

مانزد بهين سمينار ملى مهندسي تنطح

پژوهشگاه مواد و انرژی ۲۹ و ۳۰ مهرماه ۱۳۹۳

## بررسی اثر ضخامت و حضور فازهای کریستالی Ti,Al)CN) بر رفتار تریبولوژیکی پوشش های کربن شبه الماسی

لاله ظهیری ، محمد رضا سائری ، شهرام علیرضایی ، علیرضا افخمی

دانشجوی کارشناسی ارشد مهندسی مواد، دانشگاه شهر کرد
 ۲. استادیار، دانشگاه شهر کرد
 ۳. استادیار، مؤسسه آموزش عالی نقش جهان، بهارستان، اصفهان
 <li۶. کارشناس ارشد مهندسی مواد، گروه شناورهای زیر سطحی</li>

چکیدہ

در این پژوهش رفتار تریبولوژیکی پوشش های کربن شبه الماسی تولید شده به روش قوس کاتدی، در دو حالت خالص و در حضور فازهای کریستالی Ti,Al)CN)، در دو ضخامت ۱/۵ و ۳ میکرون بررسی شد. ساختار پوشش ها توسط آزمون های رامان و XRD مورد ارزیابی قرار گرفت و رفتار سایشی پوشش ها، توسط آزمون pin-on-disc بررسی شد. مورفولوژی و زبری پوشش ها، توسط AFM مورد بررسی قرار گرفت. پس از آزمون سایش، جهت بررسی سطوح سایش از تصاویر میکروسکوپ نوری و MES استفاده شد. نتایج حاصل از آزمون ها، بهبود رفتار تریبولوژیکی پوشش های DLC در حضور فازهای کریستالی (Ti,Al) و در ضخامت های پایین را نشان داد. به گونه ایسی که نرخ سایش و ضریب اصطکاک بدست آمده برای پوشش های

واژه های کلیدی: کربن شبه الماسی، رفتار تریبولوژیکی، قوس کاتدی

<sup>1.</sup>Laleh.zahiri@yahoo.com

مقدمه

يوشش هاي كربن شبه الماسي ('DLC) به دليل داشتن خواص فوق العاده اي چون ضربب اصطكاك يايين، سختي بالا، مقاومت به سايش و خوردگي بالا و خنشي بودن از لحاظ شيمبايي در دو دهه ي اخير كاربردهاي زيادي در صنعت ييدا كرده اندBIX. اگرچه يوشش هاي شبه الماسي خواص فوق العاده اي دارند، اما چسبندگی این پوشش ها به دلیل داشتن تنش پسماند بالا به زیرلایه های فلزی، به ویژه وقتی زیرلایه فـولاد زنـگ نزن باشد، بسیار پایین است و پوشش به سرعت از روی سطح ورقه می شودBtX. دلیل عمده ی بالا بودن تنش پسماند در این پوشش ها به روش تولید آن ها باز می گردد. از آنجا که پایداری حرارتی این پوشش ها پایین است، در دماهای پایین تولید می شوند. در نتیجه تنش های فشاری بالایی در پوشش باقی می ماندB۱X. راهکار های مختلفی جهت کاهش میزان تنش های پسماند و بهبود چسبندگی این پوشش ها به سطح ارائه شده اند. یکی از این روش ها وارد نمودن عناصر و ترکیبات مختلف در زمینه ی کربن آمورف و تولید یوشش های نانو کامیوزیتی است. یوشش های نانو کامیوزیتی در سال های اخیر به دلیل داشتن خواص منحصر به فردی مثل سختی فوق العاده، تافنس خوب و مقاومت به سایش بالا، بسیار مورد توجه قرار گرفته انـ BTX. بـ عنـوان مثـال نشان داده شده است که حضور اتم های Si درشبکه ی کربن آمورف، یک روش موثر برای پایدارسازی ساختار پوشش و آزاد سازی بخشی از تنش های پسماند، در آن است. با حضور سیلیسیم، تنش های پسماند کاهش می یابد اما مقاومت به سایش پوشش هم کاهش خواهد یافت B۴X. در تحقیق دیگری تاثیر حضور نانو ذرات TiC در ساختار DLC مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج نشان دادند که در حضور TiC، سختی پوشش افزایش می یابد و ساختار یوشش یایدار می شود. به علاوه مشاهده شده است که حضور اتم های نیتروژن در ساختار می تواند به نحو چشمگیری تنش های یسماند را کاهش دهدB۵X. روش دیگر، استفاده از یک لایه ی میانی بین زيرلايه و يوشش كربني است به ويژه اگر زيرلايه فولادي باشد. آزمايشات نشان داده است كه يوشش كربن شبه الماسی به سه دلیل نمی تواند مستقیما بر روی زیر لایه ی فولادی قرار گیرد:

- نفوذ كربن به زيرلايه، جوانه زني DLC را به تاخير مي اندازد.
- آهن بر روی رشد جوانه های <sup>sp</sup> اثر کاتالیستی دارد که باعث تشکیل گرافیت می شود.
- ضریب انبساط حرارتی این پوشش ها و فولاد ساز گار نیست، در نتیجه تنش بالایی در فصل مشتر ک ایجاد شده و استحکام چسبندگی پایینی ایجاد می کند.

برای غلبه بر این مشکلات گستره ی وسیعی از مواد، شامل کاربیدها و نیترید ها می توانند به عنوان لایه ی میانی بین پوشش و زیرلایه قرار گیرندB۶X. در این تحقیق نیز از یک لایه ی میانی از جنس TiN بین زیرلایه ی فولادی و پوشش کربنی استفاده شده است. ضمن آنکه اثر حضور فازهای کریستالی، بر روی کارآیی پوشش کربن شبه الماسی بررسی شده است. قابل ذکر است که روش قوس کاتدی به دلیل انرژی بالایی که دارد، پلاسمای بسیار قوی ایجاد می کند که باعث می شود پوششی با سختی و تراکم بالاتر ایجاد شود و به همین دلیل

<sup>1.</sup> Diamond Like Carbon

پانزدهمین سمینار ملی مهندسی سطح

در این تحقیق به عنوان روش پوشش دهی استفاده شد B۵X.

مواد و روش تحقيق

پوشش های DLC در اتمسفری از گاز استیلن بر روی زیرلایه ایی از جنس فولاد زنگ نزن ۳۱۶ به شکل دیسکی با ضخامت ۱۰ میلیمتر و قطر ۸۸ میلیمتر، در دمای ۲۵۰ درجه ی سانتیگراد و فشار ۵ میلی بار در دو ضخامت ۱/۵ و ۳ میکرون رسوب گذاری شد. پیش از رسوب گذاری، سطح زیرلایه ها با سنباده های ۱۰۰ تا ب۲۰۰۰ پرداخت شده و با پودر آلومینا پولیش گردید. یک مرحله ی دیگر برای تمیز کردن سطح نیز با استفاده از پلاسمای گاز آرگون انجام شد. جهت بهبود چسبندگی پوشش به زیرلایه ی فولادی، پوشش ۸۱۲ به عنوان لایه ی میانی با استفاده از هدف تیتانیمی در اتمسفری از گاز نیتروژن بر روی سطح رسوب گذاری شد. جهت بررسی مانی با سامای میانی با استفاده از هدف تیتانیمی در اتمسفری از گاز نیتروژن بر روی سطح رسوب گذاری شد. جهت بررسی مانی مانی با استفاده از هدف تیتانیمی در اتمسفری از گاز نیتروژن بر روی سطح رسوب گذاری شد. جهت بررسی مانی مخامت پوشش های DLC خالص و با استفاده از دو هدف AIA ، در اتمسفری از گازهای نیتروژن و استیلن، در شرایط یکسان تولید شد. پس از عملیات پوشش دهی، ساختار پوشش ها با استفاده از آزمون های رامان (AIA کرستالی در زمینه ی ALC به میلی آمپر با پر تو مسی به طول موج ۱۵/۱۰ نانومتر) و استیلن، در شرایط یکسان تولید شد. پس از عملیات پوشش دهی، ساختار پوشش ها با استفاده از آزمون ه های رامان (AIA هم میلی آدمون کرد و میان ۲۵ میلی آمپر با پر تو مسی به طول موج ۱۵/۱۰ نانومتر) و بوشش ها نیز، توسط AFM بررسی شد. جهت بررسی رفتار سایشی، نمونه های پوشش دهی سانتیگراد و ۲۰درصد پوشش ها نیز، توسط AFM بررسی شد. جهت بر دسی رفتار سایشی، نمونه های پوشش دهی شده تحت آزمون بوش ی زیروی اعمالی ۱۰ نوری و طول موج ۵۷ نانومتر ) مورد ارزیابی قرار گرفت. مورفولوژی و زبری سطح پوشش ها نیز، توسط AFM بررسی شد. جهت بر می رفتار سایشی، نمونه های پوشش دهی شده تحت آزمون بود. پین از جنس فولاد ۲۰۱۰ با سختی ۶۵ راکول بوده و مسافت لغزشی ۲۰۰ متر و نیروی اعمالی ۱۰ نیوتون در نظر گرفته شد. جهت بررسی سطح سایش از تصاویر میکروسکوپ نوری و و میروی اعمالی ۱۰ نیوتون در

## نتايج و بحث

شکل ۱ الگوی پراش پرتو ایکس مربوط به پوشش Ti,Al)CN/DLC ( ا نشان می دهد. همانطور که در این شکل مشخص است ۴ فاز کریستالی TirAI، TirAI، NTic ماده مشکل مشخص است ۴ فاز کریستالی TirAI، TirAI، ماده این می دهد. ماند و به دلیل استفاده از فرآیند ی سرامیکی سختی است و زمانی به وجود می آید که انرژی پلاسما بسیار بالا باشد و به دلیل استفاده از فرآیند ی سرامیکی سختی است و زمانی به وجود می آید که انرژی پلاسما بسیار بالا باشد و به دلیل استفاده از فرآیند ی سرامیکی سختی است و زمانی به وجود می آید که انرژی پلاسما بسیار بالا باشد و به دلیل استفاده از فرآیند ی سرامیکی سختی است و زمانی به وجود می آید که انرژی پلاسما بسیار بالا باشد و به دلیل استفاده از فرآیند وسر کاتدی، تشکیل آن قابل پیش بینی بود TirAI، BvX. ایز ماده ای با سختی فوق العاده بالا است که از لحاظ ترمودینامیکی، پایداری بالایی دارد AlrTi، BvX. ایز یک ترکیب بین فلزی با مدول الاستیک بالا و دارای الحاظ ترمودینامیکی، پایداری بالایی دارد AlrTi، BvX. ایز یک ترکیب بین فلزی با مدول الاستیک بالا و دارای الحاظ ترمودینامیکی، پایداری بالایی دارد AlrTi، BvX. ایز یک ترکیب بین فلزی با مدول الاستیک بالا و دارای الحاظ ترمودینامیکی، پایداری بالای دارد AlrTi، BvX. ایز یک ترکیب بین فلزی با مدول الاستیک بالا و دارای اسختاری پایدار می باشد و حضور آن در طیف احتمالا مربوط به تشکیل ماکروس ها \_ که جزء جدا نشدنی فرآیند قوس کاتدی هستند\_ می باشد AlrTi، BvX. ایز ترکیبی با سختی بالا است و نشان داده شده که می تواند ساختار یوشش را یایدار کند Bv3.

در شکل ۲ طیف رامان مربوط به هر دو پوشش DLC و Ti,Al)CN/DLC)، با ضخامت ۱/۵ میکرون مشاهده می شود. طیف سنج رامان یک روش غیر مخرب برای مشخصه یابی کربن کریستالی، نانو کریستالی و آمورف است. یک نوار نا متقارن وسیع در محدوده ی <sup>۱-</sup>۱۷۰۰cm مشخصه ی کربن آمورف یا کربن شبه الماسی است. طیف رامان این پوشش ها یک منحنی شامل دو پیک از D به G است که به ترتیب در محدوده ی <sup>۱</sup>-mr . ۱۲۸۰-۱۳۳۰ و<sup>۱-</sup>۱۳۳۰ - ۱۹۳۰ – ۱۵۰۰ قرار دارند، هرچند ممکن است پیک های اضافی هم در نمودار وجود داشته باشند. پیک G مشخصه ی تک کریستال گرافیت است که حاصل کشش پیوندهای C-C به صورت E<sub>Y</sub> در یک باشند. پیک G مشخصه ی تک کریستال گرافیت است که حاصل کشش پیوندهای C-C به صورت E<sub>Y</sub> در یک لایه ی گرافیتی است و پیک D مشخصه ی بی نظمی در ساختار گرافیت و در نتیجه ی ارتعاشات به صورت A<sub>18</sub> می باشد. بنابراین D نشان دهنده ی بی نظمی <sup>۱</sup> و G نشان دهنده ی گرافیت <sup>۲</sup> است ۲۰۱۶ و B. همانطور که شکل ۲ نشان می دهد در مورد این دو پوشش نیز دو پیک D و G در همان محدوده های ذکر شده حضور دارند که این حضور نشان می دهد پوشش، DLC است. به علاوه هو<sup>۳</sup> و هون<sup>۶</sup> در پژوهش های خود دریافتند که حرکت پیک G به سمت فرکانس های پایین تر و کاهش نسبت G<sub>ID</sub>، تنش های داخلی در پوشش را کاهش می دهد MI

در شکل ۳، تصاویر سه بعدی گرفته شده از سطح دو پوشش DLC و Ti,AI)CN/DLC) توسط AFM آورده شده است. همانطور که در این شکل مشخص است و مقادیر زبری سطح نشان می دهد، ۱۵ ۰/۰ میکرون برای پوشش DLC و ۲۰/۰۲ میکرون برای پوشش CN/DLC(Ti,AI)، با جوانه زنی فازهای کریستالی در زمینه ی کربن شبه الماسی، زبری سطح افزایش می یابد.

نتایج آزمون سایش نیز پس از طی مسافت ۷۰۰ متر در شکل ۴ و جدول ۱ آمده است. همانطور که از داده های این جدول و شکل ۴ بر می آید، پوشش DLC خالص با ضخامت بالا، بیشترین نرخ سایش و بزرگترین ضریب اصطکاک را دارد. به طور کلی می توان گفت با افزایش ضخامت برای هر دو نوع پوشش، نرخ سایش افزایش می یابد. در حالیکه این افزایش برای پوشش های CN/DLC (Ti,Al) محسوس نیست، در مورد پوشش های DLC افزایش چشمگیری در نرخ سایش پوشش مای را فزایش ضخامت، مشاهده می شود. پوشش های DLC به دلیل داشتن تنش های پسماند زیاد، نمی توانند در ضخامت های بالا تولید شوند چراکه به سرعت از روی سطح ورقه می شوند و ذرات جدا شده روی سطح به عنوان ذرات ساینده عمل کرده و نرخ سایش و ضریب اصطکاک پوشش را افزایش می دهند B17. اما حضور فازهای کریستالی، در زمینه می تواند میزان تنش های پسماند را کاهش دهد. همانطور که در شکل ۲ مشخص است، در حضور فازهای کریستالی پیک G به سمت عدد موج های پایین تر جابه جا می شود و نسبت GL کاهش یافته و به دنبال آن تنش های پسماند در پوشش های یوندهای <sup>\*</sup>g2، سختی پوشش را افزایش می دهد A10/GL کاهش یافته و به دنبال آن تنش های پیماند در پوشش های پیوندهای <sup>\*</sup>g2، سختی پوشش را افزایش می دهد A10/GL کاهش یافته و به دنبال آن تنش های پسماند در پوشش های پیوندهای <sup>\*</sup>g2، سختی پوشش را افزایش می دهد A10/GL کاهش یافته و به دنبال آن تنش های پسماند در پوشش های پیوندهای <sup>\*</sup>g2، سختی پوشش مای D1/GL نرخ سایش پایین تری داشته باشند. در مورد پوشش های (Ti,A1)CN/DLC نیز در ضخامت بالاتر نرخ سایش پایین تری داشته باشند. در مورد پوشش های

1.Disordered

- 2. Graphitic
- ۳. Wu
- ٤. Hon

پانزدهمین سمینار ملی مهندسی سطح

یسماند در حضور فازهای کریستالی Ti,Al)CN)، این افزایش چندان محسوس نیست. در مورد ضریب اصطکاک نیز می توان گفت که، رویداد یدیده ی گرافیت زایی در حین فرآیند سایش، موجب مى شودکه ضریب اصطکاک این پوشش ها مقادیر پایینی داشته باشد B۱۵X. همانطور که نمودارهای موجود در شکل ۵ نشان می دهند، در حضور فازهای کریستالی ضریب اصطکاک، مقادیر کمتری دارد. وقتی سطح DLC در معرض هوا قرار می گیرد، ضریب اصطکاک آن به دلیل رخداد پدیده ی اکسیداسیون در اثر وجود اکسیژن و رطوبت افزایش می یابدB۱۶X. به نظر می رسد حضور فازهای کریستالی و مقاوم به اکسیداسیون (Ti,Al)CN) توانسته است میزان اکسیداسیون سطح و به دنبال آن ضریب اصطکاک پوشش را کاهش دهد. در شکل ۵ تصویر حاصل از میکروسکوپ نوری برای هر ۴ نمونه، پیش از انجام هر نوع آزمونی بر روی آن ها مشاهده می شود. همانطور که در این شکل مشخص است، یوشش های DLC به دلیل داشتن تنش های یسماند زیاد، ورقه شده اند که این پدیده در مورد DLC با ضخامت بالاتر، مشهودتر است اما اثری از ورقه شدن روی سطح پوشش هایTi,Al)CN/DLC) وجود ندارد. شکل ۶ تصویر میکروسکوپ نوری مربوط به همین ۴ پوشش را پس از تست سایش نشان می دهد. واضح است که آسیب های سطحی در پوشش های DLC خالص، نسبت به پوشش های Ti,Al)CN/DLC) به مراتب بیشتر است که پیشتر به دلایل آن اشاره کردیم. شکل ۷ نیز تصویر خط سایش از هر ۴ نمونه را نشان می دهد که با SEM گرفته شده است. شکل۷ الف مربوط به پوشش DLC خالص با ضخامت ۱/۵ میکرون است. در این تصویر وجود خطوط سینوسی، نشان دهنده ی اثر بشکه ایی شدن'، به دلیل بالا بودن تنش های پسماند در پوشش استBITX. به علاوه کندگی های موجود روی سطح نشان دهنده ی فعال شدن مکانیزم سایش چسبان در این پوشش است. شکل ۷ ب تصویری از پوشش DLC خالص با ضخامت ۳ میکرون را نشان می دهد. حضور شیارهای موازی و کندگی های موجود روی سطح، به ترتیب حاکی از فعال شدن مکانیزم های سایش خراشان و چسبان است که به طور همزمان فعال شده اند و همین امر موجب می شود که این پوشش، نرخ سایش بالایی داشته باشد، ضمن آنکه ذرات سایشی نیز روی سطح به چشم می خورند. در شکل ۷ ج تصویر پوشش Ti,Al)CN/DLC) با ضخامت ۱/۵ میکرون دیده می شود. لایه های موجود روی سطح نشان می دهد که در حضور فازهای کریستالی، مکانیزم سایش تغییر کرده و سایش ورقه ایی فعال شده است. شکل ۷ د نیز تصویری از همین پوشش در ضخامت ۳ میکرون است. پوسته ایی شدن پوشش و در نتیجه فعال شدن سایش ورقه ایی و آسیب های سطحی بیشتر در مقایسه با همین یوشش با ضخامت ۱/۵ میکرون، در اين شكل واضح است.

**نتیجه گیری** حضور فازهای کریستالی Ti,Al)CN) در زمینه ی DLC، از طریق جلو گیری از اکسیداسیون، ضریب اصطکاک پوشش های DLC را کاهش می دهد. از سوی دیگر کاهش میزان تنش های پسماند و پایـدار شـدن پوشـش در

۱. Buckling

```
بررسي اثر ضخامت و ...
```

حضور این فازهای کریستالی این امکان را فراهم می کند که بتوان، یوشش های کربن شبه الماسی را بدون تغییر چندانی در کارآیی آن ها در ضخامت های بالاتر تولید کرد.

مراجع

1. J. Deng, M. Braun, *VResidual stress and microhardness of DLC multilaye* 

coatings∀, Diamond and Related Materials, 1996, 5, 475-482.

Y. M. Azzi, P. Amirault, M. Paquette, J.E. Klemberg-Sapieha, L. Martinu, & Corrosion

performance and mechanical stability of TIL/DLC coating system: Role of interlayers  $\forall$ . Surface & Coatings Technology, TIL, TIL, TIL, TIL

<sup>κ</sup>. S. Zhang, Y. Fu, H. Du, X.T. Zeng, Y.C. Liu, "Magnetron sputtering of nanocomposite (Ti,Cr)CNyDLC coatings", *Surface and Coatings Technology*, 177, 1..., ٤٢-٤٨.

 $\xi$ .V. Singh, "Synthesis, structure, and tribological behavior of nanocomposite DLC based thin", Department of Mechanical, Louisiana State University,  $\gamma \cdot \cdot \xi$ ,  $\eta$ - $\gamma \gamma$ .

5. L. Wang, J.F. Su, X. Nie," Corrosion and tribological properties and impact fatigue behaviors of TiN- and DLC-coated stainless steels in a simulated body fluid environment", *Surface and Coatings Technology*, 205,2010, 1599-1605.

6. C.F.M. Borges, E. Pfender, J. Heberlein,  $\forall$ Influence of nitrided and carbonitrided interlayers on enhanced nucleation of diamond on stainless steel  $\forall \cdot \xi \forall$ , *Diamond and Related Materials*,  $\forall \cdot \cdot \rangle$ ,  $\forall \cdot \rangle$ ,  $\forall \cdot \rangle$ ,  $\forall \uparrow \land \forall \neg \cdot \rangle$ 

<sup>V</sup>. M. Stappen, K. Bruyn, C. Quaeyhaegens, L. Stals, V. Poulek,  $\forall$  Deposition and properties of thick corrosion and wear-resistant Ti<sub>1</sub>N Coatings $\forall$ , *Surface & Coatings Technology*, 1990,  $\forall \xi - Y_0$ ,  $\forall \xi - Y_0$ ,  $\forall \xi - Y_0$ ,  $\forall \xi - Y_0$ .

<sup>A</sup>. G. Cheng, D. Han, C. Liang, X. Wu, R. Zheng,  $\forall$ Influence of residual stress on mechanical properties of TiAlN thin films $\forall$ , *Surface & Coatings Technology*,  $\uparrow \cdot \uparrow \uparrow$ ,  $\uparrow \uparrow \land$ ,  $\neg \uparrow \land$ .

 J. Lapin, ∀ TiAl-Based Alloys: Present Status And Future Perspectives ∀, Metal, Y., o, N9-71.

 $\cdot$ . F.R. Marciano, E.C. Almeida, D.A. Lima-Oliveira, E.J. Corat, V.J. Trava-Airoldi,  $\forall$  Improvement of DLC electrochemical corrosion resistance by addition of fluorine $\forall$ , *Diamond & Related Materials*,  $\uparrow \cdot \uparrow \cdot$ ,  $\uparrow \circ, \circ \forall \lor \circ \varepsilon \cdot$ .

11. D. Tischler, Z. Budinska, I. Stepanek, ∀ Si and Gradient Layer Formed by RF PACVD Technology ∀, *Surface and Coatings Technology*, ۲ · ۱۲, ۲ · ٦, ۲ · ۱ · - ۲ · 1 ٤.

 $\mathcal{M}$ . M. Jellesen, L. Christiansen, L. Hilbert,  $\forall$  Erosion–corrosion and corrosion properties of DLC coated low temperature gas-nitrided austenitic stainless steel $\forall$ ", Wear,  $\forall \cdots \vartheta$ ,  $\forall \forall \lor \vartheta$ .

  $\mathcal{M}$ 

1<sup>°</sup>. Q. Weia, A.K. Sharmaa, J. Sankara, J. Narayana, ∀ Mechanical properties of diamondlike carbon composite thin films prepared by pulsed laser deposition∀, *Composites*, 1999, 30, 675–684.

14. N. W.Khun, E.Liu, M. D. Krishna, ∀ Structure, Adhesive Strength and Electrochemical Performance of Nitrogen Doped Diamond-Like CarbonThin Films Deposited via DC

Magnetron Sputtering∀, Nanoscience and Nanotechnology, 2010, 10, 4752–4757.

15. H. Ollendorf, D. Schneider,  $\forall$  A comparative study of adhesion test methods for hard coatings  $\forall$ , *Surface and Coatings Technology*, 1999, 117, A7-1+7.

۲۲. F. Zhao, H.Li, L. Ji, Y. Wang, H. Zhou, J. Chen, "Ti-DLC films with superior friction performance", *Diamond & Related Materials*, ۲۰۱۰, ۱۹, ۳٤۲–۳٤۹.

پانزدهمین سمینار ملی مهندسی سطح

نرخ سایش (mm <sup>r</sup> /N.m)	ضريب اصطكاك	زبری (μm)	ضخامت(µm)	پو شش
۱/۶×۱۰ <sup>-۷</sup>	• /٣٣	•/•10	١/۵	DLC
۲/٧×۱۰ <sup>-۶</sup>	•/٦٢	•/•71	٣	DLC
۱/۵ <b>۸</b> ×۱۰ <sup>-۷</sup>	۰ /۲ ۱	•/•**	۱/۵	(Ti,Al)CN/DLC
۱/۸۸×۱۰ <sup>-۷</sup>	• / ۲ ۲	•/•٨٢	٣	(Ti,Al)CN/DLC

جدول ۱: خواص سایشی پوشش های شبه الماسی



بررسی اثر ضخامت و ...





www.SID.ir



شکل (۴). نمودار ضریب اصطکاک بر حسب مسافت برای پوشش های DLC و Ti,Al)CN/DLC).



(Ti,Al)CN/DLC low، ج) high DLC میر گرفته شده از سطح پوشش الف) low DLC، ب) high DLC، ج) (۵). تصویر گرفته شده از د)Ti,Al)CN/DLC high) بوسیله ی میکروسکوپ نوری



ج) SEM ج. (Ti,Al)CN/DLC high د. (Ti,Al)CN/DLC low بوسیله ی میکروسکوپ