق پیک‌های پراش یافته در زوایا و صفحات پراش مطابق نتایج الگوی XRD[1] آورده شده است. با توجه به اعمال یک لایه Cr جهت افزایش چسبندگی برای پوشش‌ها، مشاهده فاز کروم در الگو امری طبیعی است. اما به دلیل ضخامت بالای پوشش در نمونه‌ها، پیک کروم ضعیف‌تر و میزان مشاهده آن کمتر است.

نمودار شکل٥-الف، مربوط به الگوی پراش زیرلایه است که حاوی عناصر Fe، Cr و Ni است. پیک‌های اصلی زیرلایه در زوایای 2θ با مقادیر ٤٣/٧٥ درجه با صفحه پراش (١١١)، زاویه ٥٠/٨ درجه با صفحه پراش (٢٠٠) و ٧٤/٧ درجه با صفحه پراش (٢٢٠) پراش کرده‌اند که فاز آستنیت (γ -Fe) با ساختار FCC را نشان می‌دهد. عدم مشاهده هرگونه پیک اکسیدی نشان‌دهنده خلوص و عدم آلودگی زیرلایه در فرایند

[1] X-ray Diffraction

است. همچنین مقادیر FWHM[1] کم برای پیک‌ها نشان‌دهنده اندازه بلورک بزرگ است.



شکل۵: الگوی پراش بدست آمده از آزمون XRD برای نمونه‌های الف) زیرلایه، ب) پوشش CrN/CrTiSiN قبل از پردازش لیزر، ج) پوشش CrN/CrTiSiN بعد از پردازش لیزر.

جدول۲: مشخصات پیک‌های پراش یافته در زوایا و صفحات پراش مطابق نتایج الگوی XRD

نمونه‌ها	پوشش CrN/CrTiSiN قبل از لیزر		پوشش CrN/CrTiSiN بعد از لیزر	
	زاویه پراش	صفحه پراش	زاویه پراش	صفحه پراش
فاز CrN	۴۳٫۷۱	(۲۰۰)	۴۳٫۷۰	(۲۰۰)
	۷۶٫۲۱	(۳۱۱)	۶۲٫۷۵	(۲۲۰)
فاز Cr_2N	۴۲٫۶۲	(۱۱۱)	۳۷٫۵۰	(۱۱۰)
	۷۴٫۷۶	(۱۱۳)	۷۴٫۹۵	(۱۱۳)
فاز TiN	۴۲٫۷۵	(۲۰۰)	۳۷٫۵۸	(۱۱۱)
	۷۴٫۵۱	(۳۱۱)	۷۵٫۰۲	(۳۱۱)
فاز TiO_2	---		۳۷٫۵۹	(۱۰۳)
			۶۳٫۰۸	(۲۱۳)
فاز SiO_2	---		۴۵٫۸۲	(۱۱۴)
فاز Cr_2O_3	---		۴۳٫۹۱	(۲۰۲)
			۶۳٫۰۱	(۲۱۴)

در پوشش CrN/CrTiSiN، فازهای نیتریدی TiN (شماره کارت مرجع ۰۶۳۲-۰۸۷-۰۱)، CrN (شماره کارت مرجع ۰۱-۰۷۶-۲۴۹۴)، Cr_2N (شماره کارت مرجع ۰۸۰۳-۰۳۵-۰۰) قابل مشاهده است. حضور همزمان دو فاز CrN و Cr_2N نشان‌دهنده مقادیر متوسط برای نرخ جریان N_2 در لایه‌نشانی است [۲۰]. پهنای زیاد پیک و عدم مشاهده فاز مربوط به Si مانند Si_3N_4 یا SiO_2 می‌تواند ناشی از ایجاد فاز آمورف به وسیله Si در پوشش باشد.

طبق الگوی XRD نمونه لیزر شده، Si با اکسیژن واکنش داده و فاز بلوری SiO_2 (شماره کارت مرجع ۰۰۲۶-۰۱۳-۰۰) را به‌وجود آورده است. در واقع گرمایش موضعی و سریع لیزر در سطح ساختارهای آمورف SiN_x را ناپایدار کرده است. همچنین فازهای اکسیدی Cr_2O_3 (شماره کارت مرجع ۴۱۲۳-۹۶-۲۱۰) و TiO_2 (شماره کارت مرجع ۱۵۳۷-۰۷۵-۰۱) در نمونه لیزر شده مشاهده می‌شود در حالی که این فازها در پوشش دیده نشده است.

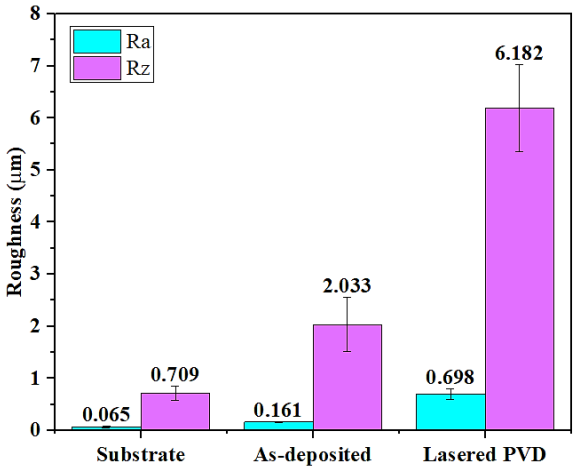
۳-۲- ارزیابی خواص سطحی پوشش‌ها

۳-۲-۱- زبری سطح

در این پژوهش، اندازه‌گیری زبری سطح در سه راستا انجام شد و برای کاهش خطای آماری، آزمون‌ها تکرار و میانگین داده‌های حاصل محاسبه شد. شکل ٦ نتایج نهایی زبری نمونه‌ها را نمایش می‌دهد. فولاد۳۰٤ کمترین میزان زبری را دارد. اعمال پوشش بر زیرلایه فولادی موجب افزایش تقریباً ۲٫۵ برابری زبری نسبت به سطح فاقد پوشش است. این افزایش عمدتاً به حضور ماکروذرات و میکروحفرات ایجادشده در فرآیند پوشش‌دهی نسبت داده می‌شود که با ایجاد ناهمواری‌های موضعی نظیر برآمدگی‌ها و فرورفتگی‌ها، منجر به رشد زبری سطح می‌شوند [۲۱].

[1] Full width at half maximum

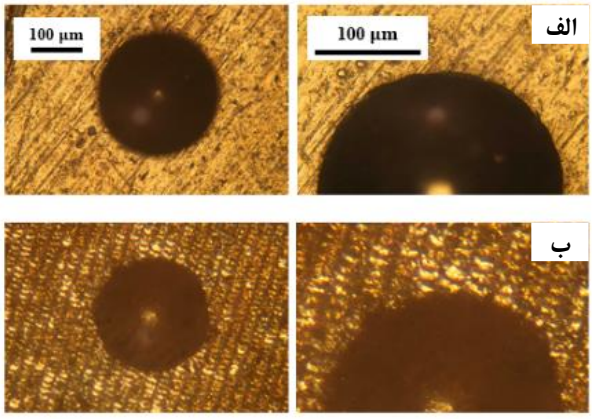
انجام فرایند لیزر روی سطح پوشش، بیش از ٤ برابر برای R_a و نزدیک به ٩ برابر برای R_z، زبری سطح را افزایش داده است. از تصاویر سطح خارجی نمونه لیزر شده نیز می‌توان پیش‌بینی کرد که این اغتشاش و جدایش بخش‌هایی از پوشش توسط لیزر، زبری را بالا برده است. در بسیاری از منابع [١٤, ٢٢-٢٥] ، از لیزر با پارامترهای مختلف برای ایجاد ساختارهای میکرو/نانومقیاس به منظور بالا بردن زبری و دستیابی به خواصی از جمله آب‌گریزی استفاده شده است.



شکل٦: نمودار زبری نمونه‌ها بر حسب R_a و R_z.

٣-٢-٢- چسبندگی پوشش‌ها

در این تحقیق، ارزیابی چسبندگی پوشش به زیرلایه با بهره‌گیری از آزمون چسبندگی راکول C و بر اساس استاندارد VDI 3198 انجام شد. این آزمون ماهیتی کیفی داشته و با تحلیل الگوی آسیب ایجادشده پیرامون فرورونده، میزان چسبندگی پوشش به زیرلایه را تعیین می‌کند. شکل ٧، تصاویر قطر اثر فرورونده راکول‌سی روی سطح پوشش با میکروسکوپ نوری بعد از انجام آزمون در دو بزرگنمایی را نشان می‌دهد. مطابق شکل٧-الف، عدم جدایش قابل توجه پوشش و عدم وجود ترک، نشان‌دهنده کیفیت مناسب چسبندگی (HF1) است و عملکرد مطلوبی در پیوند با زیرلایه از خود نشان داده‌اند. برای پوشش لیزر شده (شکل٧-ب) جدایش جزئی در اطراف اثر فرورونده دیده می‌شود که می‌تواند در رده HF2 قرار بگیرد.



شکل٧: تصاویر نتایج آزمون چسبندگی نمونه‌های: (الف) پوشش CrN/CrTiSiN، (ب) پوشش لیزر شده، در بزرگنمایی‌های مختلف.

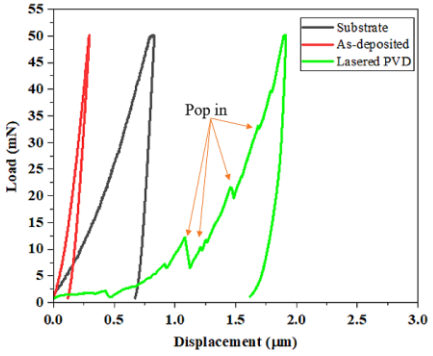
٣-٣- رفتار مکانیکی پوشش‌ها

مقادیر بدست آمده از آزمون نانوندانه‌گذاری برای نمونه‌ها بعد از ٣ بار تکرار برای هر نمونه و میانگین‌گیری از داده‌ها محاسبه شد. نمودارهای بار- جابجایی برای هر یک از نمونه-ها در شکل ٨ آورده شده است. شکل ٩، نمودارهای ستونی رسم شده از داده‌های سختی و مدول یانگ بدست آمده از آزمون نانوندانه‌گذاری برای نمونه‌ها را نشان می‌دهد. همانطور که مشخص است سختی پوشش حدود ١٣ برابر بیشتر از فولاد ٣٠٤ بدست آمده است و محدوده سختی پوشش CrN/CrTiSiN در محدوده سختی سایر پژوهش‌های مشابه است [٦, ٢٦]. اما برای پوشش لیزر شده افت شدید سختی مشاهده شده است و عمق فرورفتن فرورونده در این حالت از زیرلایه هم بیشتر است.

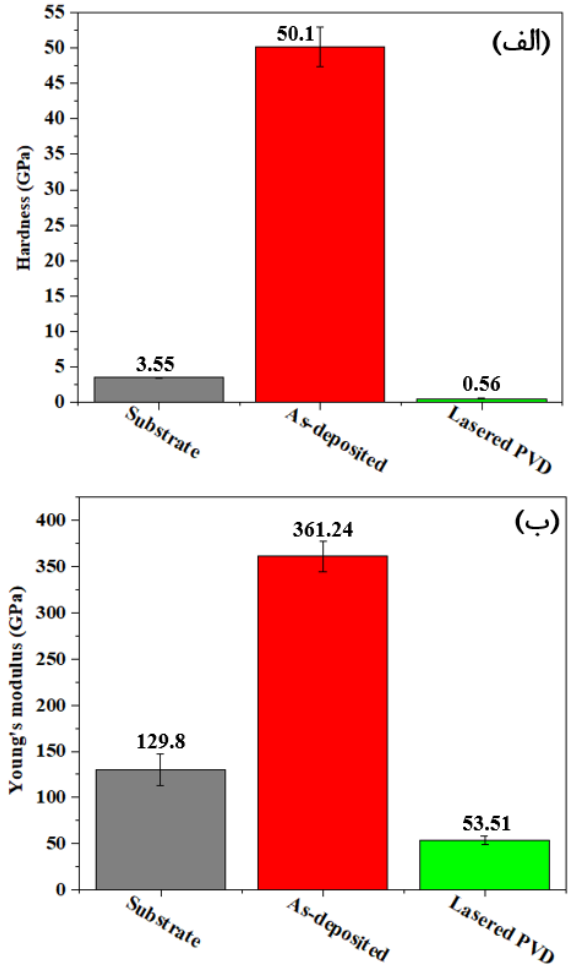
مدول الاستیک هم مثل سختی، در پوشش لیزر نشده نسبت به زیرلایه افزایش یافته است اما برای پوشش لیزر شده، مدول الاستیک از زیرلایه نیز کمتر است. این کاهش ناشی از آن است که حضور ترک‌ها و تخریب لایه‌های پوشش، باعث شده تا در برابر نیروی عمودی فرورونده یک لایه پیوسته و

متراکم وجود نداشته باشد. در واقع حرارت‌دهی و سرد شدن سریع پوشش توسط لیزر، منجر به تضعیف پیوندهای بین اتمی و افت شدید مدول الاستیک پوشش شده است.

مطابق استاندارد نانوندانه‌گذاری ISO 14577-4، زبری سطح یکی از موارد مهم در این آزمون است. انجام آزمون فرورفتگی روی سطوح زبر منجر به افزایش پراکندگی نتایج خواهد شد. در این استاندارد گفته شده مقدار R_a باید در صورت امکان کمتر از ٥ درصد حداکثر عمق نفوذ باشد. هرچند نمونه لیزر شده در نزدیکی این مقدار قرار دارد اما زبری بالای سطح در نتیجه آزمون بسیار تاثیرگذار بوده است. نکته قابل توجه در نمودار بار–جابجایی پوشش لیزرشده، حضور ناهمواری‌هایی در منحنی بارگذاری است. در واقع پدیده "pop in" به تغییر ناگهانی جابجایی در طول فرایند بارگذاری در یک آزمون نانوفرورفتگی با کنترل بار اشاره دارد [٢٧]. در واقع جهش ناگهانی تغییر مکان در بارگذاری یا به عبارتی افزایش ناگهانی عمق فرورفتگی بدون افزایش قابل توجه بار می‌تواند باعث ایجاد این ناپیوستگی در نمودار شود. با توجه به ترک‌ها و تخریب مشاهده شده در سطح مقطع نمونه لیزر شده احتمال اینکه فرورونده آزمون نانوندانه‌گذاری از این نواحی عبور کرده وجود دارد و سختی پایین‌تر از حد معمول گزارش شده هم مربوط به همین پدیده است.



شکل٨: نمودار بار– جابه‌جایی بدست آمده از آزمون نانوندانه‌گذاری برای نمونه‌ها.



شکل٩: نمودارهای ستونی از داده های بدست آمده از آزمون نانوندانه‌گذاری برای نمونه‌ها: (الف) سختی، (ب) مدول یانگ.

٣-٤- رفتار تریبولوژیکی

شکل ١٠ تغییرات ضریب اصطکاک نمونه‌ها را تحت بارهای عمودی ٣ و ٥ نیوتن برای مسافت طی شده ٢٠٠ متر را نمایش می‌دهد. نتایج را می‌توان به اینگونه تحلیل کرد که در هر دو نیروی اعمالی، در مرحله آغازین سایش، تماس اولیه گوی آلومینا با سطح موجب افزایش تدریجی ضریب اصطکاک می‌شود. بیشترین نرخ افزایش بین سه نمونه، در این مرحله، به پوشش لیزر شده اختصاص دارد که ناشی از زبری بالاتر و درگیری موثرتر ناهمواری‌های سطح با گوی ساینده است. در نیروی ٣ نیوتن زیرلایه فولادی با کمترین

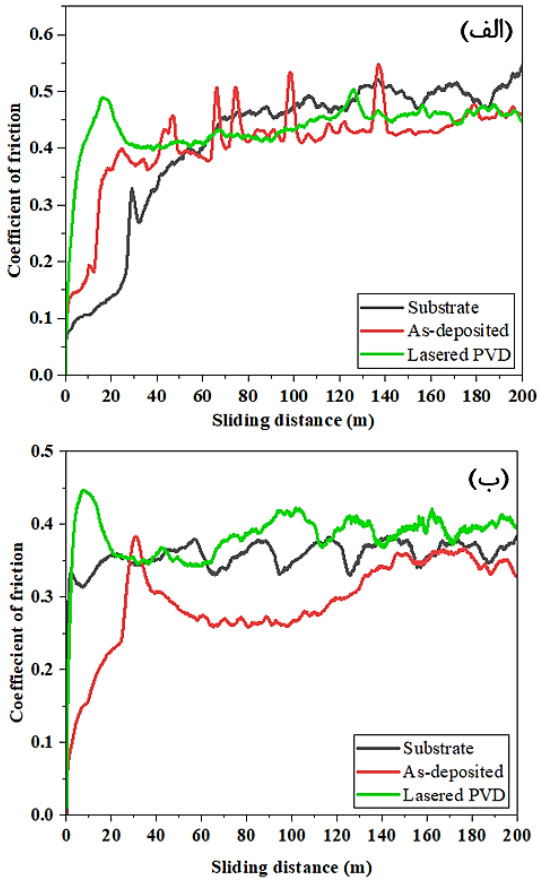
زبری، شیب اولیه ملایم‌تری را نشان می‌دهد و در ادامه نوسانات بیشتری تجربه می‌کند، در حالی که در ۵ نیوتن شیب اولیه تندتر است.

در واقع تحلیل نمودارها نشان می‌دهد که با افزایش بار عمودی از ۳ به ۵ نیوتن، نرخ افزایش اولیه ضریب اصطکاک تشدید می‌شود. به طور مشخص، نمونه لیزر شده نقطه بیشینه اصطکاک را در فاصله ٦ متری (برای ۵ نیوتن) در مقایسه با ١٦ متر (برای ۳ نیوتن) تجربه می‌کند. برای زیرلایه هم این روند به همین صورت است و نقطه بیشینه اصطکاک در ۵ نیوتن در مسافت کمتری حاصل می‌شود. اما برای پوشش لیزر نشده این مسافت در هر دو نیرو تقریبا برابر است.

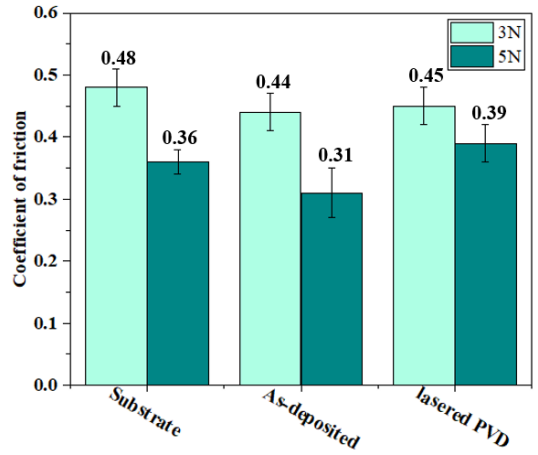
براساس داده‌های نمودار شکل ۱۰، در شکل ۱۱، میانگین ضریب اصطکاک در ناحیه پایدار (مسافت طی شده پس از ٦٠ متر) استخراج شد. به‌طور کلی، میانگین ضریب اصطکاک تحت بار ۵ نیوتن کمتر از ۳ نیوتن است. این رفتار را می‌توان به افزایش مساحت تماس واقعی، کاهش قفل‌شدگی ناهمواری‌های سطح تحت فشار بالاتر و همچنین افزایش دمای موضعی ناشی از بار بیشتر نسبت داد که موجب کاهش مقاومت در برابر لغزش می‌شود.

شکل ۱۲ پروفیل شیار سایش نمونه‌ها را تحت بارهای ۳ و ۵ نیوتن نشان می‌دهد. زیرلایه فولادی ۳۰٤ به‌دلیل سختی پایین، بیشترین میزان سایش را با عمق حدود ۲۱ میکرومتر و پهنای نزدیک به ۱/۲ میلی‌متر نشان می‌دهد.

اعمال پوشش CrN/CrTiSiN منجر به کاهش چشمگیر سایش در نیروی ۳ نیوتن شده و عمق شیار را بیش از ٤٠ برابر و عرض آن را حدود چهار برابر کاهش داده است، که با توجه به چسبندگی HF1 و سختی ۱۳ برابر بیشتر نسبت به زیرلایه کاملا منطقی است.

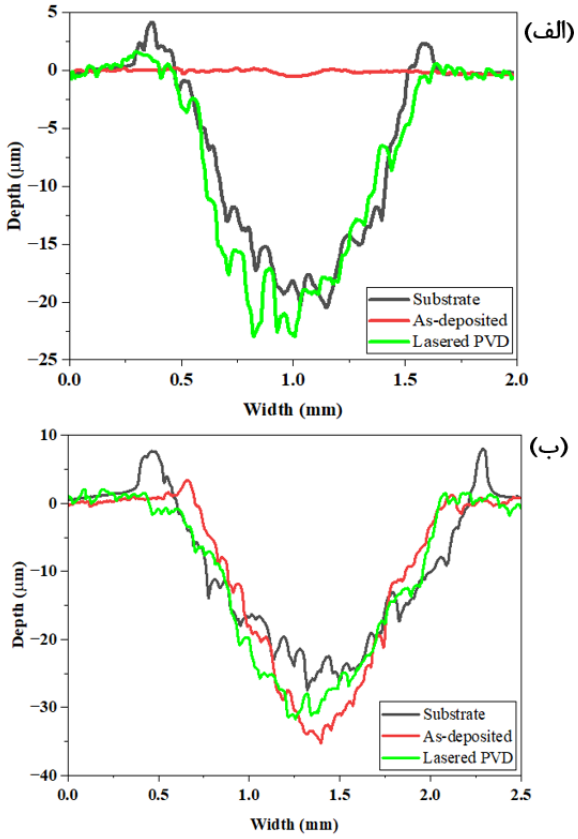


شکل ۱۰: نمودار ضریب اصطکاک نمونه‌ها بر حسب مسافت سایش در آزمون گوی روی صفحه با نیروی : (الف) ۳ نیوتن، (ب) ۵نیوتن در مسافت ۲۰۰ متر.



شکل ۱۱: نمودار مقایسه ضریب اصطکاک متوسط محاسبه شده در آزمون سایش گوی روی صفحه در ناحیه پایدار (پس از ٦٠ متر) مسافت طی شده در دو نیروی عمودی ۳ و ۵ نیوتن.

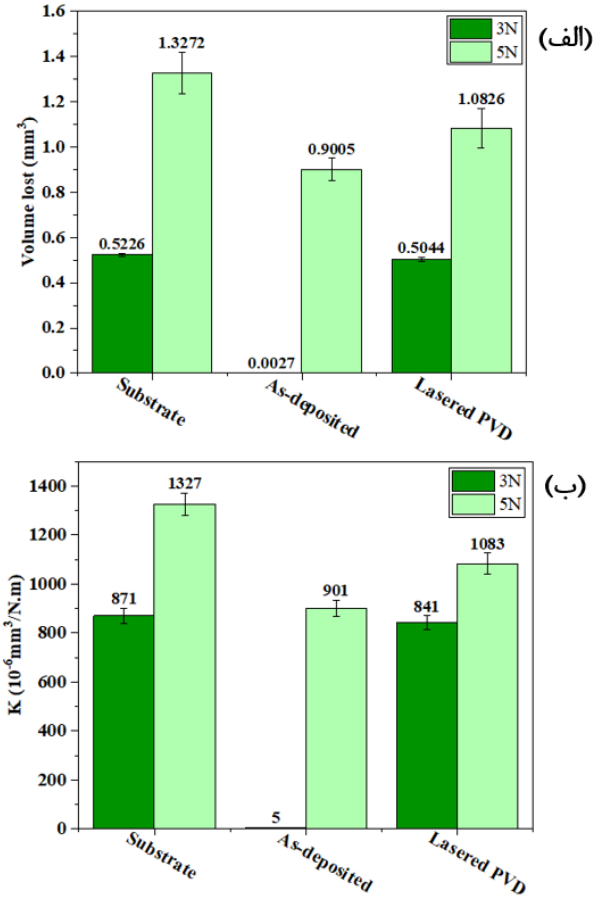
اما در ۵ نیوتن دلیل نیروی اعمالی بیشتر پوشش جداشده و در مسیر سایش قرار گرفته و عمق و عرض شیار را افزایش می‌دهد. برای پوشش لیزر شده در هر دو نیروی اعمالی عملکرد سایش همانند سختی، از پوشش لیزر نشده ضعیف‌تر است. اما حجم از دست رفته و نرخ سایش نسبت به زیرلایه کمتر است.



شکل۱۲: نمودار پروفیل سایش نمونه‌ها در آزمون گوی روی صفحه با نیروی (الف) ۳ نیوتن، (ب) ۵نیوتن در مسافت ۲۰۰ متر.

پس از انجام آزمون سایش گوی روی صفحه با مطابق با استاندارد ASTM G99، با محاسبه حجم از دست رفته پس از آزمون (V_{abr}) بر حسب میلی‌متر مکعب و با استفاده از نیروی اعمالی (F_n) بر حسب نیوتن و مسافت پیموده شده بر حسب متر مطابق رابطه زیر، مقداری با عنوان نرخ سایش با واحد $mm^3/N.m$ بدست می‌آید که معیار مناسبی برای ارزیابی مقاومت به سایش نمونه‌ها است. شکل ۱۳ (الف و ب) به ترتیب نمودار مقایسه حجم از دست رفته و نرخ سایش محاسبه شده را نشان می‌دهد.

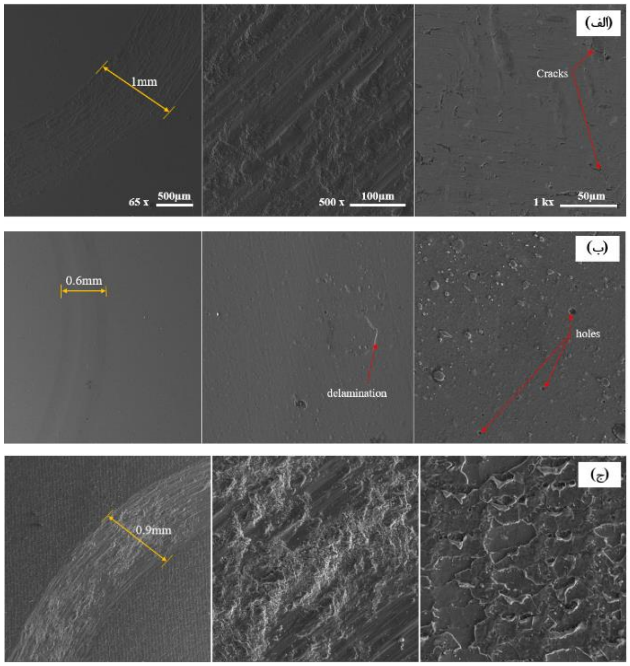
$$K = \frac{V_{abr}}{F_n.S} \qquad (۱)$$



شکل۱۳: نمودارهای (الف) حجم از دست رفته پس از آزمون گوی روی صفحه در نیروی ۳ نیوتن و ۵ نیوتن، (ب) نرخ سایش نمونه‌ها پس از انجام آزمون گوی روی صفحه در نیروی ۳ نیوتن و ۵ نیوتن.

بررسی پروفیل و تصاویر اثر سایش آورده شده در شکل۱٤، نشان می‌دهد که زیرلایه فولادی، به دلیل سختی پایین‌تر نسبت به گوی آلومینا، شیاری پهن و عمیق را ایجاد کرده و سازوکار غالب سایش آن، سایش خراشان است. در پوشش CrN/CrTiSiN بدون عملیات تکمیلی، شیارهای موازی با عمق بسیار کمتر مشاهده می‌شود و حضور حفره‌های ریز می‌تواند ناشی از جدایش ماکروذرات و ایجاد سایش

سه‌جسمی یا عیوب لایه‌نشانی باشد. پوشش لیزر شده نیز شیارهای عمیق، جدایش گسترده، ترک‌های طولانی و الحاق مجدد ذرات درشت در مسیر سایش را نشان می‌دهد. تخریب ساختار نانولایه در اثر حرارت و ذوب کنترل نشده ناشی از لیزر، منجر به بروز همزمان سایش خراشان، چسبان، و خستگی سطحی شده و مقاومت سایشی پوشش را به طور قابل توجهی کاهش داده است.



شکل١٤: تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی شیار سایش نمونه‌ها در نیروی ۳ نیوتن: الف) زیرلایه فولادی، ب) پوشش CrN/CrTiSiN قبل از پردازش لیزر، ج) پوشش CrN/CrTiSiN قبل از پردازش لیزر.

٤- نتیجه‌گیری

این پژوهش با هدف بررسی تاثیر فرایند لیزر بر خواص سطحی و رفتار تریبولوژیکی پوشش نانولایه CrN/CrTiSiN، انجام شد و پس از انجام آزمون‌های مختلف و تحلیل داده‌ها نتایج زیر حاصل شد:

۱. فرایند پوشش‌دهی PVD، زبری را نسبت به زیرلایه فولادی حدود ۲/۵ برابر افزایش می‌دهد که این امر به دلیل وجود ماکروذرات ناشی از قوس کاتدی است، اما اعمال لیزر باعث افزایش بحرانی زبری سطح شده است؛ به طوری که مقدار زبری میانگین R_a پس از لیزرکاری نسبت به سطح پوشش اولیه بیش از ٤ برابر و پارامتر R_z نزدیک به ۹ برابر افزایش یافته است.

۲. نتایج آزمون نانوفرورونده نشان‌دهنده آن است که پوشش نانولایه CrN/CrTiSiN سختی بسیار بالایی دارد و مقدار آن حدود ۱۳ برابر بیشتر از فولاد زنگ‌نزن ۳۰٤ بدست آمده است. با این حال، در نمونه‌های لیزرشده، افت شدید سختی مشاهده شد؛ به گونه‌ای که عمق نفوذ فرورونده در این نمونه‌ها حتی از زیرلایه بدون پوشش نیز فراتر رفت. این کاهش عملکرد مکانیکی به دلیل ناپایداری حرارتی نانولایه‌ها در برابر پرتو لیزر و افزایش شدید زبری است که دقت اندازه‌گیری را کاهش و پراکندگی داده‌ها را در نواحی متخلخل لیزرشده افزایش داده است.

۳. با اعمال نیروی ۳ و ۵ نیوتن در آزمون سایش گوی روی صفحه پوشش لیزر شده نتایجی مشابه زیرلایه نشان داد یعنی نرخ سایش و حجم از دست رفته در محدوده زیرلایه فولاد ۳۰٤ بود که به معنای کاهش مقاومت به سایش پوشش بدون پردازش لیزر است. برای پوشش لیزر نشده در نیروی ۳ نیوتن عمق سایش حدود ۱ میکرومتر بود که کمتر از ضخامت پوشش است و نسبت به زیرلایه مقدار بسیار کمتری داشت. اما دراعمال بار ۵ نیوتن آسیب دیدن و از بین رفتن پوشش سبب ایجاد حجم از دست رفته و عمق سایش زیاد شد چرا که ذرات سخت جدا شده از پوشش‌ها به عنوان جزء ساینده عمل کردند و موجب ساییدگی بیشتر زیرلایه شدند.

با توجه به نتایج حاصل شده باید تغییراتی روی پارامترهای فرایند لیزر انجام شود و نتایج مورد مقایسه قرار بگیرد تا با یافتن شرایط بهینه از این فرایند برای ارتقاء خواص سایشی پوشش استفاده شود. توان لیزر و کنترل حرارت متاثر از لیزر می‌تواند متغیر مهمی برای بهبود تاثیر فرایند لیزر بر ریزساختار و جلوگیری از تخریب لایه‌های پوشش باشد.

٥- منابع

[1] Krella, A., Resistance of PVD coatings to erosive and wear processes: a review. Coatings, 2020. 10(10): p. 921.

[2] Muhammed, M., et al., A comprehensive review of cathodic arc evaporation physical vapour deposition (CAE-PVD) coatings for enhanced tribological performance. Coatings, 2024. 14(3): p. 246.

[3] Zlamal, T., et al., The influence of surface treatment of PVD coating on its quality and wear resistant. Coatings, 2019. 9(7): p. 439.

[4] Okuniewski, W., M. Walczak, and M. Szala, Effects of shot peening and electropolishing treatment on the properties of additively and conventionally manufactured Ti6Al4V alloy: A review. Materials, 2024. 17(4): p. 934.

[5] Li, F., et al., Effect of high-energy shot peening on properties of high-velocity oxygen-fuel spraying. Coatings, 2023. 13(5): p. 872.

[6] Sohrabizadeh, M., et al., Effect of annealing on the wear resistance of CrN/CrTiSiN PVD nitride coatings. Journal of Materials Research and Technology, 2025. 36: p. 9518-9528.

[7] He, D., et al., Post-deposition annealing effects on microstructure, mechanical and tribological properties of AlCrN films. Journal of Materials Research and Technology, 2023. 25: p. 6843-6852.

[8] Baghaie, E., et al., Investigation on the effects of plasma nitriding and air annealing post-treatments on the tribological properties of Arc-PVD CrN/CrTiSiN multilayer coatings. Journal of Materials Research and Technology, 2026.

[9] Bobzin, K., et al., Post-annealing of (Ti, Al, Si) N coatings deposited by high speed physical vapor deposition (HS-PVD). Surface and Coatings Technology, 2019. 375: p. 752-762.

[10] Vengesa, Y., et al., Influence of post-deposition annealing temperature on morphological, mechanical and electrochemical properties of CrN/CrAlN multilayer coating deposited by cathodic arc evaporation-physical vapor deposition process. Surface and Coatings Technology, 2022. 432: p. 128090.

[11] Montes-Montañez, L., et al., Laser Patterning of Superhydrophobic transparent glass surfaces with anti-fogging and anti-icing applications. arXiv preprint arXiv:2510.21845, 2025.

[12] Kaneria, A., Using Picosecond Laser to Change the Surface Topography of Metal to Enhance Its Hydrophobic Properties. 2025, Lamar University-Beaumont.

[13] Zhou, J., et al., Review of laser texturing technology for surface protection and functional regulation of aluminum alloys: wettability, anti-icing, corrosion resistance, and wear resistance. Coatings, 2025. 15(5): p. 567.

[14] Liu, Z., et al., Metal surface wettability modification by nanosecond laser surface texturing: A review. Biosurface and Biotribology, 2022. 8(2): p. 95-120.

[15] Ning, C., et al., Fretting Wear Performance of CrN Coating after Laser Shock Peening. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2025. 38(1): p. 96.

[16] Vidakis, N., A. Antoniadis, and N. Bilalis, The VDI 3198 indentation test evaluation of a reliable qualitative control for layered compounds. Journal of materials processing technology, 2003. 143: p. 481-485.

[17] Van Huy, V., et al., Influence of Bias Voltage on the Microstructure, Mechanical and Corrosion Properties of Ti/CrN/TiN Multilayered Films Deposited by Cathodic Arc Evaporation. Tribology in Industry, 2024. 46(4): p. 709.

[18] Warcholinski, B., et al., Mechanical Properties of VON Coatings Synthesized by Cathodic Arc Evaporation. Materials, 2024. 17(2): p. 419.

[19] Ye, Y., et al., Effect of interlayer design on friction and wear behaviors of CrAlSiN coating under high load in seawater. RSC advances, 2018. 8(10): p. 5596-5607.

[20] Shan, L., et al., Effect of N2 flow rate on microstructure and mechanical properties of PVD CrNx coatings for tribological application in seawater. Surface and coatings technology, 2014. 242: p. 74-82.

[21] Harlin, P., U. Bexell, and M. Olsson, Influence of surface topography of arc-

deposited TiN and sputter-deposited WC/C coatings on the initial material transfer tendency and friction characteristics under dry sliding contact conditions. Surface and Coatings Technology, 2009. 203(13): p. 1748-1755.

[22] Ijaola, A.O., et al., Wettability transition for laser textured surfaces: a comprehensive review. Surfaces and Interfaces, 2020. 21: p. 100802.

[23] Gregorčič, P., B. Šetina-Batič, and M. Hočevar, Controlling the stainless steel surface wettability by nanosecond direct laser texturing at high fluences. Applied Physics A, 2017. 123(12): p. 766.

[24] Zhang, K., et al., Study on the adhesion and tribological behavior of PVD TiAlN coatings with a multi-scale textured substrate surface. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2018. 72: p. 292-305.

[25] Bizi-Bandoki, P., et al., Modifications of roughness and wettability properties of metals induced by femtosecond laser treatment. Applied surface science, 2011. 257(12): p. 5213-5218.

[26] Fereshteh-Saniee, N., et al., An investigating of how mechanical properties impact the erosion resistance of CrN, CrTiN, and CrTiSiN PVD coatings. Results in Surfaces and Interfaces, 2025. 18: p. 100422.

[27] Akhter, R., Microstructure, Mechanical and Tribological Properties of Ternary Transition Metal Nitride Coatings. 2021, University of New South Wales (Australia).