



## بهبود عمر قالبهای فورج آلیاژ برنج با پوشش های رسوب فیزیکی بخار دوگانه

ایمان ابراهیم زاده<sup>۱</sup>، فخرالدین اشرفی زاده<sup>۲</sup>، حسن جهدی<sup>۳</sup>

<sup>۱</sup>. دانشجوی دکتری مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، دانشکده مهندسی مواد

<sup>۲</sup>. عضو هیات علمی، دانشگاه صنعتی اصفهان، دانشکده مهندسی مواد

<sup>۳</sup>. مدیرعامل شرکت مهندسی سطح سوین پلاسما

### چکیده

استفاده از روش های مهندسی سطح به منظور افزایش عمر قالبهای فورج از دیرباز مورد توجه محققان بوده است. اگرچه این تحقیقات تاکنون بیشتر به قالب های فورج جهت تولید قطعات فولادی متمرکز شده است. هدف از انجام این تحقیق، استفاده از فرایند نیتراسیون پلاسمایی و پوشش دوگانه به منظور بررسی افزایش عمر قالبهای فورج جهت ساخت قطعات برنجی است و بدین منظور از آزمون سایش دمای بالا بهره گرفته شد. نمونه های مورد استفاده در این پژوهش شامل پین فولاد H13، پین فولاد H13 نیتراسیون پلاسمایی شده، پین فولادی با پوشش دوگانه TiN-TiAlN و پوشش دوگانه TiN-TiAlN-CrAlN برای آزمون های سایش در دمای بالاست. آزمون عملکرد با اعمال پوشش روی قالب فورج برنج و در شرایط واقعی تولید نیز انجام گردید. نتایج آزمون های پین روی دیسک در دمای ۲۵۰ °C نشانگر چسبندگی کمتر آلیاژ برنج روی سطح پوشش دوگانه TiN-TiAlN است. در دمای ۷۰۰ °C، این پوشش مقاومت بالاتر نسبت به اکسیداسیون نشان داد. آزمون عملکرد نشانگر افزایش عمر قالب تا حدود ۳۰٪ نسبت به قالب فولاد H13 بدون پوشش است.

**واژه های کلیدی:** سایش دمای بالا؛ آزمون پین روی دیسک؛ پوشش دوگانه؛ رسوب فیزیکی بخار؛ آلیاژ برنج دوفازی.

<sup>۱</sup>. i.ebrahimzadeh@ma.iut.ac.ir

## مقدمه

در فرایند آهنگری فلزات بخش زیادی از هزینه‌های تولید را که حدود ۳۰٪ است هزینه تهیه قالب در بر گرفته است [۱]. این هزینه ارتباط زیادی با عمر قالب دارد. از دیرباز تلاش در جهت افزایش عمر قالبهای آهنگری با روشهای مهندسی سطح معطوف شده است، از جمله این روشها با توجه به قدمت می‌توان به پوشش‌های نفوذی، پوشش‌های رسوبی، پوشش‌دهی به روش رسوب شیمیایی بخار، پوشش‌دهی به روش رسوب فیزیکی بخار و پوشش‌های دوگانه اشاره کرد [۲].

پوشش‌های رسوب فیزیکی بخار که تاکنون در صنعت آهنگری جهت پوشش‌دهی قالب‌ها بکار رفته است شامل پوشش‌های  $TiN$ ،  $TiCN$ ،  $TiAlN$ ،  $CrN$  و  $TiHfN/CrN$  است. البته عموم تحقیقات در این زمینه به سمت پوشش‌های دوگانه معطوف شده است. در این پوشش‌ها ابتدا فرایند نیتراسیون پلاسمایی روی سطح انجام شده و سپس پوشش رسوب فیزیکی بخار اعمال می‌گردد. این امر موجب افزایش کارایی پوشش‌های رسوب فیزیکی بخار می‌گردد [۳-۴]. در میان روشهای اعمال پوشش رسوب فیزیکی بخار، تبخیر قوس کاتدی به‌طور گسترده در زمینه اعمال پوششهای سخت و مقاوم به سایش بکار می‌رود [۵].

در دو دهه گذشته، تحقیقات زیادی در زمینه افزایش عمر قالبهای فورج جهت تولید قطعات آلیاژهای آهنی صورت گرفته است. اما در زمینه فورج آلیاژهای پایه مس تحقیقات محدودی در زمینه اعمال روش‌های مهندسی سطح جهت افزایش عمر قالب صورت گرفته است.

با توجه به این حقیقت که آلیاژ برنج دوفازی و فولاد گرم کار  $H13$  عموماً در فرایند فورج به ترتیب به‌عنوان قطعه کار و قالب جهت تولید شیرهای گاز استفاده می‌گردد [۶]. هدف اصلی در این تحقیق، بررسی قالب فولادی پوشش‌دار و آلیاژ برنج فورج پذیر به عنوان دو عضو از یک تریوسیستم است. رفتار تریبولوژیکی پوشش‌های دوگانه در حال لغزش در مقابل آلیاژ برنج در دمای بالا با استفاده از آزمون‌های پین روی دیسک بررسی گردید. پوشش‌های رسوب فیزیکی بخار شامل پوشش‌های  $TiN-TiAlN$  و  $TiN-TiAlN-CrAlN$  است که با روش قوس کاتدی اعمال گردیده است و آزمون‌های سایش در دماهای  $250^{\circ}C$  و  $700^{\circ}C$  انجام گرفته‌اند.

## مواد و روش تحقیق

مواد اولیه مورد استفاده در این تحقیق فولاد ابزار کار گرم  $H13$  و آلیاژ برنج دوفازی است. فولاد کار گرم  $H13$  (که به‌طور گسترده به‌عنوان قالب در فورج فلزات آهنی و غیر آهنی بکار می‌رود [۲]) برای ساخت پین‌های فولادی در آزمون سایش پین روی دیسک استفاده گردید. کلیه نمونه‌های فولادی  $H13$  در این تحقیق در ابتدا جهت رسیدن به حداکثر سختی و چقرمگی تحت عملیات حرارتی کوئنچ-تمپر قرار گرفت [۷]. آلیاژ برنج دوفازی مورد استفاده در این تحقیق آلیاژ برنج فورج‌پذیر  $CuZn39Pb2$  است. علت انتخاب آن کاربرد گسترده آن در صنعت فورج آلیاژهای پایه مس است. ترکیب شیمیایی این آلیاژ ۳۸/۹٪ روی، ۱/۸۷٪ سرب، ۰/۳۱٪ آهن و بقیه مس است.

عملیات پوشش‌دهی دوگانه در دو مرحله صورت گرفت. مرحله اول شامل عملیات نیتراسیون پلاسمایی و مرحله دوم پوشش‌دهی به روش رسوب فیزیکی بخار است. عملیات نیتراسیون پلاسمایی در دستگاه نیتراسیون پلاسمایی واقع در دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان صورت گرفت. عملیات پوششی‌دهی رسوب فیزیکی بخار با دستگاه رسوب فیزیکی بخار در شرکت سوین سطح پلاسمای انجام گرفت. این دستگاه ساخت شرکت پلانیت کشور سوئیس شامل دو منبع قوس کاتدی است. جزئیات پارامترهای ایجاد پوشش دوگانه رسوب فیزیکی بخار در مرجع ۸ آورده شده است.

آزمون سایش به منظور بررسی رفتار سایشی پوشش‌های رسوب فیزیکی بخار در تماس با آلیاژ برنج دوفازی در آزمایشگاه سایش دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی مالک اشتر اصفهان انجام شد. بررسی‌های ضریب اصطکاک و سایش نمونه‌ها در دماهای  $250^{\circ}\text{C}$  و  $700^{\circ}\text{C}$  انجام پذیرفت. معیار انتخاب دماهای آزمون پین روی دیسک بر این اساس است که در عملیات فورج آلیاژهای برنج دوفازی، آلیاژ برنج در حوزه دمایی  $650^{\circ}\text{C}$  -  $750^{\circ}\text{C}$  قرار دارد [۹] و در حین این عملیات دمای قالب بین  $200^{\circ}\text{C}$  -  $300^{\circ}\text{C}$  است [۱۰]. آزمون‌های فورج داغ در شرایط واقعی تولید شیر برنجی، به منظور مقایسه عملکرد قالب‌ها در شرایط بدون پوشش و با پوشش در گروه صنعتی آذران صورت گرفت. قالب‌ها از فولاد گرم کار ماشین‌کاری گردیده و اعمال پوشش TiN-TiAlN روی آن صورت گرفت. سطح قالب‌ها بعد از عملیات فورج با استفاده از SEM مورد ارزیابی قرار گرفت. معیار تصمیم‌گیری برای ادامه تولید با یک قالب بر اساس تولید شیر بدون عیب است.

## نتایج و بحث

ریزساختار فولاد H13، نیتراسیون پلاسمایی شده به مدت ۸ ساعت در شکل ۱ آورده شده است. لایه نیتراسیون شامل ناحیه نفوذ نیتروژن و لایه  $\alpha$  است. لایه ترکیبی در حین فرایند نیتراسیون پلاسمایی این فولاد تشکیل نشده است (شکل ۱-الف). مطابق شکل ۱-ب ریزساختار فولاد گرم‌کار H13 بعد از عملیات کوئینچ و تمپر شامل پرلیت سوزنی است که از مارتنزیت لایه‌ای تشکیل شده است. وجود این ساختار باعث افزایش چقرمگی شکست این فولاد می‌گردد [۱۱].

شکل ۲-الف میکروگراف SEM از مورفولوژی سطح پوشش TiN-TiAlN را نشان می‌دهد. در حالی که سطح پوشش نسبتاً صاف و یکنواخت است، روی سطح تعداد زیادی قطرات کوچک با قطر متفاوت که به صورت یکنواخت پخش شده‌اند، قابل مشاهده است. این قطرات توسط آنالیزگر EDS عموماً فلزات آلومینیوم و تیتانیوم تشخیص داده شده‌اند. وجود این قطرات از خصوصیات پوشش‌های اعمالی از روش تبخیر با قوس کاتدی است [۳]. شکل ۲-ب میکروگراف SEM از سطح شکست پوشش دوگانه TiN-TiAlN را نشان می‌دهد. مطابق این شکل ضخامت پوشش‌های TiN و TiAlN به ترتیب حدود  $2\ \mu\text{m}$  و  $3\ \mu\text{m}$  است.

شکل ۳-الف مورفولوژی پوشش TiN-TiAlN-CrAlN را نشان می‌دهد. سطح پوشش از قطرات کوچک زیادی پوشانده شده است. آنالیز EDS از این قطرات کوچک نشانگر آن است که این قطرات عموماً از

آلومینیوم و کروم تشکیل شده‌اند. در شکل ۳-الف همچنین نشانگر حفراتی است که در حین جدایش این ماکروذرات از سطح در مراحل اولیه پوشش دهی تشکیل شده‌اند، است. شکل ۳-ب میکروگراف سطح شکست پوشش دوگانه TiN-TiAlN-CrAlN را نشان می‌دهد. ضخامت کلی پوشش حدود  $7 \mu\text{m}$  است.

نتایج زبری سطح نمونه‌ها بعد از اعمال فرایندهای مطرح شده مهندسی سطح نیز نشانگر افزایش زبری سطح بعد از فرایند نیتراسیون پلاسمایی و همچنین بعد از اعمال پوشش‌های دوگانه است. میزان زیادتر میکروقطرات روی سطح پوشش دوگانه TiN-TiAlN-CrAlN (شکل ۳-الف) نسبت به پوشش دوگانه TiN-TiAlN (شکل ۲-الف) باعث افزایش بیشتر زبری سطح در پوشش دوگانه TiN-TiAlN-CrAlN شده است. علت این افزایش در فرایند نیتراسیون پلاسمایی و فرایند تبخیر با قوس کاتدی به ترتیب به پراکنش سطح با یونهای نیتروژن/آرگون [۱۲] و میکروقطرات چسبیده به سطح در حین رسوبدهی [۷] نسبت داده شده است.

مقادیر ضریب اصطکاک در دمای  $250^\circ\text{C}$  برای تمام پین‌ها ثابت و برابر  $0.1 \pm 0.05$  است. این نوسان‌ها در ضریب اصطکاک نشانگر پدیده چسبیدن-لغزش است که از چسبندگی و جدایش در نقاط تماس بین دو سطح خبر می‌دهد [۱۳]. در  $700^\circ\text{C}$  ضریب اصطکاک در حالت پین‌های با پوشش دوگانه در مقایسه با دیگر پین‌ها کاهش یافته است (شکل ۴). نوسان‌های در ضریب اصطکاک در شرایط استفاده از پین‌های فولاد گرم کار H13 و پوشش دوگانه TiN-TiAlN-CrAlN کمترین مقادیر را دارد. در حالت پین نیتراسیون پلاسمایی شده، نوسان‌ها در  $240$  متر اول آزمون سایش  $0.1$  است و سپس تا انتهای آزمون به مقدار  $0.05$  (مشابه فولاد H13 مقایسه شکل‌های ۴-الف و ب) کاهش می‌یابد.

تغییرات وزن پین‌ها بعد از آزمون پین روی دیسک در شکل ۵ آورده شده است. افزایش وزن پین‌ها بیانگر آن است که مواد از دیسک جدا شده و به سطح تماس و روی پین‌ها چسبیده است (دمای  $250^\circ\text{C}$ ). همچنان که در شکل ۵ قابل مشاهده است، بیشترین افزایش و کاهش وزن مربوط به پین فولاد H13 به ترتیب در دماهای  $250^\circ\text{C}$  و  $700^\circ\text{C}$  است.

میکروگراف SEM و آنالیز EDS، نوک پین‌ها بعد از آزمون سایش در دمای  $700^\circ\text{C}$  در شکل ۶ آورده شده است. شکل ۶-الف نشان می‌دهد که سطح پین فولاد H13 نه تنها در سطوح تماس بلکه بیرون از آن نیز تخریب شده است. این تخریب شامل اکسیداسیون وسیع روی سطح این فولاد در دمای  $700^\circ\text{C}$  است. اکسیداسیون و ایجاد سطح جدید بدون اکسید با شکست و حذف اکسیدها در سطح تماس و اکسیداسیون مجدد سطح را می‌توان دلیلی بر کاهش وزن قابل توجه فولاد گرم کار H13 دانست (شکل ۵). نتایج آنالیز EDS در شکل ۶-الف قویاً نشان می‌دهد که مواد انتقالی از اکسید-فلز تشکیل شده‌اند. تشکیل لایه اکسید-فلز در دماهای بالای  $600^\circ\text{C}$  توسط محققین دیگر نیز مشاهده شده است [۱۲].

میکروگراف SEM از ذرات سایش پین فولاد گرم کار H13 در تماس با دیسک برنج دوفازی در دمای  $700^\circ\text{C}$  در شکل ۷-الف نشان داده شده است. ذرات سایش این تریبوسیستم از دو نوع ذره تشکیل شده است. ذرات اکسیدی که به دلیل چقرمگی کم و سختی بالا خرد شده و به صورت ذرات ریز درآمده‌اند و نوع دوم ذرات،

ذرات بزرگ برنجی پوشیده شده با لایه اکسید آهن است. اگر ذرات اکسیدی سخت باشند و به صورت آزادانه در سطوح تماس حرکت کنند، مکانیزم عمده سایش، سایش خراشان است و ضریب اصطکاک نیز در این شرایط بالا است. حال در صورتی که ذرات اکسیدی به صورت له شده روی سطح قرار گیرند و تشکیل لایه لعابی<sup>۱</sup> بدهند، مکانیزم عمده سایش از نوع چسبندگی است و ضریب اصطکاک در این حالت پایین است [۶]. در این تریبوسیستم، ذرات اکسیدی سخت در سطوح تماس آزد هستند (شکل ۷-الف) و ضریب اصطکاک نیز نسبتاً بالا است (شکل ۴). این نتایج با نتایج تحقیقات دیگر مطابقت دارد [۶ و ۱۴].

در سطح ساییده شده بین نیتراسیون پلاسمایی شده، اکسیدهای سطحی در سطوح تماس تشکیل ترک داده و لایه‌های سطحی به صورت ترد جدا شده است. اکسیداسیون در سطوح تماس در شروع فرایند سایش شروع گردیده است. تمایل به تشکیل اکسید آهن بیشتر از نیتريد آن است که این تمایل به دلیل انرژی آزاد تشکیل کمتر اکسید آهن نسبت به نیتريد آن است. در حین حرکت تماسی، تکه‌های اکسیدی به صورت ذرات سایش پوسته‌ای<sup>۲</sup> جدا می‌گردند (شکل ۷-ب). این رخداد در اثر انتقال نیروی اصطکاک به سطوح اکسید/زیرلایه و تجمع انرژی الاستیک با توجه به رشد فیلم اکسیدی رخ می‌دهد [۱۵]. بعد از اینکه لایه نیتريدی کاملاً حذف گردید، اتم‌های اکسیژن به صورت مستقیم با اتم‌های آهن واکنش داده و تشکیل اکسید آهن می‌دهد. ذرات سایش در این مرحله دارای ضخامت بالاتری نسبت به مرحله اول هستند زیرا از آلیاژ برنج پوشیده شده با اکسید آهن تشکیل شده‌اند. ترکیب ذرات سایش ثانویه در بین نیتراسیون شده در تماس با آلیاژ برنج مشابه با بین فولاد H13 است. شکل ۴-ب نیز تأکید بر این نکته دارد که در ابتدای آزمون سایش، لایه نیتريدی ترد روی سطح پایدار بوده و نوسان‌های ضریب اصطکاک بالا بوده است. اما بعد از اینکه این لایه نیتريدی حذف گردید رفتار اصطکاکی مشابه بین فولاد کار گرم H13 شده است (شکل ۵-الف و ب).

شکل ۶-ج نشان‌دهنده سطح ساییده شده بین فولادی با پوشش دوگانه TiN-TiAlN بعد از آزمون سایش بین روی دیسک در دمای  $700^{\circ}\text{C}$  است. کمترین میزان سایش در سطح این بین مشاهده شده است. این نتایج با نتایج کاهش وزن بین‌ها در دمای  $700^{\circ}\text{C}$  همخوانی دارد (شکل ۵). همچنین نتایج آنالیز EDS نشان می‌دهد که میزان بالای اکسیژن در سطح سایش بین با پوشش دوگانه TiN-TiAlN است. اعتقاد بر این است که اکسیدهای پایه آلومینیوم و تیتانیوم در این دما به دلیل تمایل ترکیبی این فلزات با اکسیژن تشکیل شده‌اند. تشکیل این اکسیدها در نمونه‌های قرار گرفته در دمای بالای  $600^{\circ}\text{C}$  گزارش شده است [۱۵]. روی سطح سایش دیسک در تماس با بین فولادی با پوشش دوگانه TiN-TiAlN ذرات اکسیدی محدودی مشاهده شده است. این ذرات اکسیدی احتمالاً باعث تشکیل تریبوسیستم سه‌تایی شده و نوسان‌های ضریب اصطکاک را افزایش داده است (شکل ۴-ج). مطابق شکل ۶-ج، سایش محسوسی روی سطح بین فولادی با پوشش TiN-TiAlN رخ نداده و فقط زبری سطح کاهش یافته است. به عبارت دیگر، میزان کم ذرات اکسیدی که روی سطح سایش دیسک

<sup>۱</sup> Glazed layer<sup>۲</sup> Flaking

در تماس با پین فولادی با پوشش دوگانه TiN-TiAlN مشاهده شده است، ناشی از اکسیداسیون و جدایش قطرات کوچک (شکل ۲-الف) است که چسبندگی کمی به سطح دارند.

شکل ۶-د سطح ساییده شده پین فولادی با پوشش دوگانه TiN-TiAlN-CrAlN بعد از آزمون پین روی دیسک در دمای  $700^{\circ}\text{C}$  را نشان می‌دهد. سطح پین ساییده شده و کاهش وزن  $1/83\text{ mg}$  (شکل ۵) داشته است که این میزان بیشتر از پین فولادی با پوشش دوگانه TiN-TiAlN در دمای  $700^{\circ}\text{C}$  است. نتایج آنالیز EDS از مکان سایش پین فولادی با پوشش TiN-TiAlN-CrAlN نشان دهنده آن است که پوشش از روی سطح پین حذف شده است. نتایج EDS از سطوح غیر تماسی نشان دهنده اکسید شدن این پین است. اثرات اکسیداسیون در سطوح سایش مشاهده شده است (شکل ۶-د). ضخامت ذرات سایش ناشی از تماس این پین با دیسک برنجی حدود  $20\ \mu\text{m}$  است (شکل ۷-ج). اکسیژن زیادی نیز در آن تشخیص داده شده است. با توجه به مقاومت اکسیداسیون پوشش، می‌توان فهمید که وجود اکسید نشانگر پدیده‌ی تریبوسیستم اکسیدی است. با این حال، ما پذیرفته‌ایم که ذرات سایش تنها روی سطح اکسید شده‌اند، در حالی که آنالیزگر EDS همچنان وجود نیتروژن را در آن ذرات نشان می‌دهد. این مسئله یک حقیقت مهم را در مورد فرایند سایش نشان می‌دهد؛ حداقل قسمتی از حجم پوشش ساییده شده به شکل ذرات بزرگ از سطح سایش پین جدا شده است (شکل ۷-ج).

قالب فولاد H13 بدون پوشش حدود  $6000$  قطعه تولید می‌کند، اما قالب فولادی با پوشش دوگانه TiN-TiAlN در حدود  $24000$  قطعه تولید کرد. عمر قالب پوشش‌دار به طور قالب توجهی و در حدود  $300\%$  نسبت به قالب فولاد H13 بدون پوشش افزایش نشان داده است. میکروگراف SEM از سطح قالب گرم کار و فولاد گرم با پوشش TiN-TiAlN بعد از عملیات فورج در شکل ۸ آورده شده است. ذرات آلیاژ برنج روی سطح قالب‌ها چسبیده است؛ این ذرات از ماده قطعه کار و در حین عملیات فورج به سطح قالب‌ها انتقال یافته است. میزان این ذرات چسبیده روی سطح قالب فولاد H13 (شکل ۸-الف) بیشتر از سطح قالب فولاد با پوشش دوگانه TiN-TiAlN (شکل ۸-ب) است. همچنان که در شکل ۴-۱۱ آورده شده است، خراش‌های سایشی و شکست لایه‌های پوشش به ترتیب عامل اصلی تخریب در قالب فولاد H13 و قالب با پوشش TiN-TiAlN است.

### نتیجه‌گیری

(۱) اعمال فرایند نیتراسیون پلاسمایی باعث تشکیل لایه نفوذی بدون ایجاد لایه سفید گردید، که این ساختار مناسب برای اعمال پوشش دوگانه است.

(۲) بیشترین چسبندگی سطح ماده دیسک و اکسیداسیون سطح پین‌ها در پین فولادی H13 بدون عملیات سطحی به ترتیب در دماهای  $250^{\circ}\text{C}$  و  $700^{\circ}\text{C}$  مشاهده گردیده است. در این میان پین با پوشش دوگانه TiN-TiAlN بهترین رفتار را نشان داده است.

(۳) آزمون عملکرد، نشانگر عمر قالب بالاتر در اثر استفاده از پوشش TiN-TiAlN روی قالب‌ها است. در اثر اعمال پوشش دوگانه عمر قالب‌ها تا حدود  $200\%$  افزایش نشان داده است.

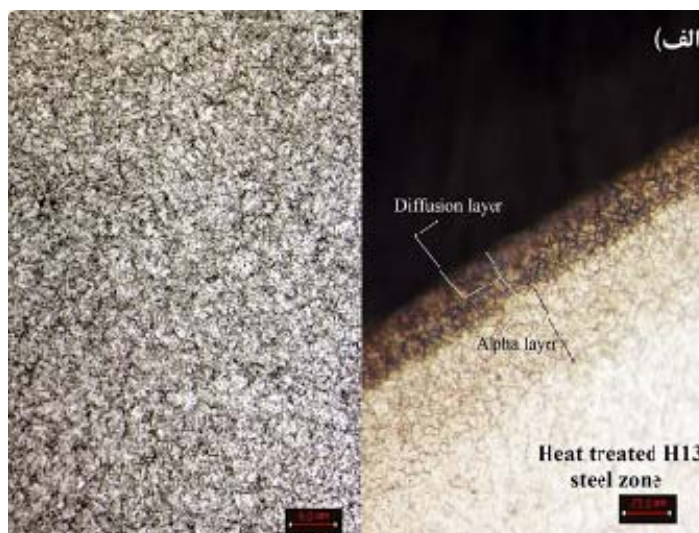
## تشکر و قدردانی

نویسندگان مقاله از همکاری کارشناسان شرکت مهندسی سطح سوین پلاسما بخاطر اعمال پوشش‌های رسوب فیزیکی بخار روی نمونه‌ها و همچنین گروه صنعتی آذران بخاطر تهیه نمونه‌های اولیه و انجام آزمون عملکرد تشکر و قدردانی می‌نمایند.

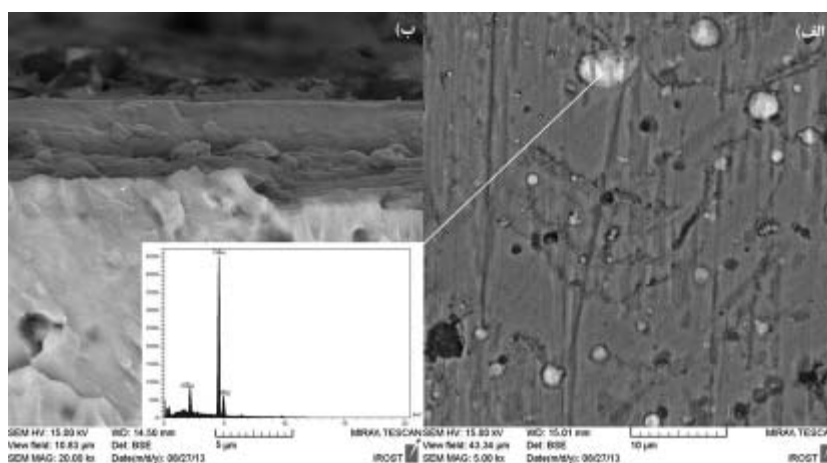
## مراجع

۱. M. Bayramoglu, H. Polat, N. Geren 'Cost and performance evaluation of different surface treated dies for hot forging process' Journal of Materials Processing Technology ۲۰۵, ۲۰۰۸, ۳۹۴-۴۰۳.
۲. S. Babu, A material based approach to creating wear resistant surfaces for hot forging, ۲۰۰۴.
۳. F. Sanchette, C. Ducros, T. Schmitt, P. Steyer, A. Billard "Nanostructured hard coatings deposited by cathodic arc deposition: From concepts to applications" Surface and Coatings Technology ۲۰۵, ۲۰۱۱, ۵۴۴۴-۵۴۵۳.
۴. O.O. Baranov, F. Jinghua, A.E. Rider, S. Kumar, K. Ostrikov "Effect of Ion Current Density on the Properties of Vacuum Arc-Deposited TiN Coatings" Plasma Science, IEEE Transactions on ۴۱, ۱۲, ۲۰۱۳, ۳۶۴۰-۳۶۴۴.
۵. D.M. Mattox, Handbook of Physical Vapor Deposition (PVD) Processing, Elsevier Science, ۲۰۱۰.
۶. M. Kchaou, R. Elleuch, Y. Desplanques, X. Boidin, G. Degallaix "Failure mechanisms of H<sub>13</sub> die on relation to the forging process – A case study of brass gas valves" Engineering Failure Analysis ۱۷, ۲, ۲۰۱۰, ۴۰۳-۴۱۵.
۷. J.R. Davis, A.S.M.I.H. Committee, Copper and Copper Alloys, ASM International, ۲۰۰۱.
۸. I. Ebrahimzadeh, F. Ashrafzadeh, High temperature wear and frictional properties of duplex-treated tool steel sliding against a two phase brass, Ceramics International, <http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.07.151>.
۹. W. Tillmann, E. Vogli, S. Momeni, "Improvement of press dies used for the production of diamond composites by means of DUPLEX-PVD-coatings" Surface and Coatings Technology ۲۰۵, ۲۰۱۰, ۱۵۷۱-۱۵۷۷.
۱۰. J.C.A. Batista, C. Godoy, V.T.L. Buono, A. Matthews, "Characterisation of duplex and nonduplex (Ti, Al)N and Cr-N PVD coatings" Materials Science and Engineering: A ۳۳۶, ۲۰۰۲, ۳۹-۵۱.
۱۱. R. Rodríguez-Baracaldo, J.A. Benito, E.S. Puchi-Cabrera, M.H. Staia, "High temperature wear resistance of (TiAl)N PVD coating on untreated and gas nitrided AISI H<sub>13</sub> steel with different heat treatments" Wear ۲۶۲, ۲۰۰۷, ۳۸۰-۳۸۹.
۱۲. M. Kchaou, A. Alimi, R. Elleuch, Y. Desplanques "Characterisation of oxidation and wear oxidised surfaces of H<sub>13</sub> steel/brass in dry sliding conditions" International Journal of Microstructure and Materials Properties ۸, ۴, ۲۰۱۳, ۳۷۳-۳۸۴.

۱۳. P.L. Menezes, Kishore, S.V. Kailas, "Influence of surface texture and roughness parameter on friction and transfer layer formation during sliding of aluminum pin on steel plate" *Wear* ۲۶۷, ۲۰۰۹, ۱۵۳۴-۱۵۴۹.
۱۴. D. McIntyre, J. Greene, G. Håkansson, J.E. Sundgren, W.D. Münz, Oxidation of metastable single-phase polycrystalline Ti-۰.۵Al-۰.۵N films: Kinetics and mechanisms, *Journal of Applied Physics* ۶۷, ۱۹۹۰, ۱۵۴۲-۱۵۵۳.

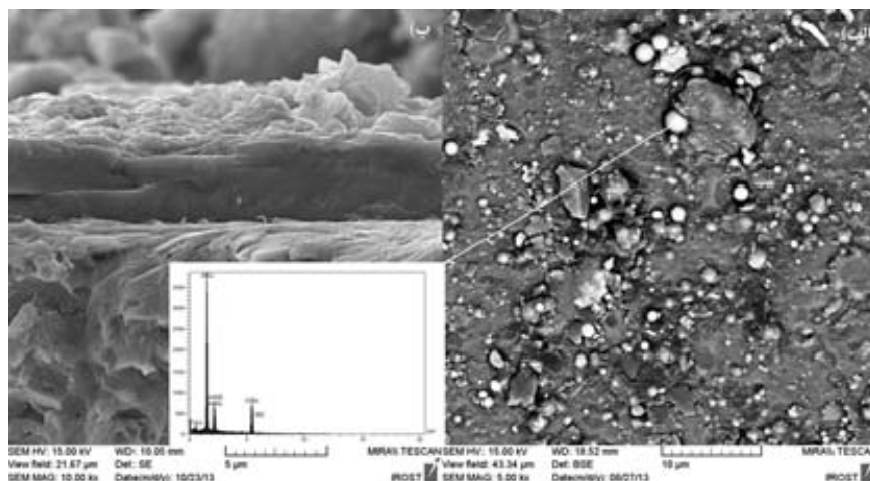


شکل ۱: ریزساختار میکروسکوپ نوری فولاد H13 الف) نیتراسیون پلاسمایی شده به مدت ۸ ساعت. ب) بعد از عملیات حرارتی کوئنچ و تمپر.

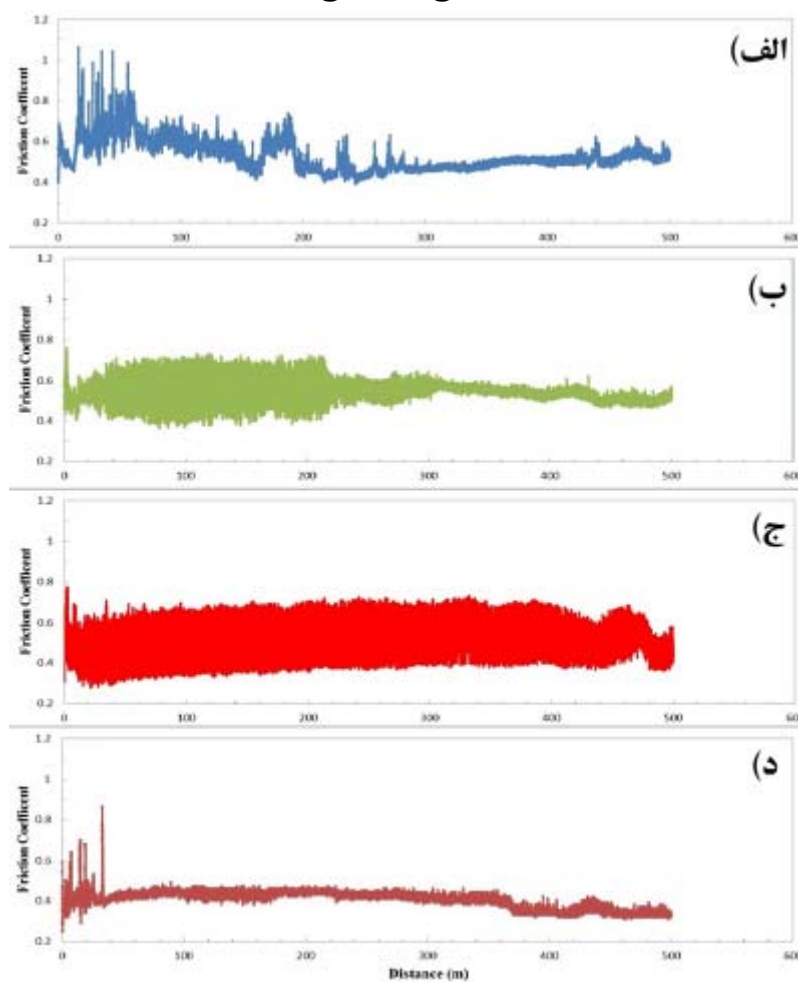


شکل ۲: میکروگراف SEM از الف) مورفولوژی سطح، ب) سطح شکست پوشش دوگانه TiN-TiAlN.

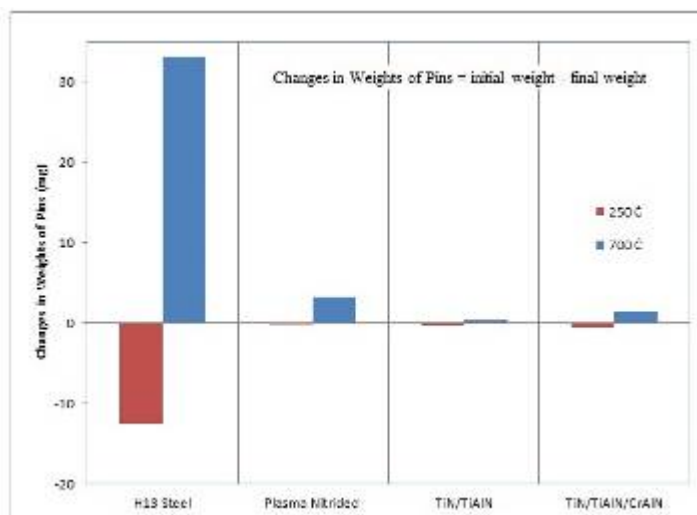




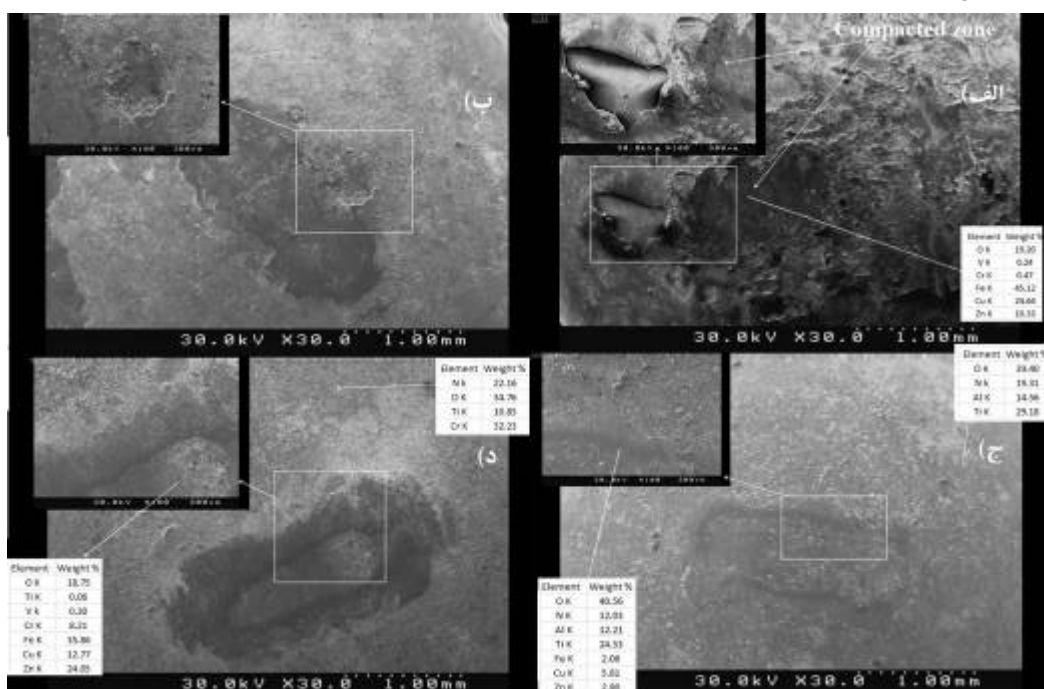
شکل ۳- میکروگراف SEM از الف) مورفولوژی سطح، ب) سطح شکست پوشش دوگانه TiN-TiAlN-CrAlN.



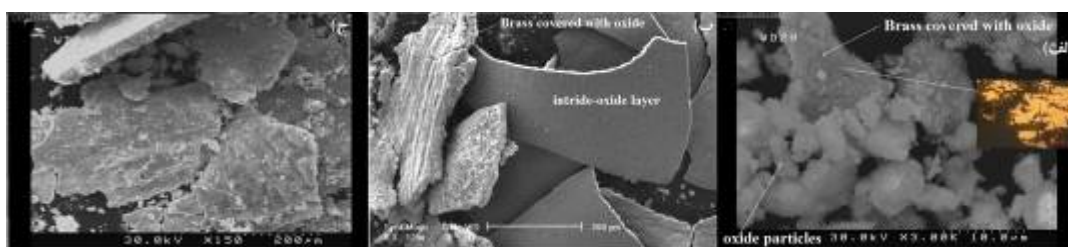
شکل ۴: نمودار تغییرات ضریب اصطکاک بر حسب مسافت سایش الف) فولاد کار گرم H13، ب) فولاد H13 نیتراسیون پلاسمایی شده، ج) فولاد با پوشش دوگانه TiN-TiAlN و د) فولاد با پوشش TiN-TiAlN-CrAlN.



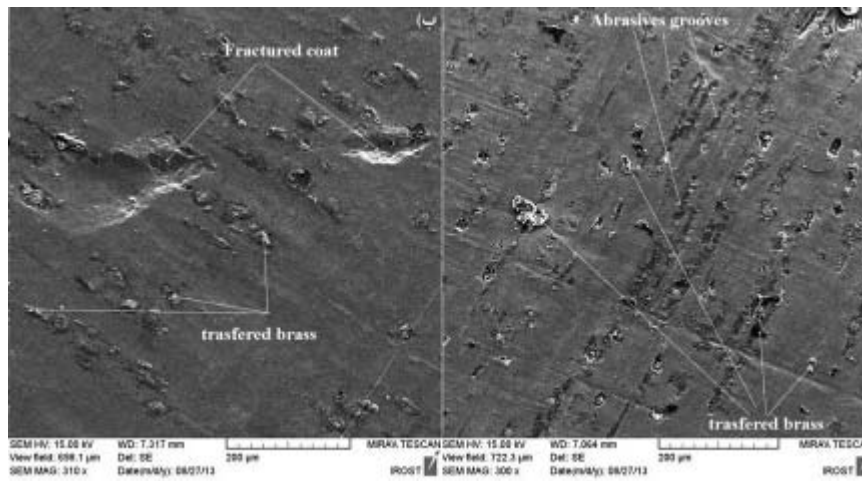
شکل ۵: تغییرات در وزن پین ها بعد از آزمون پین روی دیسک در دماهای ۲۵۰°C و ۷۰۰°C.



شکل ۶: میکروگراف SEM از سطح تماس پین های الف) فولاد H13 گرمکار، ب) فولاد H13 نیتراسیون پلاسمایی شده، ج) فولاد H13 با پوشش دو گانه TiN-TiAlN و د) فولاد H13 با پوشش دو گانه TiN-TiAlN-CrAlN در دمای ۷۰۰°C.



شکل ۷: میکروگراف SEM از ذرات سایش الف) پین فولاد گرم کار H13، ب) پین فولاد نیتراسیون پلاسمایی شده و ج) پین فولادی با پوشش دو گانه TiN-TiAlN-CrAlN در تماس با دیسک برنج دوفازی در دمای ۷۰۰°C.



شکل ۴-۱۱- میکروگراف SEM از سطح قالب الف (فولاد H۱۳ و ب) فولاد با پوشش دو گانه بعد از عملیات فورج.