مشخصه‌های سطحی و رفتار تریبولوژیکی پوششهای ترکیبات بین فلزی Ti-Ni-P آلیاژ تیتانیوم Ti ۶Al ۴V

مهدی صالحی*

دانشکدهٔ مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان

(دریافت مقاله: ۱۳۷۶/۴/۱۴ - دریافت نسخهٔنهایی: ۱۳۷۸/۲/۲۷)

چکیده - *در این پژوهش رفتار تریبولوژیکی پوششهای ترکیبات بین فلزی Ti-Ni-P آلیاژ تیتانیوم Ti ۶Al ۴V در شرایط خشک لغزشی توسط یک دستگاه سایش رفت و برگشتی مورد بررسی قرار گرفته است. مطالعات میکروسکوپ الکترونی سطوح سایش مبین بهبود مقاومت سایش چسبان پوششهای مزبور است که به طورگسترده توانسته‌اند از سیلان ماده در سطح و انتقال آن به سطح مقابل جلوگیری کنند. این امر همچنین کاهش ضریب اصطکاک و دامنه تغییرات آن را موجب شده است.*

نتایج اندازه‌گیری شیب سختی بر روی سطح مقطع نمونه‌های پوشش داده شده نمایانگر سختی بالای لایه‌های خارجی در پوششهای ترکیبات بین فلزی Ti-Ni-P است. تغییرات شیب سختی و بررسی سختی لایه از سطح تا عمق نشان می‌دهد که علت اصلی چسبندگی خوب لایه‌های ترکیبات بین فلزی عمدتاً به لحاظ شیب ملایم و یکنواخت سختی و کاهش نقش فصل مشترک لایه و زیرلایه می‌باشد. به همین علت پوششهای ترکیبات بین فلزی توانسته‌اند زیرلایه‌های مزبور را تحت شرایط بارگذاری و سایش لغزشی خشک به خوبی محافظت کنند. این امر می‌تواند کاربرد صنعتی آلیاژهای تیتانیوم را در حالت خشک تریبوسیستم افزایش دهد.

Surface Characterization and Tribological Behaviour of Ti-Ni-P Intermetallic Coatings on Titanium Alloys

M. Salehi

Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology

ABSTRACT- *In this research, tribological behaviour of Ti-Ni-P intermetallic coatings on titanium substrates have been investigated under dry reciprocating conditions. Hardness profile testing results exhibit that high surface hardness has been attained and static indentation result shows that the intermetallic coating has better adhesion strength than the conventional ceramic coatings. In this respect, these coatings have been able to protect the substrate under different loading and tribological conditions. The results show that Ti-Ni-P intermetallic coatings produced by diffusion processes have good adhesion to titanium substrate, offer a low*

---

* دانشیار

coefficient of friction and prevent the galling of titanium to the steel counterface. The effect of increasing thichness was to increase the load-bearing capacity of the coating. Experimental findings also suggest that Ti-Ni-p intermetallic coatings would contribute to the expansion of industrial applications of titanium alloys.

۱- مقدمه

آلیاژهای تیتانیوم به لحاظ برخورداری از مشخصه‌های ویژه همچون نسبت استحکام به وزن بالا، مقاومت خوردگی عالی و رفتار مناسب در دماهای بالا، کاربرد گسترده‌ای را در صنایع شیمیایی، هوا-فضا و هسته‌ای به خود اختصاص داده‌اند [۱]. از طرف دیگر رفتار ضعیف سایشی و اصطکاکی موجب شده تا کاربرد آلیاژهای مزبور در ساخت اجزای انتقال قدرت، چرخدنده‌ها، شافتها، محورها، اتصالات و به طورکلی در تماسهای لغزشی با اکثر فلزات با محدودیت مواجه شود. در تماس لغزشی تیتانیوم با سطح مقابل، لایه‌های نازک اکسیدی سطح تحت بارهای اعمالی و در طی حرکت نسبی دو سطح شکسته می‌شود. در نتیجهٔ همین امر، گسیختگی اتصالات دو سطح در عمق فلز به جای فصل مشترک صورت می‌پذیرد. دلایل عمده برای توجیه این رفتار، واکنش پذیری [۲] و همچنین ایده‌آل نبودن نسبت محوری (c/a) ساختار کریستالی هگزاگونال متراکم hcp تیتانیوم ذکر شده است [۳]. به علت نسبت محوری کم تیتانیوم (۱/۵۸۷) در مقایسه با نسبت محوری ایده‌آل ۱/۶۳، صفحات لغزش بیشتری در ساختار hcp فعال می‌شوند. بدین لحاظ، طی تماسهای لغزشی، تیتانیوم به آسانی تغییر شکل یافته و در نتیجه گسیختگی لایه نازک اکسیدی در سطح با سهولت بیشتری انجام می‌پذیرد. این امر موجب تماس فلز با فلز بیشتر می‌شود و نهایتاً انتقال فلز و اصطکاک بیشتر به وجود می‌آید [۴].

آلیاژ تیتانیوم Ti 6Al 4V بیشترین کاربرد صنعتی را در میان آلیاژهای تیتانیوم به خود اختصاص داده است. این آلیاژ قابلیت عملیات سختی رسوبی دارد و توسط آن می‌توان خواص مکانیکی‌اش را تا حدودی بهبود بخشید (عملیات سختی رسوبی، سختی آلیاژ مزبور را از HRC ۳۳ در شرایط معمول به حدود HRC ۳۹ افزایش می‌دهد)، لیکن در نتیجهٔ این تغییرات ریزساختاری، اصلاح قابل ملاحظه‌ای در رفتار تریبولوژیکی تیتانیوم به وجود نمی‌آید [۵].

در سالهای اخیر، پوششهای سطحی به عنوان روشهای بهبود رفتار تریبولوژیکی آلیاژهای تیتانیوم مورد توجه قرار گرفته‌اند. اعمال فرایندهای انباشت لایه یا لایه‌های فلزی توسط آبکاری الکتریکی، رسوب لایه‌های سرامیکی اکسیدی و نیتریدی در این راستا صورت گرفته است [۶و۷]. پوششهای حاصله از این فرایندها عمدتاً مواجه با فصل مشترکهای تند در خواص فیزیکی و مکانیکی هستند که این امر ناشی از تفاوت عمده در ضریب انبساط حرارتی و سختی لایه با زیرلایه بوده که به تبع آن لایه سطحی دارای استحکام چسبندگی ضعیفی با زمینه است.

پوشش ترکیبات بین فلزی آلیاژهای تیتانیوم عمدتاً تحت فرایندهای چندمرحله‌ای مهندسی سطح بر روی قطعات اعمال می‌شود. به لحاظ نفوذ که طی مراحل فرایند پدید می‌آید، چسبندگی مناسبی بین پوشش و زمینه حاصل می‌شود. علت این امر آن است که ناپیوستگیهای ناگهانی در فصل مشترک با کاهش شیب غلظتی و سختی بین پوشش و زیرلایه به حداقل رسانده شده است [۸و۹].

۲- مواد و روشهای آزمایشی

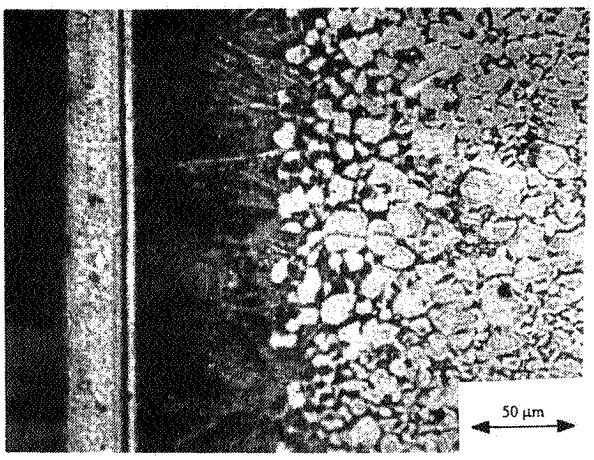
۲-۱- ساختار پوشش و مادهٔ سطح مقابل نمونه‌های سایشی

در این پژوهش از آلیاژ Ti 6Al 4V به عنوان زیرلایه استفاده شده است که در طی مراحل الکترولس نیکل - فسفر و عملیات حرارتی نفوذی، پوششهای ترکیبات بین‌فلزی Ti-Ni-P اعمال شد[۱۰].

عملیات آماده سازی سطح تیتانیم قبل از عملیات پوشش‌دهی از اهمیت قابل ملاحظه‌ای در روند اعمال پوششهای فلزی، کمپوزیتی و سرامیکی بر روی آن برخوردار است. در این رابطه به لحاظ حضور لایه اکسیدی سمج بر جای مانده از فرایند تولید، ابتدا لایه مزبور توسط سنگ‌زنی و یا محلول شیمیایی (ترکیبی از HNO_3 و HF) از روی سطح زیرلایه حذف شد. سپس نمونه‌ها توسط کاغذ سنبادهٔ ۸۰ تا ۳۲۰ پولیش مکانیکی و توسط آب مقطر و استن به ترتیب تمیز و چرب‌زدایی شدند. در ادامه به منظور ایجاد

جدول ۱- زمان بهینهٔ آنیل نفوذی نمونه‌های عملیات سطحی شده Ti 6Al 4V با پوشش نیکل - فسفر

زمان آنیل (hr)	ضخامت لایهٔ نیکل - فسفر (μm)
۵	۲۰
۸	۳۰
۱۲	۴۰
۱۷	۵۰



شکل ۱- ریزساختار پوشش نفوذی نیکل - فسفر برروی آلیاژ Ti 6Al 4V با ضخامت پوشش اولیه ۵۰μm

چسبندگی بهتر، سطوح زیرلایه‌های مزبور به مدت ۳۰ تا ۶۰ ثانیه در محلولی مرکب از ۲ درصد HNO_3، ۱ درصد HF و ۹۷ درصد H_2O فعال شدند. پس از عملیات فعالسازی، نمونه‌ها سریعاً در آب مقطر شسته شدند و فوراً به حمام آبکاری الکترولس انتقال یافتند. در فرایند مزبور pH حمام با محلول آمونیاک ۲۰ درصد، در محدودهٔ ۵-۴/۸ کنترل شد و انرژی مورد نیاز واکنش نیز با گرم کردن محلول توسط یک گرم‌کنندهٔ اتوماتیک از نوع صفحهٔ داغ تأمین شد. دمای محلول در سراسر عملیات آبکاری در محدودهٔ ۹۵-۹۰°C حفظ شد. سرعت تهیه رسوب نیکل - فسفر توسط این حمام ۲۰-۱۵ μm/h براورد شد. همچنین نمونه‌ها پس از لایه‌گذاری توسط آب مقطر شسته شدند و با استن خشک شدند و به دسیکاتور انتقال یافتند.

طی عملیات مزبور، بر روی سطوح زیرلایه‌های Ti 6Al 4V رسوبهای نیکل - فسفر در محدودهٔ ضخامتهایی از ۲۰ تا ۵۰μm اعمال شدند. اطمینان از حصول ضخامتهای مزبور بر مبنای اندازه‌گیری ضخامت پوشش نمونه‌های شاهد توسط میکروسکوپ نوری بر روی مقاطع متالوگرافی آنها صورت گرفته است. در مرحلهٔ آنیل نفوذی، نمونه‌های پوشش داده شده با استفاده از یک کوره لوله‌ای تحت عملیات قرار گرفت. برای جلوگیری از اکسیداسیون نمونه‌ها از یک اتمسفر آرگون استفاده شد. دمای عملیات آنیل نیز با در نظر گرفتن دمای استحالهٔ یوتکتوئیدی سیستم تیتانیوم - نیکل، دمای یوتکتیک نیکل - فسفر، خطای کوره، سرعت نفوذ و رشد دانه برابر با ۸۲۰°C انتخاب شد. در ضمن با توجه به خواص متفاوت لایه با زیرلایه، نمونه‌ها قبل از رسیدن به دمای مزبور به مدت ۱ ساعت در دمای ۴۰۰°C آنیل شدند. در نتیجهٔ این امر، پیوندهای نفوذی در فصل مشترک لایه با زیرلایه ایجاد شده و لذا احتمال گسیختگی در فصل مشترک از بین می‌رود.

در فرایند مزبور، هر یک از نمونه‌های آزمایشی با توجه به ضخامت لایه نیکل - فسفر اعمالی بر روی آن در زمانهای متعددی آنیل شدند. در این رابطه بر مبنای تشکیل ترکیبات بین‌فلزی با سختی بالا و عمق نفوذ مناسب در سطح، بهینه‌سازی زمان عملیات آنیل صورت گرفته است. در جدول (۱) زمانهای بهینهٔ آنیل برای هر یک از ضخامتها ارائه شده است.

سطح مقطع متالوگرافی نمونه‌های عملیات سطحی شده Ti 6Al 4V توسط پوششهای نفوذی Ti-Ni-P تحت شرایط بهینه عملیات سطحی [۱۰] در شکل (۱) نشان داده شده‌اند. همان گونه که مشاهده می‌شود ساختار دارای شش لایه متالوگرافی مجزا در منطقهٔ نفوذی است. لایه‌های اول تا چهارم متشکل از ترکیبات بین‌فلزی Ti-Ni-P بوده که به صورت پیوسته و به موازات یکدیگر با فصل

مشترکهای تیز تشکیل شده‌اند. لایه پنجم با مرفولوژی لایه‌ای محصول استحاله با ترکیب یوتکتوئیدی محلول جامد βاست. لایه ششم نیز یک لایه نفوذی است که در منطقهٔ پایانی نفوذ نیکل در تیتانیوم تشکیل شده و با رفتن به سمت زمینه از تراکم نیکل در آن کاسته شده است. لایه مزبور، محصول استحالهٔ βبا ترکیب هیپویوتکتوئید است. ضخامت این لایه در مقایسه با سایر لایه‌های بالاتری نوعاً بیشتر است.

در آزمایشهای سایش، نمونه‌های آلیاژ تیتانیومی خام و با پوشش با ابعاد ۱۰۰×۱۰×۱۰ در تماس با نمونه‌های قوسی شکل فولادی با شعاع انحنای برابر ۴mm قرار می‌گیرد. در این پژوهش از فولاد بلبرینگ ۵۲۱۰۰ به عنوان سطح مقابل با ترکیب شیمیایی ۱٪Cr ، ۱٪C و Fe استفاده شد. سختی فولاد مزبور ۶۵HRC است.

۲-۲- ارزیابی مشخصه‌های سطح

۲-۲-۱ میکروسختی مقاطع

شیب سختی مقاطع نمونه‌های عملیات سطحی شده از سطح تا عمق نمونه، نقش تعیین‌کننده‌ای را در کیفیت سطوح ایفا می‌کند. در این پژوهش، اندازه‌گیری شیب سختی با استفاده از یک دستگاه میکروسختی‌سنج متداول صورت گرفت. توسط دستگاه مزبور و تحت بار اعمالی ۲۵grf تغییرات سختی از مقاطع متالوگرافی شدهٔ نمونه‌ها با رسم منحنیهای سختی برحسب فاصله از سطح اندازه‌گیری و ترسیم شد. نواحی مزبور، فواصلی از سطح خارجی نمونه تا عمقی از زیرلایه را در برمی‌گرفت که متشکل از لایه‌های مختلف سطحی است. در این سنجش اعداد سختی ارائه شده برای هر یک از فواصل، میانگین حداقل سه اندازه‌گیری‌اند.

۲-۳- آزمایش سایش

آزمایشهای سایش در شرایط محیطی معمول، تحت حرکت لغزشی و بدون استفاده از روانکار انجام پذیرفت. در این آزمایشها، نمونه‌های آزمایشی با سرعت خطی ثابت ۱۳/۶cm/s در تماس لغزشی رفت و برگشتی با مادهٔ سطح مقابل (پین فولادی) که به صورت ساکن بود، قرار داشتند. انتخاب سرعت با توجه به امکانات آزمایشگاهی صورت گرفته است و به همین لحاظ شبیه‌سازی حرکت قطعات انتقال نیرو در سرعتهای کم را نیز امکانپذیر کرده است. محدوده‌های دمای محیط بین ۲۰ تا ۳۰ درجهٔ سانتیگراد و میزان رطوبت در حدود ۲۵ تا ۳۵ درصد متغیر بود. شرایط ویژه هر یک از آزمایشهای مزبور در زیر ارائه شده است.

به منظور تعیین مقاومت سایشی هر یک از نمونه‌های آزمایشی تحت بارهای ۳۰، ۹۰ و ۱۵۰ نیوتن در مسافتهای ۱۰۰۰ متر آزمایش شدند. در این آزمایشها، بررسی مقاومت سایشی نمونه‌های تیتانیومی با اندازه‌گیری کاهش وزن آنها توسط یک ترازوی دقیق (۰/۱mg) در دوره‌های ۱۰۰m صورت گرفت. کاهش وزن ماده مقابل نیز پس از مسافت ۱۰۰m اندازه‌گیری شد.

برای تعیین ظرفیت بارپذیری نمونه‌ها (نیرویی که منجر به تخریب پوشش می‌شود)، از شرایط یکنواخت بارگذاری که معمولاً به صورت تدریجی و با نرخ ۳۰N/۱۰۰m انجام می‌شود، استفاده شد. بدین ترتیب که اولین دورهٔ بارگذاری با اعمال افزایش بار ۳۰N نسبت به دورهٔ قبلی تداوم یافت. در این آزمایش، بار بیشینهٔ اعمالی بر مبنای ظرفیت رسمی دستگاه (۱۸۰N) صورت گرفت.

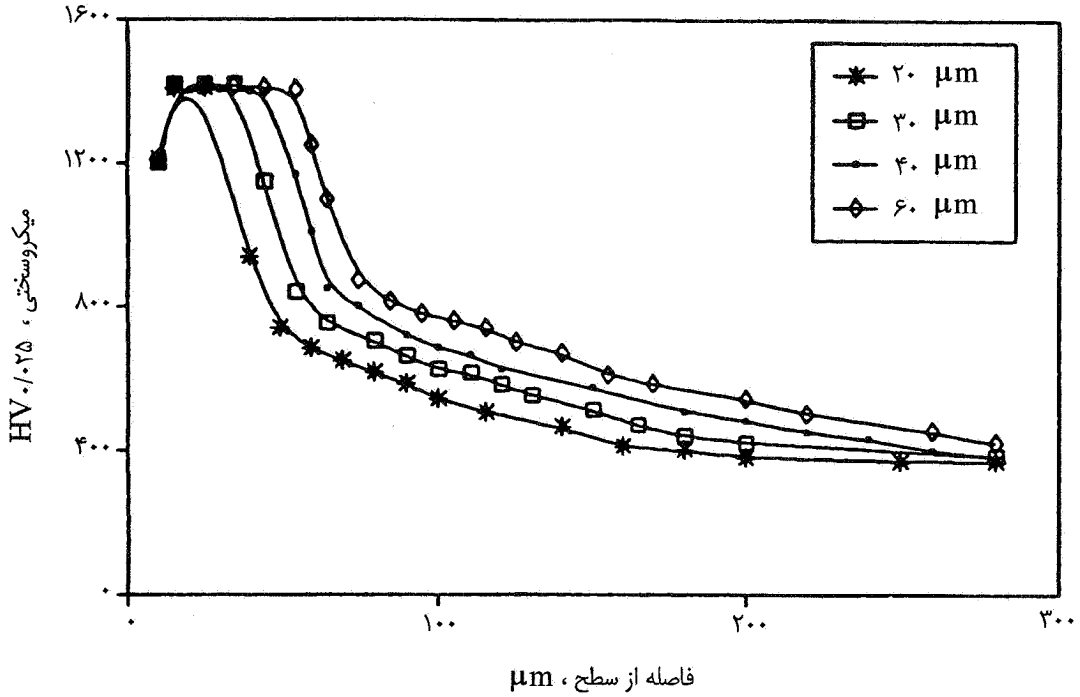
در آزمایشهای سایش، ضریب اصطکاک بین نمونه‌های تیتانیومی و فولادی نیز به طور مداوم اندازه‌گیری شد. بدین منظور در شرایط آزمایش بارپذیری، یعنی تحت بارگذاری تدریجی که با اعمال بار ۳۰N شروع و سپس با نرخ ۳۰N/۱۰۰m تا رسیدن به ظرفیت رسمی دستگاه تداوم می‌یافت، نیروی اصطکاک اندازه‌گیری و سپس با استفاده از یک نرم‌افزار مناسب ضریب اصطکاک تعیین شد [۱۱].

۳- بحث

۳-۱- مشخصه‌های سطح

۳-۱-۱ شیب سختی

سختی پوششهای الکترولس Ni-٪۱۲P در شرایط انباشت حدود ۶۵۰HV بوده که در مقایسه با سختی نیکل خالص (۱۰۰-۱۵۰HV) و پوششهای نیکلی حاصل از آبکاری الکتریکی در حمام واتز (۲۵۰-۳۵۰HV) بالاتر است [۱۲]. عملیات حرارتی پوششهای الکترولس نیکل می‌تواند سختی آنها را به نحو قابل ملاحظه‌ای (تا حدود ۱۱۰۰HV) افزایش دهد [۱۲] مطالعات اثر زمان عملیات حرارتی بر سختی و ریزساختار پوششهای Ni-٪۱۲P



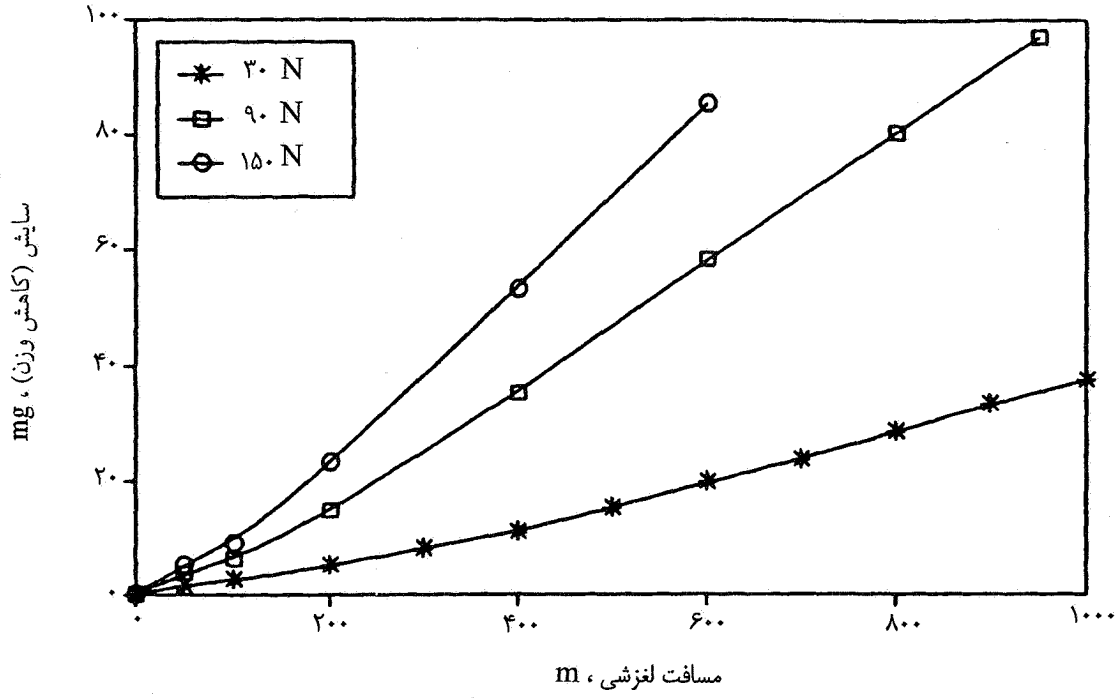
شکل ۲- منحنیهای شیب سختی نمونه‌های Ti 6Al 6V با پوششهای نفوذی نیکل - فسفر در شرایط بهینه عملیات آنیل برای ضخامت پوشش اولیه متفاوت

نشان می‌دهد که پوششهای مزبور حداکثر سختی خود را بعد از یک ساعت عملیات حرارتی در دمای ۴۰۰°C که مطابقت با کریستالی شدن کامل آنها دارد به دست می‌آورند. این مطالعات همچنین نشان می‌دهد که افزایش زمان آنیل و یا افزایش دما منجر به کاهش سختی ماکزیمم پوشش می‌شود. علت این امر درشت شدن ذرات فاز سرامیکی سخت رسوبی نیکل فسفید (Ni_3P) در زمینه‌ای از نیکل (محلول جامد) است [۱۲]. بنابراین، با در نظر گرفتن دمای ۸۲۰°C در زمانهای بالاتر از ۵ ساعت برای عملیات آنیل نفوذی، علت سختی زیاد پوششهای مزبور (بالاتر از ۱۲۰۰HV) عمدتاً متأثر از نفوذ تیتانیوم در آنها و تشکیل فاز بین فلزی با عناصر Ni و P است[۱۲]. ملاحظهٔ نمودارهای سختی در شکل (۲) و تطابق آن با ریزساختار پوشش، مبین عدم تغییر سختی سطحی در چهار لایه ترکیب بین‌فلزی در فاصله‌ای کم از سطح خارجی است. پایینتر بودن سختی در مجاورت سطح لایه اول می‌تواند ناشی از تغییر شکل پلاستیکی بیشتر لایه‌های اولیه سطح به خاطر مجاورت یک طرفهٔ این لایه‌ها و یا تغییرات در ترکیب فازهای بین‌فلزی در این لایه‌ها باشد. بعد از لایه چهارم و در فصل مشترک آن با لایه پنجم، همان گونه که مشاهده می‌شود سختی لایه سطح در کلیه نمونه‌ها از شیب نسبتاً تندی برخوردار شده است. واضح است وقوع این امر در نتیجهٔ تغییر در ترکیب این دو لایه است. پس از این مرحله، سختی با شیب ملایمی در لایه‌های پنجم و ششم به سمت زمینه میل کرده است.

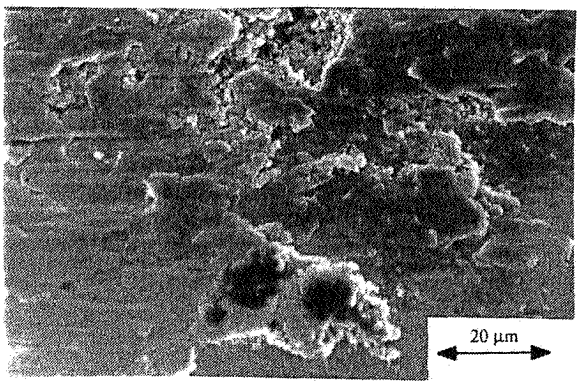
مشاهدهٔ شیب نسبتاً تند سختی در فصل مشترک لایه‌های چهارم و پنجم، مبنای انتخاب ضخامتهای مختلف بوده است. زیرا شیب مزبور، اگر چه قابل مقایسه با شیبهای بسیار تند پوششهای سخت سرامیکی [۶] نیست، لیکن ممکن است تحت شرایط بارگذاری متناوب، گسیختگی لایه را پدید آورد. افزایش ضخامت پوشش می‌تواند حوزهٔ تنشی ناشی از بارگذاری را به نواحی بالاتر از فصل مشترک مزبور انتقال دهد. همچنین سرد کردن آرام نمونه‌ها موجب جلوگیری از تنشهای باقیماندهٔ کششی در پوشش می‌شود.

۳-۲- رفتار سایشی

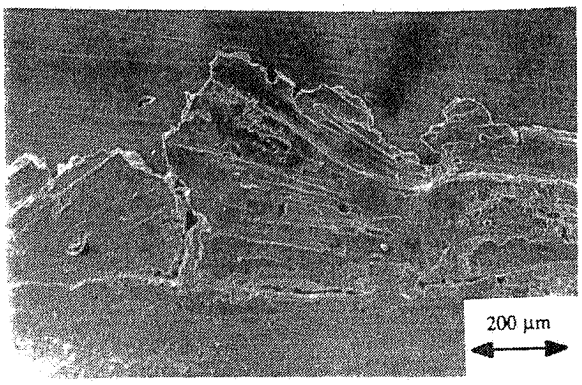
در تماس قرارگرفتن سطح آلیاژ Ti 6Al 4V بدون پوشش در مقابل فولاد سایش نسبتاً زیادی پدید می‌آید، شکل (۳). در این فرایند، به لحاظ سختی قابل ملاحظهٔ پین نسبت به تیتانیوم، خراشیدگی و



شکل ۳- منحنیهای مشخصه سایش آلیاژ Ti ۶Al ۴V بدون پوشش تحت بارهای اعمالی متفاوت



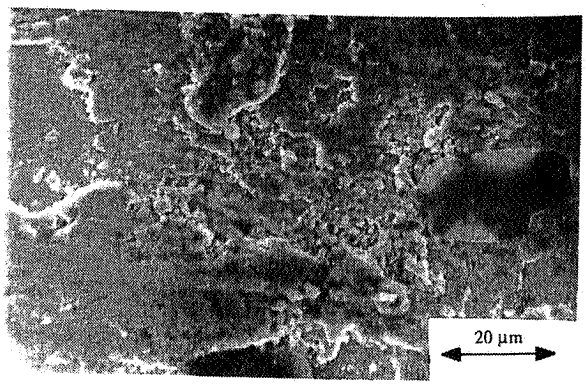
شکل ۴- توپوگرافی SEM سطح سایش آلیاژ Ti ۶Al ۴V بدون پوشش



شکل ۵- تویوگرافی SEM لبهٔ مسیر سایش آلیاژ Ti ۶Al ۴V بدون پوشش

خیش‌خوردگی وسیعی بر روی سطح تیتانیوم به وقوع پیوسته و منجر به سیلان گسترده‌ای از ماده شده است. پدیده مزبور را می‌توان به طور روشن در تصاویر میکروسکوپ الکترونی سطح سایش تیتانیوم مشاهده کرد، شکل (۴). در طی فرایند سایش مادهٔ سیلان یافته به کناره‌های شیار مسیر سطح سایش رانده شده و نهایتاً به صورت ذرات سایشی نسبتاً بزرگ در حال جدا شدن است، شکل (۵).

در فرایند مزبور، همچنین انتقال ماده از سطح تیتانیوم به سطح پین نیز در مقیاس گسترده‌ای صورت گرفته است، شکل (۶). پدیدهٔ مزبور، دلالت بر تخریبهای ناشی از چسبندگی به موازات خیش خوردن می‌کند. تخریبهای چسبندگی تیتانیوم عمدتاً متأثر از دو عامل واکنش پذیری و نسبت محوری کم کریستال این فلز در نظر گرفته شده است [۲و۳]. تیتانیوم انتقال یافته به سطح پین، همچنان

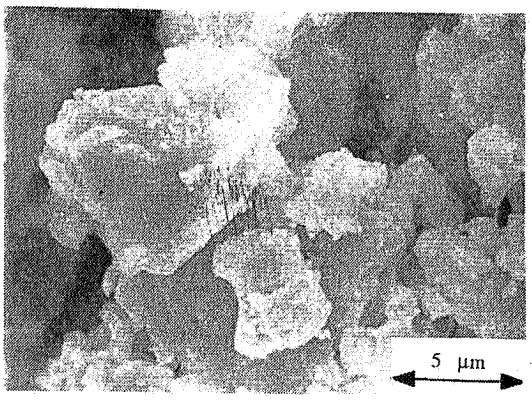


شکل ۶- توپوگرافی SEM سطح سایش عضو مقابل فولادی

که در شکل (۶) مشاهده می‌شود تقریباً به صورت انباشته بوده و تمامی سطح را پوشانده است. سایش بسیار اندک پین نیز در نتیجه حفاظت آن توسط همین لایه انتقالی تیتانیوم است. در سطح تماس پین، شکل (۶)، همچنین ترک خوردگی ذرات منتقل شده به آن سطح به خوبی آشکار است. ترکهای موجود می‌توانند محصول کار سختی ذرات تیتانیوم باشد که در طی فرایند لغزش پدید آمده است. بدیهی است در تداوم لغزش، ذرات مزبور می‌توانند از سطح تیتانیوم با ترک خوردن جدا شده و هر یک از آنها نقش ذرهٔ خراشان را ایفا کند. شکل (۷) مرفولوژی ذرات سایش جدا شده و نیز انباشتگی و لهیدگی آنها را به خوبی نشان می‌دهد.

از تطابق این مشاهدات و بررسیهای انجام شده استنباط می‌شود که در تخریب سطح آلیاژ Ti ۶Al ۴V در شرایط عملیات نشده، نقش غالب را سایش خراشان با مکانیزم تغییر شکل پلاستیک و در مرحلهٔ بعد سایش چسبان ایفا کرده‌اند.

در نتیجهٔ عملیات سطحی آلیاژ Ti ۶Al ۴V توسط پوششهای نفوذی نیکل - فسفر، رفتار سایشی آن در مقایسه با آلیاژ اولیه بسیار متفاوت شده است. ملاحظه نمودارهای مشخصهٔ سایش سطوح پوشش، شکل (۸)، مبین شرایط لغزشی حالت پایدار است. در این نمودارها همچنان که مشاهده می‌شود، افزایش بار اعمالی منجر به افزایش سایش آب‌بندی، به خاطر شدت تخریب ناهمواریهای سطحی است. زیرا طی تماسهای لغزشی، امکان تغییر شکل پلاستیکی ناهمواریهای سطحی بیشتر فراهم شده است. در حالی که

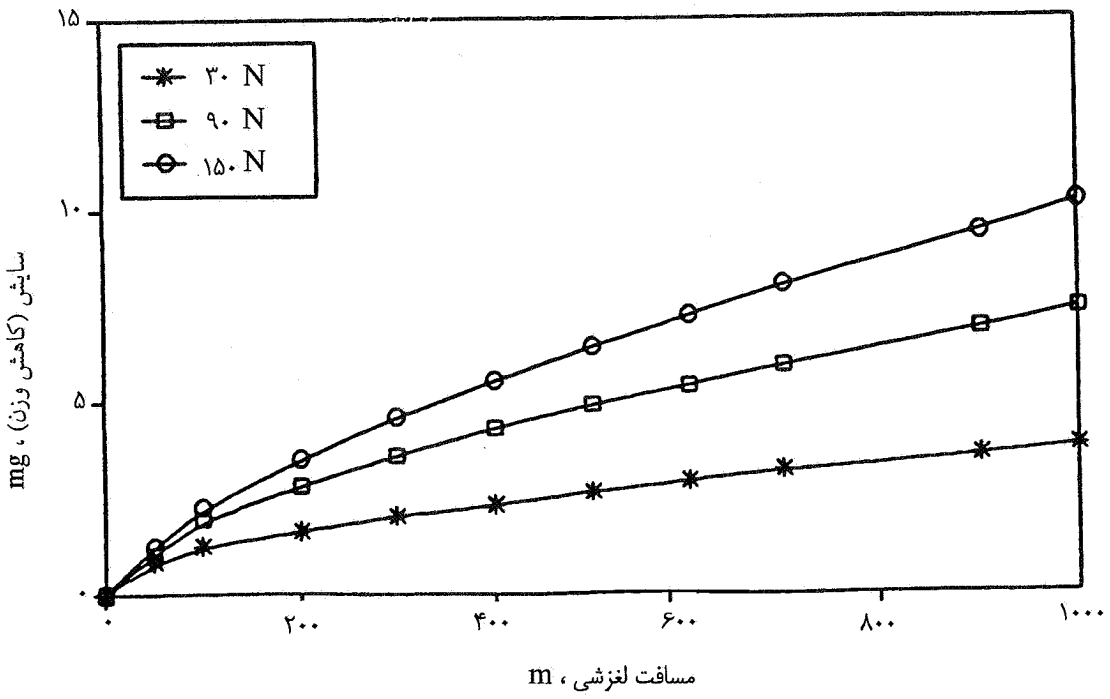


شکل ۷- فرسایش حاصل از لغزش Ti ۶Al ۴V بدون پوشش در مقابل نمونهٔ فولادی

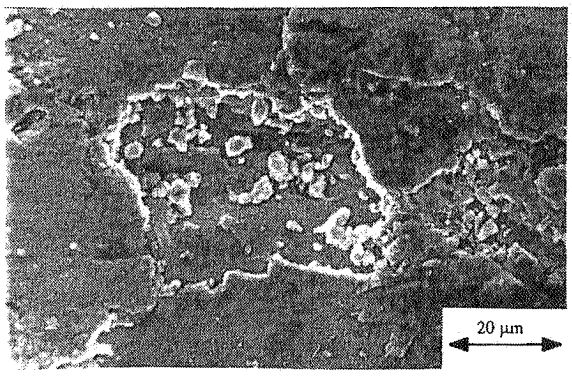
تحت بارهای بیشتر به لحاظ افزایش تنش اعمالی بر این نقاط، علاوه بر تغییر شکل پلاستیکی، گسیختگی آنها نیز صورت گرفته و لذا در نتیجهٔ آن سایش آب‌بندی افزایش یافته است. مقایسهٔ ضخامتهای مختلف لایه‌های اولیه رسوب Ni-٪۱۲P، شکل (۸)، نشان می‌دهد که با افزایش ضخامت پوشش، سایش آب‌بندی افزایش یافته است. در این رابطه به نظر می‌رسد، پدیدهٔ مزبور متأثر از آلایشهای سطحی باشد که بعضاً در طی عملیات آنیل بر روی سطح نمونه‌ها تشکیل شده است. از آنجایی که نمونه‌های با ضخامت بیشتر در زمانهای زیادی آنیل شده‌اند [۱۰]، بدین لحاظ تشکیل آلودگیهای بیشتر در اثر آلودگی اتمسفر امکانپذیر است. افزایش زبری سطح در نتیجهٔ زمان بیشتر آنیل نیز می‌تواند بر این پدیده مؤثر باشد.

توپوگرافی سطح سایش، شکل (۹) نمایانگر حضور آلایشهای سطحی است. در این شکل همچنین، هیچ گونه اثری از چسبندگی، خراش، ورقه‌ای شدن و یا پدیده‌هایی مشابهی مشهود نیست. بنابراین تداوم لغزشی حالت پایدار پوششهای مزبور در مسافتهای طولانیتر به لحاظ سختی سطحی بالا و چسبندگی خوب آنها قابل انتظار است.

حضور خراشهای موازی بر روی سطح پین‌های در تماس با پوشش، مبین مکانیزم غالب سایش خراشان سطح آنهاست، شکل(۱۰). پدیدهٔ مزبور می‌تواند به لحاظ سختی کمتر پین نسبت



شکل ۸- منحنیهای مشخصهٔ سایش آلیاژ Ti 6Al 4V با پوششهای نفوذی نیکل - فسفر تحت بارهای متفاوت



شکل ۹- سطح سایش پوشش ترکیبات بین فلزی Ti-Ni-P

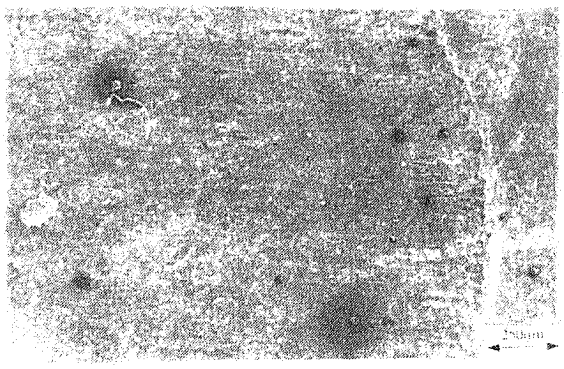
به سختی پوششهای نفوذی صورت گرفته باشد. اثرات تغییر شکل پلاستیکی موجود در سطح پین نیز می‌تواند دلیلی بر نقش مکانیزم تغییر شکل پلاستیکی در خراشیدگی سطحی تلقی شود، شکل (۱۱). نقش مکانیزم سایش تریبواکسایشی نیز در سایش پینهای مزبور، به ویژه پینهای در تماس با پوششهای نفوذی نیکل مؤثر بوده است. زیرا ذرات سایشی عمدتاً متشکل از پودرهای نرم مایل به قهوه‌ای بودند که به احتمال قوی اکسیدهای آهن هستند. اثراتی از چسبندگی و یا ورقه‌ای شدن به روی سطوح این پینها مشاهده نشده است، شکل (۱۲).

۳-۳- رفتار اصطکاکی

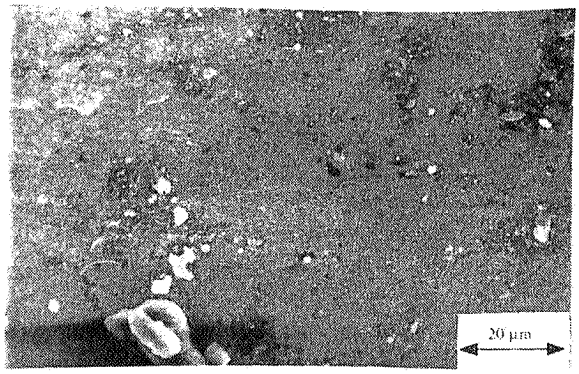
ملاحظه تغییرات ضریب اصطکاک آلیاژ Ti 6Al 4V مبین رفتار اصطکاکی نامطلوب این آلیاژ تحت شرایط عملیات نشده است، شکل (۱۳). رفتار اصطکاکی مزبور با توجه به نقش مؤلفه‌های تغییر شکل پلاستیکی ناهمواریها، چسبندگی و خیش خوردگی در سایش زیر لایه‌های مزبور مورد انتظار است. زیرا در مطالعات مزبور به اصطکاک فلزات در کاربردهای مهندسی، ظهور نیروی اصطکاک در نتیجه همین سه مؤلفه در نظر گرفته شده است [۱۳].

مطابق نمودارهای مزبور ضریب اصطکاک در طی مسافت لغزش به حالت پایداری نرسیده و تغییرات نسبتاً گسترده‌تری ملاحظه می‌شود. در این رابطه به نظر می‌رسد، عدم حصول شرایط پایدار به لحاظ پله‌ای شدن سطح سایش بوده است. زیرا در نتیجهٔ

شکل ۱۰- میکروگراف نوری سطح سایش نمونه فولادی در تماس با پوشش Ti-Ni-P



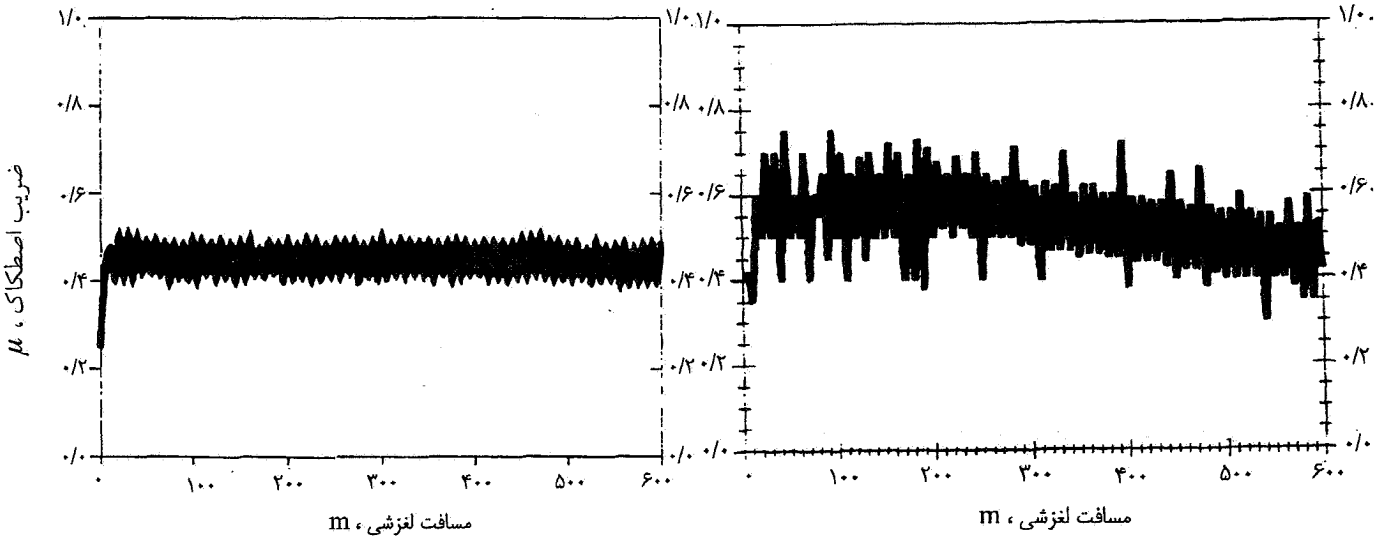
شکل ۱۱- توپوگرافی SEM لبهٔ مسیر سایش نمونه فولادی در تماس با پوشش ترکیبات بین فلزی Ti-Ni-P



شکل ۱۲- توپوگرافی SEM سطح سایش نمونهٔ فولادی در تماس با پوشش ترکیبات بین فلزی Ti-Ni-P

پله‌ای شدن، تماس نمونه و پین در لحظاتی قطع شده و بدیهی است در تماس مجدد آنها نقش ضربه نیز دخیل بوده و بدین لحاظ منجر به تغییرات ناگهانی در ضریب اصطکاک شده است. پله‌های مزبور، محصول شرایط چسبندگی توأم با توقف شدید نمونه با پین در طی تماسهای لغزشی‌اند.

رفتار اصطکاکی آلیاژ Ti 6Al 4V در شرایط عملیات سطحی شده توسط پوششهای نفوذی نیکل - فسفر نسبت به حالت عملیات نشده آنها به نحو قابل ملاحظه‌ای بهبود یافته است، اصلاح رفتار مزبور را می‌توان به وضوح از یکنواخت شدن نوسانات و کاهش دامنهٔ تغییرات در ضرایب اصطکاک پوشش مشاهده کرد، شکل (۱). در این رابطه با توجه به اثرات مشهود خیش خوردگی بر روی سطح پینهای در تماس، نقش مؤلفهٔ خیش خوردن بر اصطکاک قطعی است. با وجود این نقش مؤلفهٔ چسبندگی به لحاظ سختی بالای نمونه و پین نمی‌تواند قابل ملاحظه باشد [۱۴].



نمودار ضریب اصطکاک برحسب مسافت لغزش برای آلیاژ Ti 6Al 4V در شرایط عملیات نشده

نمودار ضریب اصطکاک برحسب مسافت لغزش برای آلیاژ Ti 6Al 4V عملیات سطحی شده توسط پوشش‌های نفوذی نیکل - فسفر (بارگذاری بصورت مرحله‌ای با نرخ ۳۰N/۱۰۰m)

۴- نتیجه گیری

۱- افزایش مقاومت سایشی پوششهای Ti-Ni-P در مقابل فولاد تحت شرایط لغزش خشک و بارهای اعمالی بالا، مبین نقش مؤثر این پوششها در بهبود رفتار سایشی آلیاژهای تیتانیوم است. افزایش ضخامت لایه انباشته شده منجر به افزایش مقاومت سایشی بیشتر پوششهای ترکیبات بین فلزی Ti-Ni-P می‌شود.

۲- در تماس لغزشی آلیاژ تیتانیوم Ti 6Al 4V بدون پوشش در مقابل فولاد، تخریب سایشی عمدتاً توسط مکانیزمهای خراشان و چسبان صورت می‌پذیرد.

۳- سایش سطح مقابل فولاد در طی تماس لغزشی آن با پوششها عمدتاً توسط مکانیزم خراشان صورت گرفته است. علت این امر سختی بیشتر این پوششها و عدم تمایل به چسبندگی به سطح مقابل است.

۴- پوششهای ترکیبات بین فلزی Ti-Ni-P توانسته‌اند میزان و دامنهٔ تغییرات ضریب اصطکاک تیتانیوم راکاهش دهند.

مراجع

1. Bundinski, K.G., "Tribological Properties of Titanium Alloys", *Wear*, Vol. 151, 203-217, 1991.
2. Thoma, M., "Method of Producting Wear-Protection Layers of Structural Parts of Titanium or Titanium-Base Alloys", U.S. Patent, No. 4588480, 1986.
3. Salehi, M., Bell T., and Morton P.H. "Load Bearing Capacity of Plasma Nitrided and TiN Coated Titan -ium Alloys", *Surface Modification Technologies*, Edited by Sudarshan T.S., T.M.S., 991-1002, 1991.
4. Hintermann, H.E. "Adhesion, Friction and Wear of Thin Hard Coatings", *Wear*, Vol. 100, 381-397, 1984.
5. Hutching, R. and Oliver W.C., "A Study of the Improved Wear Performance of Nitrogen -Implanted Ti-6Al-4V", *Wear*, Vol. 92, 143-153, 1983.
6. Yerramareddy, S. and Bahadur, S., "The Effect of Laser Surface Treatments on the Tribological Behaviour of Ti-6Al-4V", *Wear*, Vol. 157, 245-262, 1992.
7. Bentley, R.M. and Duquette D.J., *Proc. ASM*

Materials Science Seminar on Foundamentals of Friction and Wear of Materials, 291-321, 1980.

8. Salehi, M. "The Coating of Titanium with a Titanium-Based Intermetallic Compound," Advan -ces in Production and Fabrication of Light Metals and Metal Matrix Composits, Edited by Avedesian, *CIM*, 321-327, 1992.

۹. صالحی، م.، "ساختار میکروسکوپی پوششهای ترکیبات بین‌فلزی Ti-Ni و Ti-Ni-P آلیاژهای تیتانیوم" نشریه علمی، پژوهشی امیرکبیر، سال دهم، شماره ۴۰، ۲۹۵-۳۱۰، ۱۳۷۸.

۱۰. زهرودی، ع. حسینی و صالحی، م. "عملیات سطحی آلیاژ Ti ۶Al ۴V توسط پوششهای دیفوزیونی نیکل - فسفر" متالورژی سطح و تریبولوژی، صالحی م. و اشرفی‌زاده ف.، انجمن علوم و تکنولوژی سطح ایران، ۲۷-۳۶، ۱۳۷۴.

۱۱. صالحی م.، و آیت‌اللهی ع.، "تأثیر مرفولوژی کاربیدها بر رفتار تریبولوژیکی چدنهای نیکل سخت نوع ۴" *استقلال*، سال ۱۵ شماره ۲، ۶۳-۷۳، ۱۳۷۵.

12. Gawne, D.T. and Ma, U., "Structure and Wear of Electroless Nickel Coatings," *Mater. Sci. Techno.*, Vol. 3, 228-238, 1978.

13. Suh, N.P., *Proc. ASM Materials Science Seminar on Fundamentals of Friction and Wear of Materials*, 43-71, 1980.

14. Peterson, M.B., and Ramallingam, S., *Proc. ASM Materials Science Seminar on Fundamentals of Friction and Wear of Materials*, 331-372, 1980.