



مشخصه‌یابی و ارزیابی رفتار اصطکاکی پوشش‌های دولایه $TiN/Ti_{33}Al_{67}N$ و $TiN/Ti_{60}Al_{40}N$ حاصل از رسوب‌دهی فیزیکی فاز بخار آلومیناید تیتانیم گاما

یاسر آشکارمقدم^۱، سید رحمان حسینی^۲، اکبر اسحاقی^۳، مهدی احمدی^۴

^۱. دانشگاه صنعتی مالک اشتر (دانشجوی کارشناسی ارشد رشته مهندسی مواد)

^۲. دانشگاه صنعتی مالک اشتر (استادیار دانشکده مهندسی مواد)

^۳. دانشگاه صنعتی مالک اشتر (استادیار دانشکده مهندسی مواد)

^۴. دانشگاه صنعتی مالک اشتر (دانشجوی دکتری رشته مهندسی مواد)

چکیده

هدف از پژوهش حاضر مشخصه‌یابی و نیز مطالعه نقش پوشش‌های دولایه $TiN/Ti_{33}Al_{67}N$ و $TiN/Ti_{60}Al_{40}N$ حاصل از فرایند رسوب فیزیکی فاز بخار بر رفتار اصطکاکی آلومیناید تیتانیم گاما است. عملیات رسوب‌دهی در ولتاژ بایاس ۲۰۰ ولت، جریان ۱۲۰ آمپر، دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد و به مدت ۱۵۰ دقیقه با استفاده از هدف‌های تیتانیومی و آلومیناید تیتانیومی انجام شد. آزمون‌های مشخصه‌یابی با استفاده از XRD، EDS، FESEM و ریزسختی سنج انجام شدند. آزمون سایش به روش ساچمه روی صفحه جهت اندازه‌گیری ضریب اصطکاک در نیروی ۱۰ نیوتن و مسافت ۷۰۰ متر انجام شد. بررسی‌های میکروسکوپی ایجاد لایه‌هایی یکنواخت با ضخامت در حدود ۳ میکرون را نشان داد. نتایج آزمون تفرق‌سنجی اشعه ایکس، تشکیل فازهای نیتريدی $Ti_{60}Al_{40}N$ ، $Ti_{33}Al_{67}N$ و TiN در پوشش را تأیید می‌کند. ایجاد پوشش‌های $TiN/Ti_{33}Al_{67}N$ و $TiN/Ti_{60}Al_{40}N$ سختی زیرلایه را از ۴۶۰ به ترتیب تا ۹۰۰ و ۱۴۰۰ افزایش داد. همچنین با افزایش مقدار آلومینیم موجود در پوشش، سختی و زبری سطح افزایش یافت. ضریب اصطکاک پوشش $TiN/Ti_{33}Al_{67}N$ در مقایسه با زیرلایه یکنواختی بالاتری را نشان داد و با حدود ۵۰ درصد کاهش همراه بود.

واژه‌های کلیدی: آلومیناید تیتانیم گاما؛ رسوب فیزیکی فاز بخار؛ ضریب اصطکاک؛ زبری؛ ریزسختی.

^۱. Yaserashkar69@gmail.com

مقدمه

استفاده از مواد با نسبت استحکام به چگالی بالا، به منظور کاهش وزن، مصرف سوخت و نیز افزایش سرعت و ایمنی وسایل پرنده در صنایع هوایی دارای اهمیت زیادی است. آلومینیدهای تیتانیم نظیر $TiAl$ (γ) و Ti_3Al (O_2)، از جمله آلیاژهای تیتانیمی هستند که گزینه مناسبی برای کاربردهای دما بالا در اجزای موتور هواپیماها و سوپاپ‌های توربوشارژر^۱ خودروها هستند [۱]. از ویژگی‌های آلومینید تیتانیم گاما می‌توان به چگالی پایین، استحکام مناسب در دماهای بالا، ضریب انبساط حرارتی پایین و دمای ذوب بالا اشاره کرد [۲]. با این وجود این آلیاژ همانند دیگر آلیاژهای تیتانیمی، رفتار تریبولوژیکی ضعیفی دارد. با توجه به کاربرد اصلی این آلیاژ به عنوان پره‌های کمپرسور موتورهای جت، نوسان‌هایی در سامانه‌های هوایی وجود دارد که منجر به نوعی سایش نوسانی در سطوح درگیر می‌شود. این نوسان‌ها در اثر جریان شدید هوا و نیروی گریز از مرکز حین روشن و خاموش شدن موتور ایجاد می‌شوند. از آنجا که هر گونه اشکال در موتور منجر به حوادث جبران‌ناپذیری در حین پرواز می‌شود، بهبود رفتار سطحی این ماده و به خصوص ضریب اصطکاک آن بسیار با اهمیت خواهد بود [۳]. با وجود مقدار بالای آلومینیم در این آلیاژها، اکسید تیتانیم، اکسید غالب در کاربردهای دما بالا است که با توجه به تخلخل زیاد و عدم چسبندگی مناسب به زیرلایه مقاومت سایشی و اکسایشی مناسبی را ایجاد نمی‌کند [۴]. بنابر کاربردهای حساس آلومینید تیتانیم گاما در موتور و رفتار سایشی ضعیفی آن، محافظت از سطح آلیاژ امری ضروری است. فرایند رسوب فیزیکی از فاز بخار از جمله روش‌های شناخته‌شده جهت اصلاح رفتار تریبولوژیکی مواد به خصوص در صنایع هوافضایی است. در این زمینه اسوادزبا^۲ و همکارانش با ایجاد پوشش آلومینیم - سیلیسیم به وسیله فرایند رسوب فیزیکی فاز بخار و سپس عملیات حرارتی این پوشش رفتار اکسایشی آلیاژ $TiAlCrNb$ را بهبود بخشیدند [۵]. والکر^۳ و همکارانش رفتار تریبولوژیکی آلومینید تیتانیم گاما را با استفاده از پوشش $CrAlYN/CrN$ به وسیله فرایند رسوب فیزیکی فاز بخار ارتقاء دادند [۶]. بر اساس مطالعات انجام شده و دانش نویسندگان این مقاله، تاکنون گزارشی در خصوص اصلاح سطح زیرلایه $\gamma-TiAl$ با استفاده از پوشش‌های دولایه^۴ از نوع $TiN/TiAlN$ منتشر نشده است. پوشش‌های لایه نازک از خانواده $TiAlN$ که به روش رسوب فیزیکی از فاز بخار ایجاد می‌شوند، از مهم‌ترین پوشش‌ها در زمینه بهبود رفتار سایشی مواد هستند. عدم نیاز به فرایندهای پس از رسوب‌دهی مثل عملیات حرارتی، سختی بالا، ضریب اصطکاک پایین و مقاومت به سایش مناسب [۵، ۱۳ و ۱۴] باعث شد که خانواده پوشش $TiAlN$ در این تحقیق مورد توجه قرار گیرد. از

1. Turbocharger

2. L. swadzba

3. J. C. Walker

4. Bilayer

آنجا که پوشش‌های چندلایه در مقایسه با پوشش‌های تک‌لایه دارای سختی بالاتر و چسبندگی بهتر به زیرلایه هستند [۱۱]، پوشش‌های دولایه $TiN/Ti_{60}Al_{40}N$ و $TiN/Ti_{33}Al_{67}N$ برای این پژوهش انتخاب شدند. برای انجام این تحقیق از دستگاه رسوب فیزیکی بخار به‌روش قوسی برای ایجاد پوشش‌های چندلایه $TiN/Ti_{60}Al_{40}N$ و $TiN/Ti_{33}Al_{67}N$ استفاده شد. از تصاویر الکترونی روبشی با نشر میدانی، الگوهای تفرق سنج اشعه ایکس، آزمون ریزسختی سنجی در مقیاس ویکرز، آزمون زبری سنجی و نیز آزمون تعیین ضریب اصطکاک برای تحلیل نتایج کمک گرفته شد.

روش تحقیق

در این تحقیق از آلیاژ آلومیناید تیتانیم گاما با ترکیب شیمیایی اسمی (at.%) $Ti-48Al-2Cr-2Nb$ به‌عنوان ماده اولیه استفاده شد. با استفاده از دستگاه برش با سیم^۱ (Charmilles Robofil 200)، قرص‌هایی با قطر ۵۸ و ضخامت ۴ میلی‌متر تهیه شد. جهت حصول ریزساختاری با دانه‌های هم‌محور، فرایند نرماله کردن نمونه‌ها در دمای ۱۳۸۵ درجه سانتی‌گراد و به مدت ۱۵ دقیقه در مجاورت با گاز آرگن انجام شد. پس از اتمام فرایند، همه نمونه‌ها در هوای محیط و با سرعت متوسط ۳۰ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه سرد شدند. به‌منظور حصول صافی سطح مناسب و نیز حذف لایه اکسیدی ناشی از عملیات حرارتی و برش‌کاری، سطوح نمونه‌ها با استفاده از سنگ مغناطیس به اندازه ۲۰۰ میکرومتر باربرداری شدند. درنهایت جهت کاهش زبری سطح، نمونه‌ها با استفاده از سنباده‌های شماره ۸۰ تا ۳۰۰۰ به صورت دستی پرداخت کاری شدند.

فرایند رسوب‌دهی از فاز بخار به روش تبخیر قوس کاتدی (الگوی دستگاه) انجام شد. جهت ایجاد پوشش TiN از هدف تیتانیمی و برای ایجاد پوشش $Ti_{33}Al_{67}N$ و $Ti_{60}Al_{40}N$ از هدف‌های آلومیناید تیتانیمی با ترکیب $Ti-67Al$ (at.%) و $Ti-40Al$ (at.%) استفاده شد. نمونه‌ها پس از خشک کردن، از پایه نگه‌دارنده دستگاه آویزان شدند. عملیات پراکنش جهت حذف آلودگی‌های سطحی در فشار 10^{-3} میلی‌بار و به مدت ۳۰ دقیقه با استفاده از گاز آرگن انجام شد.

نوع و مقدار عامل‌های انتخابی در فرایند رسوب‌دهی از فاز بخار در جدول ۱ گزارش شده است. پس از مرحله پراکنش، سطح کاتد تیتانیمی در اثر ایجاد قوس الکتریکی تبخیر شده به مدت ۵ دقیقه لایه نازکی از تیتانیم خالص روی سطح نمونه‌ها رسوب داده شد. این مرحله جهت اتصال مناسب‌تر لایه سرامیکی نیتریدی به زیرلایه فلزی انجام شد. در ادامه فرایند، گاز نیتروژن با خلوص ۹۹/۹۹۹ درصد جهت انجام واکنش با یون‌های فلزی

^۱. wire cut

وارد محفظه شد. یون‌های فلزی و غیر فلزی (N^+ و Ti^+) با هم ترکیب شده، در اثر نیروی گرانش و اختلاف پتانسیل موجود در کاتد روی سطح نمونه‌ها رسوب کردند. فرایند رسوب نیتريد تیتانیم حدود ۶۰ دقیقه به طول انجامید. در مرحله بعدی ولتاژ اعمالی از هدف تیتانیمی قطع و به هدف $Ti-67Al$ (at%) اعمال شد. در این مرحله از رسوب‌دهی، لایه‌ای از جنس $Ti_{33}Al_{67}N$ در مدت زمان ۶۰ دقیقه روی سطح رسوب داده شد. جهت ایجاد پوشش $TiN/Ti_{60}Al_{40}N$ ، مرحله پراکنش و رسوب لایه نازک تیتانیم و لایه نیتريد تیتانیم مشابه فرایند ایجاد پوشش $TiN/Ti_{33}Al_{67}N$ انجام شد. با این تفاوت که در مرحله آخر به منظور رسوب لایه $Ti_{60}Al_{40}N$ از هدف $Ti-40Al$ (at%) استفاده شد. از ریزنگار الکترونی روبشی با نشر میدانی^۱ (TESCAN-MIRA3 LMU)، جهت بررسی ریزساختار زیرلایه، مشاهده لایه‌های رسوب‌داده‌شده و تصویربرداری از مقطع عرضی نمونه‌ها در بزرگنمایی‌های بالا استفاده شد. به منظور شناسایی نوع فازها از دستگاه پراش سنج پرتو ایکس (MPD-Xpert Philips) با شعاع کاری ۵ تا ۱۴۰ درجه با هدف مسی و فیلتر نیکلی استفاده شد. آزمون پراش سنجی اشعه ایکس با اندازه گام 0.026° درجه، زمان توقف ۱ ثانیه و محدوده 2θ از ۱۰ تا ۱۰۰ درجه روی تمامی نمونه‌ها انجام شد. ریزسختی سنجی زیرلایه و نمونه پوشش‌دار در بارهای 0.25 ، 0.5 ، 1 ، 2 ، 3 ، 5 و 10 نیوتن با استفاده از دستگاه سختی سنج (Wilson-MVD 402) با زمان اعمال نیروی ۱۰ ثانیه و در مقیاس ویکرز انجام شد. تمامی آزمون‌های سختی سنجی با ۱۰ بار تکرار انجام شدند. همچنین زبری سطح نمونه‌ها به وسیله آزمون گر زبری سطح مدل SJ-201P بررسی شد. آزمون سایش به روش ساچمه روی صفحه جهت اندازه‌گیری ضریب اصطکاک در نیروی ۱۰ نیوتن، سرعت 0.1 متر بر ثانیه و در مسافت ۷۰۰ متر انجام شد.

نتایج و بحث

شکل ۱ تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نشر میدانی به کمک الکترون‌های برگشتی از سطح مقطع نمونه‌های پوشش‌داده‌شده با $TiN/Ti_{60}Al_{40}N$ (BL60) و پوشش‌داده‌شده با $TiN/Ti_{33}Al_{67}N$ (BL33) را نشان می‌دهد. در این تصویر فصل مشترک بین لایه‌های پوشش‌داده‌شده و زیرلایه برای هر دو نمونه به وضوح مشخص است. در بعضی از نقاط نواقص، حفره و برآمدگی‌هایی روی پوشش ظاهر شده‌است. این غیریکنواختی‌ها در پوشش می‌تواند ناشی از قطرات کوچک مذاب مربوط به روش قوس کاتدی واکنشی باشد که از سطح هدف مورد استفاده کننده‌شده و روی سطح پوشش قرار گرفته است. در شکل ۱، لایه TiN (رنگ روشن) و لایه $Ti_{60}Al_{40}N$ (رنگ تیره) به ترتیب از زیرلایه به سمت سطح بیرونی نمونه قابل مشاهده است. نتایج آزمون

¹. Field emission scanning electron microscopy (FE-SEM)

تفرق سنجی اشعه ایکس در شکل ۲ - الف تشکیل فازهای نیتریدی را در سطح تایید می کند. ضخامت مجموع لایه های نیتریدی در حدود ۳ میکرومتر اندازه گیری شد. به دلیل یکسان بودن متغیرهای فرایند رسوب دهی BL33 و BL60 ضخامت هر یک از پوشش های نیتریدی را می توان برابر در نظر گرفت که تصاویر میکروسکوپی الکترونی نیز این موضوع را تایید می کنند. یکسان بودن ضخامت لایه ها، نشان دهنده نرخ رسوب یکسان فازهای مختلف در حین فرایند پوشش دهی است.

بررسی نتایج آزمون تفرق سنج اشعه ایکس برای زیرلایه و نیز نمونه های رسوب دهی شده در شکل ۲ - الف، وجود فازهای $TiAl$ (γ) و Ti_3Al (α_2) در زیرلایه و تشکیل فازهای نیتریدی TiN ، $Ti_{33}Al_{67}N$ و $Ti_{60}Al_{40}N$ را در سطح نمونه های رسوب دهی شده نمایش می دهد. مطابق الگوهای تفرق بیش ترین شدت تفرق فازهای γ و α_2 به ترتیب برای صفحات (۱۱۱) و (۲۰۱) و در زوایای ۳۹ و ۴۱ درجه دیده می شود. از آنجا که فاز گاما نسبت به فاز α_2 مقدار بیش تری دارد (در حدود ۹۵ درصد زمینه از فاز γ تشکیل شده است [۷]) شدت تفرق این فاز بالاتر بوده و تقریباً تمامی پیک های الگوی استاندارد آن در نتایج آزمون دیده می شوند. علت عدم وجود برخی از پیک های الگوی استاندارد فاز α_2 در نتایج این آزمون، می تواند ناشی از پایین بودن مقدار این فاز نسبت به گاما باشد. نکته قابل توجه دیگر در این خصوص همپوشانی برخی از پیک های دو فاز مختلف در زوایای ثابت است. نمونه هایی از این همپوشانی ها برای صفحات (۰۰۲) α_2 و (۱۱۱) γ در زاویه ۳۹ درجه و برای صفحات (۴۰۱) α_2 و (۳۱۱) γ در زاویه ۷۹ درجه دیده می شود. در فاز $TiAlN$ ، اتم های آلومینیم جانشین اتم های تیتانیم در شبکه مکعبی TiN شده و باعث کاهش ثابت شبکه می شوند. این جانشینی منجر به جابجایی پیک های پوشش $TiAlN$ نسبت به پیک های TiN به سمت زاویه های بزرگ تر می شود. در الگوهای پراش مربوط به نمونه BL60 علاوه بر پیک های زیرلایه، پیک های مربوط به فازهای TiN ، $Ti_{60}Al_{40}N$ قابل مشاهده است. همچنین تشکیل پوشش روی سطح با کاهش شدت پیک های زیرلایه همراه است. برای نمونه BL60، پیک های پراش صفحات (۱۱۱)، (۲۲۰) و (۲۲۲) برای TiN به ترتیب متناظر با زاویه حدود ۳۶/۵، ۶۱/۴ و ۷۶ درجه یافت شده اند. پیک های پراش صفحات (۱۱۱) و (۲۲۰) برای $Ti_{60}Al_{40}N$ با حدود ۰/۵ درجه افزایش نسبت به محل پیک های TiN قابل مشاهده است. مطابق با الگوی پراش نمونه BL33، پیک های پراش یافته صفحات (۱۱۱)، (۲۰۰)، (۲۲۰) و (۲۲۲) برای TiN متناظر با زاویه های حدود ۳۶/۵، ۴۲/۵، ۶۱/۴ و ۷۶ درجه یافت شده اند. موقعیت پیک های پراش صفحات (۱۱۱)، (۲۰۰) و (۲۲۰) برای $Ti_{33}Al_{67}N$ نیز با حدود ۵/۵ درجه اختلاف قابل مشاهده است. نتایج به دست آمده از الگوهای پراش پرتو ایکس با نتایج حاصل از تحقیقات گذشته تطابق دارد [۸ تا ۱۰]. در مقایسه نمونه های BL33 و BL60 می توان گفت که شدت پیک های نمونه BL33 در مقایسه با نمونه BL60

کاهش یافته است. با افزایش مقدار آلومینیم در BL33 بخشی از ساختار از ساختار مکعبی به شش وجهی تبدیل شده است. تغییر احتمالی ریزساختار می تواند عامل تغییر صفحات مرجح باشد.

نتایج ریزسختی سنجی زیرلایه و نمونه پوشش داده شده تحت بارهای اعمالی ۰/۱، ۰/۲۵، ۰/۵، ۱، ۲، ۳، ۵ و ۱۰ نیوتن در شکل ۲- ب نشان داده شده است. مطابق این شکل، ایجاد پوشش ها سختی سطح نمونه ها را نسبت به نمونه ی خام به شکل چشم گیری افزایش داده است. نتایج آزمون ریزسختی سنجی نمونه های رسوب دهی شده تحت بار اعمالی ۰/۱ نیوتن، به علت سختی بالای پوشش و نا مشخص بودن اثر سختی قابل دستیابی نبود. سختی پوشش TiAlN به شدت وابسته به مقدار آلومینیم موجود در فیلم است و با افزایش مقدار آلومینیم، سختی بالاتری برای پوشش حاصل می شود [۱۱]. با افزودن مقدار آلومینیم به شبکه نیتريد تیتانیم، اتم های آلومینیم جایگزین اتم های تیتانیم می شوند و چون اندازه اتم های آلومینیم نسبت به اتم های تیتانیم کوچک تر هستند، ثابت شبکه رفته رفته کاهش می یابد. این موضوع منجر به کاهش فاصله بین صفحات اتمی و افزایش انرژی پیوند کوالانسی می شود. مطابق معادله ۱، فاصله بین صفحات اتمی و انرژی پیوند کوالانسی با یکدیگر در ارتباط هستند. در این رابطه E_h انرژی پیوند و d فاصله بین صفحات اتمی است. بر این اساس به علت وجود آلومینیم در پوشش های $Ti_{60}Al_{40}N$ و $Ti_{33}Al_{67}N$ مقدار سختی بیش تری نسبت به TiN به دست آید. همچنین به علت بالاتر بودن مقدار آلومینیم در پوشش $Ti_{33}Al_{67}N$ نسبت به پوشش $Ti_{60}Al_{40}N$ ، مقدار سختی بالاتری مورد انتظار است که با نتایج آزمایش در شکل ۲- ب مطابقت دارد. افزایش تعداد لایه های پوشش به دلیل افزایش تعداد فصل مشترک ها، مقدار ریزسختی بیشتری را نسبت به تک لایه ها ایجاد می کنند. افزایش سختی ناشی از دولایه بودن پوشش، با مقایسه نتایج تحقیق و سختی تئوری تک لایه های نیتريدی قابل اثبات است [۱۱].

$$E_h = Kd^{-2.5} \quad (1)$$

الگوهای حاصل از زبری سنجی سطح در شکل ۳- الف، افزایش قابل ملاحظه زبری نمونه های BL33 و BL60 نسبت به زیرلایه را نشان می دهد. بر اساس نتایج آزمون زبری سنجی بیش ترین زبری سطح مربوط به نمونه BL33 و کم ترین مقدار آن مربوط به زیرلایه است. قله های بالاتر از حد متوسط خط وسط ناشی از رسوب قطرات درشت^۱ در حین فرایند است. قله های زیر خط متوسط به دلیل ایجاد حفره در حین رسوب دهی در پوشش است. مقدار قطرات مذاب و حفره های موجود در پوشش می تواند از عوامل تغییر زبری سطح در نظر گرفته شود.

^۱. Droplet

درجه یونی شدن عناصر موجود در هدف مورد استفاده نیز عامل تاثیرگذار دیگری بر زبری سطح است. بخار تیتانیم نسبت به آلومینیم درجه یونی شدن بالاتری دارد بنابراین تیتانیم نسبت به آلومینیم در شرایط یکسان تمایل بیش تر به یونی شدن نشان می دهد. چون هدف مورد استفاده از دو عنصر تیتانیم و آلومینیم تشکیل شده است، در شرایط ولتاژ، جریان و دمای مشخص که بخار تیتانیم یونی شده، آلومینیم موجود در هدف به صورت کامل یونی نشده (به دلیل پایین بودن درجه یونی شدن نسبت به تیتانیم) و مقداری از آلومینیم به صورت قطرات مذاب تولید می شود که این قطرات مذاب با افزایش آلومینیم موجود در هدف افزایش می یابد و در نتیجه ی رسوب قطرات مذاب تولید شده زبری سطح افزایش می یابد [۱۱]. از طرفی یون های آلومینیم حین رسوب به دلیل سبکی پراکندگی و برگشتی بیش تری دارد. به طور خلاصه علت زبری بیش تر نمونه BL33 نسبت به BL60 را می توان به بالاتر بودن مقدار قطرات مذاب رسوب کرده، مقدار بالاتر آلومینیم در هدف مورد استفاده برای نمونه BL33 و نیز نرخ یونی شدن متفاوت تیتانیم و آلومینیم نسبت داد [۱۱]. هدف مورد استفاده برای نمونه BL33 نسبت به هدف استفاده شده برای نمونه BL60 حاوی مقدار آلومینیم بیش تری است. در نتیجه با توجه به بحث بالا، مقدار قطرات مذاب بیش تری در حین فرایند رسوب تولید شده و این قطرات مذاب مطابق شکل ۳- الف باعث افزایش زبری سطح نمونه BL33 در مقایسه با نمونه BL60 می شود. طبق نتایج، می توان نتیجه گرفت که مقدار زبری و بی نظمی سطح با افزایش مقدار آلومینیم، افزایش یافته است [۱۲].

شکل ۳- ب تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت لغزش را برای نمونه های مختلف نشان می دهد. مقایسه نتایج، کاهش حدود ۵۰ درصدی ضریب اصطکاک نسبت به زیر لایه را بعد از عملیات لایه نشانی تایید می کند. همچنین در اثر عملیات لایه نشانی دامنه تغییرات ضریب اصطکاک نیز به طور قابل ملاحظه، کاهش یافته است. مطابق شکل ۳- ب با افزایش مقدار آلومینیم، ضریب اصطکاک افزایش یافته است. افزایش ضریب اصطکاک پوشش $TiN/Ti_{33}Al_{67}N$ نسبت به پوشش $TiN/Ti_{60}Al_{40}N$ ، می تواند ناشی از افزایش زبری و افزایش پستی و بلندی های سطح با افزایش آلومینیم باشد که با نتایج تحقیقات گذشته مطابقت دارد [۱۳ و ۱۴]. هر چند که ضریب اصطکاک پوشش $TiN/Ti_{33}Al_{67}N$ در دمای پایین افزایش یافته است اما پیش بینی می شود با افزایش دما روند متفاوتی حاصل شده و با افزایش مقدار آلومینیم در پوشش ضریب اصطکاک با کاهش همراه باشد. این پیش بینی بر سهولت تشکیل فیلم های روان کار اکسیدی Al_2O_3 و TiO_2 استوار است و اثبات آن نیازمند انجام آزمون های تکمیلی در دماهای بالا است.

نتیجه‌گیری

با توجه به مطالعات، تحلیل و بررسی نتایج آزمون‌های مشخصه‌یابی و ارزیابی، نتایج زیر را می‌توان از پژوهش حاضر استنباط نمود:

(۱) ایجاد پوشش $\text{TiN/Ti}_{60}\text{Al}_{40}\text{N}$ و $\text{TiN/Ti}_{33}\text{Al}_{67}\text{N}$ منجر به افزایش سختی تا حدود ۳ برابر سختی زیرلایه شد.

(۲) زبری سطح (R_a) با ایجاد پوشش‌های $\text{TiN/Ti}_{60}\text{Al}_{40}\text{N}$ و $\text{TiN/Ti}_{33}\text{Al}_{67}\text{N}$ از مقدار ۰/۰۸ برای زیرلایه به مقدار ۰/۴۲ و ۰/۵۶ افزایش یافته است.

(۳) ضریب اصطکاک بعد از ایجاد پوشش‌های $\text{TiN/Ti}_{60}\text{Al}_{40}\text{N}$ و $\text{TiN/Ti}_{33}\text{Al}_{67}\text{N}$ در حدود ۵۰ درصد کاهش یافته است.

(۴) افزایش مقدار آلومینیم در پوشش‌های نیتریدی TiAlN باعث افزایش سختی و ضریب اصطکاک سطح شد.

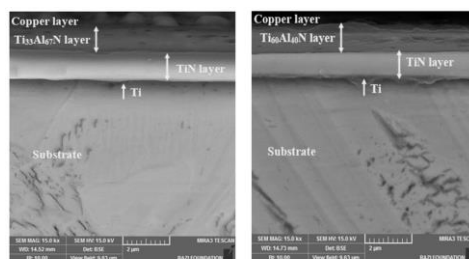
مراجع

1. X. Wu, "Review of alloy and process development of TiAl alloys", *Intermetallics*, 14, 2006, 1114-1122.
2. K. Hackl, B. Skrotzki and G. Eggeler, "Thermo-mechanical fatigue behaviour of the near- γ -titanium aluminide alloy TNB-V5 under uniaxial and multiaxial loading", *Springer, England*, 49, 2009, 154-157.
3. K. Miyoshi, B. A. Lerch and S. L. Draper, "Fretting wear of Ti-48Al-2Cr-2Nb", *Surface & Coatings Technology*, 201, 2006, 3911-3917.
4. H. L. Du, P.K. Datta, D. Hu and X. Wu, "High temperature corrosion mechanisms of certain new TiAl-based intermetallic alloys in an aggressive H₂/H₂O/H₂S environment at 850°C", *Corrosion Science*, 49, 2007, 2406-2420.
5. L. Swadzba, G. Moskal, M. Hetmanczyk, B. Mendala and G. Jarczyk, "Long-term cyclic oxidation of Al-Si diffusion coatings deposited by Arc-PVD on TiAlCrNb alloy", *Surface and Coatings Technology*, 184, 2004, 93-101.
6. J. C. Walker, I.M. Rossa, C. Reinhard, W. M. Rainforth and P. Eh. Hovsepian, "High temperature tribological performance of CrAlYN/CrN nanoscale multilayer coatings deposited on TiAl", *Wear*, 267, 2009, 965-975.
7. T. Novoselova, S. Malinov, W. Sha, "Experimental study of the effects of heat treatment on microstructure and grain size of a gamma TiAl alloy", *Intermetallics*, 11, 2003, 491-499.
8. F. Ali, Beom Su Park and J. Seop Kw, "Effect of number of bi-layers on properties of TiN/TiAlN multilayer coatings", *Journal of Ceramic Processing Research*, 14, 2013, 476-479.
9. D. R. Ananthakumar, B. Subramanian and A. Kobayashi, "Electrochemical corrosion and materials properties of reactively sputtered TiN/TiAlN multilayer coatings", *Ceramics International*, 38, 2012, 477-485.
10. Ch. Chang, J. Jao and W. Ho, D. Wang, "Characteristics of TiAl-doped DLC/TiAlN/TiN Multilayered Coatings Synthesized by Cathodic Arc Evaporation", *Solid State Phenomena*, 118, 2006, 247-256.

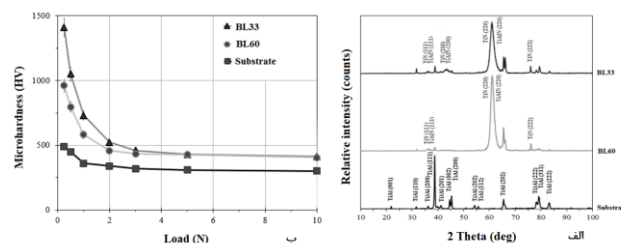
11. S. PalDey, S.C. Deevi, "Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N: a review", *Materials Science and Engineering*, 342, 2003, 58-79.
12. J.Y. Rauch, Ch. Rousselot, N. Martin, Ch. Jacquot and J. Takadoum, "Characterization of (Ti_{1-x}Al_x)N films prepared by radio frequency reactive magnetron sputtering", *Journal of the European Ceramic Society*, 20, 2000, 795-799.
13. Deng Jianxin, "Erosion wear of CrN, TiN, CrAlN, and TiAlN PVD nitride coatings", *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 35, 2012, 10-16.
14. D. Jianxin and L. Aihua, "Dry sliding wear behavior of PVD TiN, Ti55Al45N", and Ti35Al65N coatings at temperatures up to 600 °C, *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 41, 2013, 241-24.

جدول ۱: عامل‌های ثابت در فرایند رسوب دهی.

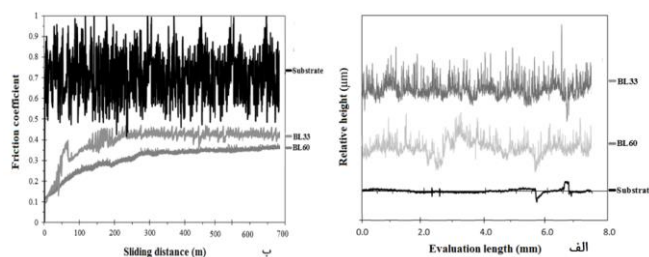
ردیف	شاخص	مقدار
۱	فشار محفظه (mbar)	۱۰-۳
۲	ولتاژ بایاس (V)	۲۰۰
۳	ولتاژ اعمالی به هدف (V)	۲۰
۴	فاصله نمونه‌ها از کاتد (cm)	۱۵
۵	سرعت چرخش نمونه‌ها به دور خود (rpm)	۵۰
۶	سرعت چرخش نمونه‌ها به دور محور مرکزی (rpm)	۳



شکل ۱: تصاویر ریزنگاری الکترونی با نشر میدانی از مقطع عرضی نمونه‌ها بعد از فرایند رسوب فیزیکی بخار (الف) $TiN/Ti_{60}Al_{40}N$ و (ب) $TiN/Ti_{33}Al_{67}N$.



شکل ۲: (الف) الگوهای پراش پرتو ایکس و (ب) تغییرات سختی سطح نسبت به بار اعمالی برای زیرلایه و نمونه‌های $TiN/Ti_{60}Al_{40}N$ (BL60) و $TiN/Ti_{33}Al_{67}N$ (BL33)



شکل ۳: نتایج آزمون‌های (الف) زبری سنجی و (ب) تعیین ضریب اصطکاک برای زیرلایه و نمونه‌های $TiN/Ti_{60}Al_{40}N$ (BL60) و $TiN/Ti_{33}Al_{67}N$ (BL33)