

# بررسی خواص سطحی و سایشی پوشش نیترویدی ایجاد شده بر روی فولاد ابزار گرم کار AISI H11 در روش نیتروژن دهی پلاسمایی پالسی

خیرالله محمدی<sup>۱</sup>، کیانوش طاهرخانی<sup>۲\*</sup>، حسین تارقلی زاده<sup>۳</sup>

۱- استادیار، گروه فیزیک، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

۲- دانشجوی دکتری، مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

۳- دکتری، گروه فیزیک، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران، ایران

\*k\_taherkhani@metaleng.iust.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۴/۰۲/۱۶، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۴/۰۳/۲۵)

## چکیده

این مقاله به بررسی تاثیر پارامترهای مهم نیتروژن دهی پلاسمایی بر روی قطعات هندسه های متفاوت می پردازد. نمونه های تهیه شده با ابعاد هندسی متفاوت تحت اتمسفر حاوی  $80\% N_2 - 20\% H_2$ ، در دمای  $520^\circ C$ ، در چرخه های کاری  $30\%$ ،  $50\%$  و  $80\%$  و فرکانس  $10$  کیلوهرتز به مدت  $6$  ساعت نیتروژن دهی پلاسمایی شدند. سپس خواص سطحی و سایشی توسط آزمایشات SEM، ریزسختی سنجی و زبری سنجی و اندازه گیری سایش مورد بررسی قرار گرفت. نتایج آزمایشات نشان داد که سطح کلیه نمونه های نیتروژن دهی پلاسمایی شده بوسیله ذرات نیترویدی گل کلمی شکل پوشیده شده است. تشکیل این ذرات نیترویدی گل کلمی شکل ناشی از کندو پاش سطح طی فرایند می باشد. با افزایش پهنای شیار و چرخه کاری، زبری سطوح افزایش می یابد. هم چنین ریز سختی سطح با افزایش پهنای شیار و چرخه کاری افزایش می یابد که علت آن افزایش درصد رسوبات نیترویدی تشکیل شده در سطح می باشد. اثر پدیده کاتد توخالی در شیار  $2$  میلی متر و چرخه کاری  $80\%$  در روش نیتروژن دهی پلاسمایی معمولی (CPN) اتفاق می افتد. که این امر موجب بیش گرمایش نمونه ها شده و باعث افزایش زبری و کاهش سختی سطح می شود. پس از اعمال فرایند نیتروژن دهی پلاسمایی، نتایج آزمایش سایش پین روی دیسک نشان داد که پوشش های نیترویدی تشکیل شده از مقاومت به سایش بهتری نسبت نمونه مرجع اولیه قبل از عملیات نیتروژن دهی پلاسمایی برخوردار بوده است.

## واژه های کلیدی:

نیتروژن دهی پلاسمایی، هندسه پیچیده، چرخه کاری، سایش و فولاد ابزار گرم کار.

## ۱- مقدمه

آن ها ابزارهایی نظیر ابزارهای برشی سنبه و ماتریس های برش، خم کاری، فرم دادن، کشش، قالب های پلاستیک، دایکست و اکستروژن ساخت. بعضی از خواص مطلوب فولادهای ابزار

فولادهای ابزار گروهی از فولادهای کربنی و فولادهای آلیاژی هستند که با عملیات حرارتی آن ها می توان خواص فیزیکی و مکانیکی مطلوبی در آن ها به وجود آورد، به طوری که بتوان از

همراه یک لایه نسبتاً ضخیم و سخت بنام لایه نفوذی در زیر لایه ترکیبی می‌شود. در لایه زیرین پس از این ناحیه، نیتروژن در صورت نفوذ در فریت حل می‌شود. از آنجایی که نیتروژن دهی پلاسمایی فرآیندی نفوذی می‌باشد، بالا بردن دمای عملیات در محدوده مذکور موجب افزایش ضخامت لایه ترکیبی و لایه نفوذی در یک زمان معین می‌شود [۶-۸]. بسیاری از انواع نیتروژن دهی وجود دارد از قبیل نیتروژن دهی پلاسمایی پالسی، نیتروژن دهی پلاسمایی با فشار کم، عملیات سطحی دو تایی و غیره که سختی اولیه سطح با این عملیات بهبود می‌یابد. در مقایسه با نیتروژن دهی پلاسمایی DC معمولی، نیتروژن دهی پلاسمایی پالسی دارای امتیازاتی از قبیل: ۱- جلوگیری از ایجاد قوس در حین عملیات نیتروژن دهی پلاسمایی، ۲- غلبه بر هندسه پیچیده قطعات، ۳- نفوذ عمیق تر پلاسمای در سوراخ و شیارهای باریک، ۴- توانایی کنترل زبری سطح [۹-۱۰]. در حال حاضر نیتروژن دهی پلاسمایی پالسی بیشترین استفاده را در نیتروژن دهی فولاد دارد. با وجود تمام مزایایی که روش نیتروژن دهی پلاسمایی پالسی نسبت به روش‌های سنتی نیتروژن دهی دارد. مشکلاتی از قبیل: نگهداری و حفظ یکنواختی دما در محفظه ورودی قطعه، محدودیت انجام عملیات روی قطعات با اشکال پیچیده، ایجاد لایه غیر یکنواخت در سطح قطعه، خطر آسیب قوس و پدیده کاتد توخالی در طی انجام فرایند دیده می‌شود [۱۱-۱۲]. با توجه به مشکلاتی که در نیتروژن دهی قطعات با شیارهای نازک و عمیق وجود دارد و نیاز به کیفیت سطحی بالا در قالب‌های اکستروژن و دایکست که معمولاً پیچیده دارند، کنترل عملیات نیتروژن دهی پلاسمایی با تغییر پارامترهای تأثیرگذار آن می‌تواند باعث کنترل اثر پدیده کاتد توخالی در قطعات با هندسه پیچیده شود و صرفه جویی اقتصادی را افزایش دهد که تاکنون مورد بررسی قرار نگرفته است. هدف اصلی از این پژوهش مطالعه و بررسی خواص مربوط به سطوح قطعات از قبیل ریزسختی سنجی، زبری سنجی، تصاویر میکروسکوب الکترونی و آزمایش تفرق اشعه ایکس از سطوح نمونه‌ها و همچنین بررسی خواص سایشی و مقایسه آن با نمونه

مقاومت سایشی، سختی زیاد، مقاومت گرمایی خوب و استحکام کافی برای کار روی مواد می‌باشد. فولادهای گرم کار کرم دار  $Cr_5\%$  مثل H11، H12، H13 سختی پذیری زیادی دارند و مقاطع نسبتاً بزرگ این فولادها را می‌توان با حداقل تغییر ابعاد با سرد کردن در هوا سخت کرد [۱]. یکی از مهمترین کاربردهای علم مهندسی سطح، ایجاد لایه ای سخت (به منظور افزایش مقاومت در برابر سایش) بر روی سطح یک ماده چقرمه (مقاوم در برابر ضربه) است. عملیات مختلف سخت کاری سطحی برای حصول این منظور انجام می‌گردد که نیتروژن دهی از این روش‌ها می‌باشد. نیتروژن دهی در کنار سایر روش‌های سخت کاری سطحی در فرآوری قطعات فولادی و بعضی فلزات دیگر مانند آلایزهای تیتانیوم و آلومینیوم به کار می‌رود. در این میان روش نیتروژن دهی که نوعی عملیات سطحی ترموشیمیایی است از جمله فرآیندهای مورد توجه در صنعت می‌باشد. اساس کار ایجاد نیتروژن اتمی نفوذ آن به سطح قطعه است. نیتروژن اتمی با نفوذ در سطح موادی مانند فولاد، آلومینیوم، کروم و تیتانیوم، فازهایی سخت مانند  $Fe_3N$ ،  $Fe_2N$ ،  $FeN$ ،  $AlN$ ،  $CrN$ ،  $Cr_2N$  و  $TiN$  تشکیل می‌دهد [۲-۴]. معمولاً عملیات نیتروژن دهی پلاسمایی در یک محفظه با فشار در حدود ۱ میلی بار انجام می‌شود. با ایجاد حالت پلاسمای در بین دو الکترودی که در محفظه تعبیه شده‌اند، گاز نیتروژن یونیزه شده و با سرعت بالا به سطح قطعه که در کاتد قرار گرفته، برخورد می‌کند. بمباران سطح قطعه توسط این یونها باعث تمیزی آن بوسیله مکانیزم کند و پاش می‌شود. سپس نیتروژن اتمی در سطح قطعه نفوذ کرده و لایه‌های مختلف نیتریده را بر روی آن پدید می‌آورد. گاهی اوقات علاوه بر نیتروژن، گازهای دیگری نیز در فرایند استفاده می‌شوند [۵]. در واقع در حین فرایند نیتروژن دهی پلاسمایی نه تنها واکنش نیتریده کردن در سطح اتفاق افتاده است بلکه به علت نفوذ بلند دامنه اتم‌های نیتروژن، این نیتریدها در زیر لایه سطحی نیز تشکیل می‌شوند. این موضوع باعث ایجاد یک لایه نازک به نام لایه ترکیبی (یا سفید) که عمدتاً شامل نیتریدهای آهن  $\epsilon$  ( $Fe_{2-3}N$ ) و  $\gamma'$  ( $Fe_4N$ ) می‌باشد، در سطح به

دمای °C ۵۳۰ به مدت ۱ ساعت تمپر شدند. سپس سطح تمامی نمونه‌ها سنباده و پولیش شدند. جهت انجام عملیات نیتروژن دهی پلاسمایی به روش معمولی از دستگاه نیتروژن دهی پلاسمایی متداول از نوع Pulsed-DC شکل (۲) استفاده شد. نیتروژن دهی بوسیله دستگاه پالسی جریان مستقیم در مقیاس نیمه صنعتی با دامنه ولتاژ ۵۰۰ الی ۶۵۰ ولت، شدت جریان ۲ الی ۳/۵ آمپر و در فشار  $5 \times 10^{-3}$  اتمسفر انجام شد. نمونه‌ها تحت اتمسفر حاوی  $20\% \text{H}_2$  -  $80\% \text{N}_2$  در دمای °C ۵۲۰ با فرکانس های ۱۰ kHz، در چرخه های کاری ۳۰٪، ۵۰٪ و ۸۰٪ برای مدت زمان ۶ ساعت نیتروژن دهی پلاسمایی شدند. در نهایت جهت بررسی ریز ساختار سطوح شیارها نمونه های نیتروژن دهی شده، از تصاویر SEM استفاده شد. برای اندازه گیری ریز سختی نمونه‌ها از روش سختی سنج ویکرز با بار اعمال شده ۱۰۰ و ۵۰ گرم استفاده شد. زبری نقاط مختلف سطح شیار نیتروژن دهی شده با دستگاه زبری سنجی ۲۰۰ Time اندازه گرفته شد. طول روبش یک سانتی متر بوده و برای هر نمونه زبری سطح در دو جهت عمود بر هم اندازه گیری و میانگین Ra در دو محور به عنوان عدد زبری گزارش شد. برای انجام آزمایش های سایش از روش پین روی دیسک استفاده شد. آزمایش در دمای حدودی ۲۴ درجه سانتی گراد و رطوبت نسبی تقریبی ۴۶ درصد و سرعت دوران ۰/۰۶ متر بر ثانیه و با استفاده از پین کاربید تنگستن با قطر ۵ میلی متر و نوک گرد با شعاع ۲/۵ میلیمتر انجام شد. بعد از عملیات نیتروژن دهی نمونه‌های عملیات شده را از لبه شیار تا ته شیار به فاصله ۱ cm جدا کرده و به ترتیب از بالا مناطق، A, B, C, D نام گذاری کرده و در این گزارش نتایج مربوط به منطقه A نزدیک لبه شیار برای زبری سنجی و تست سایش و SEM گزارش شده است.

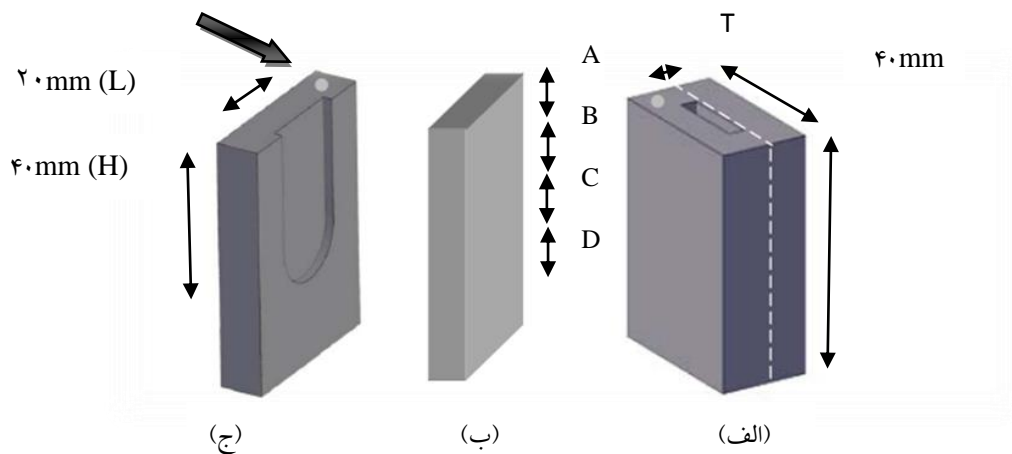
مرجع و تعیین مکانیزم های سایشی می باشد. چون خواص سطوح قالب های اکستروژن و دایکست نقش اصلی در افزایش طول عمر و کارایی آنها دارد، در این پژوهش خواص سطوح قطعات را مورد بررسی قرار داده شد.

## ۲- مواد و روش انجام آزمایش

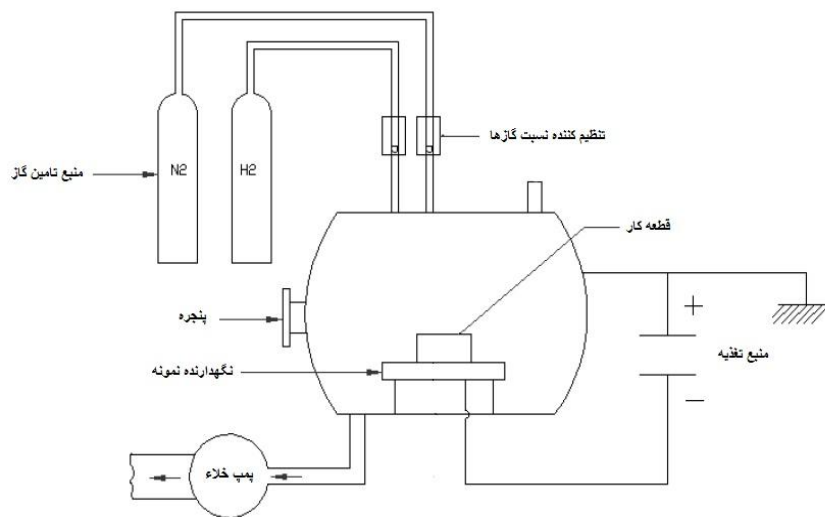
ابتدا نمونه های شیاردار با ابعاد  $60 \times 40 \times 30$  میلی متر مکعب با استفاده از عملیات ماشین کاری از جنس فولاد گرم کار AISI H۱۱، با ترکیبی مطابق جدول (۱) که توسط دستگاه کوانتومتر اندازه گیری شده، تهیه شد. سپس در نمونه های آماده شده به شکل مکعب مستطیل از جنس فولاد کربنی معمولی شیارهایی با ارتفاع ثابت ۴۰ میلی متر و طول ثابت ۲۰ میلی متر و با پهنای متغیر (عرض) ۲، ۴، ۶، ۸ و ۱۰ میلی متر که در شکل (۱) با (T) نشان داده شده در آن ایجاد شد. دلیل استفاده از نمونه‌هایی با پهنای شیار متفاوت به نوعی شبیه سازی قالب‌های اکستروژن و دایکست که شکل هندسی پیچیده ای دارند و دارای حفره های با ابعاد متفاوت هستند و باید در معرض عملیات نیتروژن دهی پلاسمایی قرار گیرند، می باشد. هم چنین به منظور کنترل دقیق درجه حرارت در حین فرآیند نیتروژن دهی پلاسمایی، درون نمونه‌ها محلی برای تعبیه ترموکوپل در نظر گرفته شد که در شکل (۱) (ج) با پیکان نشان داده شده است. شکل (۱) شمایی از نمونه تهیه شده را نشان می دهد. سطح مورد بررسی در این پژوهش سطح قسمت مشخص شده در قسمت (ب) از جنس AISI H۱۱ می باشد. بعد از آماده شدن نمونه‌ها، آنها را در دمای °C ۱۰۵۰ به مدت ۱ ساعت آستینته نموده و بلافاصله در روغن کوئنچ شدند. جهت جلوگیری از هر گونه تغییر در ساختار فولاد هنگام نیتروژن دهی پلاسمایی، تمپر بالاتر از دمای نیتروژن دهی در نظر گرفته شد و نمونه‌ها در

جدول (۱) ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده (درصد وزنی)

کربن	منگنز	فسفر	گوگرد	سیلیسیم	نیکل	کروم	مولیبدن	وانادیوم
۰/۳	۰/۳۳	۰/۰۰۵	۰/۰۰۶۵	۰/۲۵	۰/۱۳۶	۲/۷۹	۰/۸۶	۰/۲۸



شکل (۱): (الف): مجموعه نمونه عملیات نیتروژن دهی پلاسمایی شده، (ب): سطح مورد آزمایش و (ج): سطح شیار دار



شکل (۲): دستگاه نیتروژن دهی پلاسمایی پالسی

چرخه کاری ۸۰٪ و ۳۰٪ به ترتیب برابر  $\mu\text{m}$  (۰.۵۲-۰.۵۴) و  $\mu\text{m}$  (۰.۴۲-۰.۴۴) می باشد. با افزایش پهنای شیار از ۴ به ۱۰ میلی متر زبری، سطح نمونه افزایش پیدا می کند. دلیل آن می تواند حضور بیشتر یون های نیتروژن و در نتیجه کندوپاش بیشتر سطح نمونه ها باشد. هم چنین با حضور بیشتر نیتروژن، ذرات نیتریدی گل کلمی شکل بزرگ تر و زبری سطح آن بیشتر

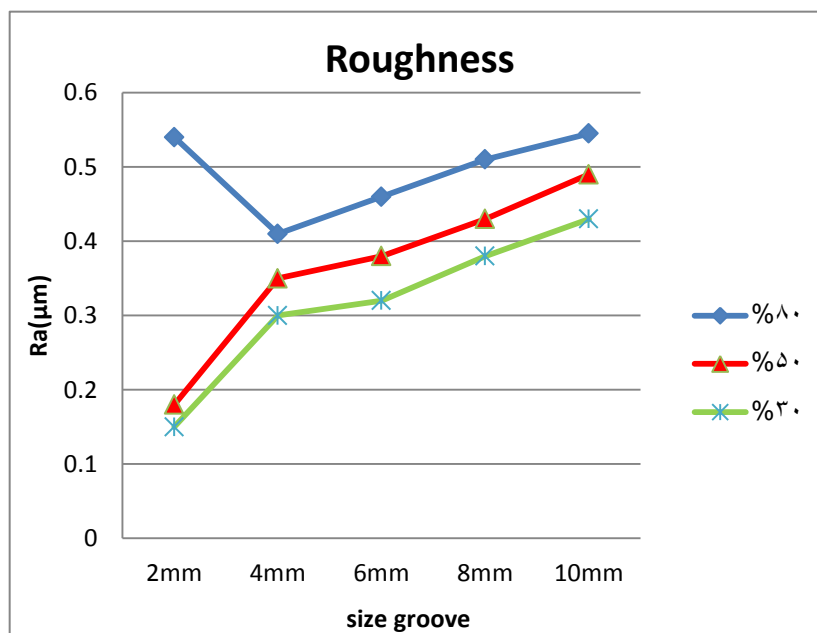
### ۳- نتایج و بحث

#### ۳-۱- زبری سنجی

شکل (۳) نتایج زبری سطوح را بر حسب تغییر شیارها در شرایط مختلف عملیات نیتروژن دهی پلاسمایی نمایش می دهد. مشاهده می شود که مقدار زبری سطح در شیاری با پهنای ۴ mm در چرخه کاری ۸۰٪ و ۳۰٪ به ترتیب  $\mu\text{m}$  (۰.۳۹-۰.۴۲) و  $\mu\text{m}$  (۰.۲۹-۰.۳۱) می باشد. هم چنین در شیاری با پهنای ۱۰ mm در

مشاهده می‌شود که زبری سطح با افزایش چرخه کاری از ۳۰٪ به ۸۰٪ در نمونه‌ی با پهنای شیار ۱۰ mm و فرکانس ۱۰ kHz از ۰/۴۳  $\mu\text{m}$  به ۰/۵۵  $\mu\text{m}$  افزایش می‌یابد. مقدار زبری برای چرخه کاری ۵۰٪ و ۸۰٪ نسبتاً بالا و برای ۳۰٪ نسبتاً پایین می‌باشد. بر طبق گزارش‌ها افزایش اتم‌های طبیعی و مولکول‌های پایدار نیتروژن سبب تشدید بمباران یونی، نفوذ سریع نیتروژن و کندوپاش می‌شود. در نتیجه با افزایش فرکانس و چرخه کاری، زبری سطوح افزایش می‌یابد [۹-۱۲].

می‌شود [۱۳]. نکته قابل توجه، در زبری سطح نمونه با چرخه کاری ۸۰٪ و پهنای شیار ۲ میلی متر دیده می‌شود که مقدار زبری سطح این نمونه در دما  $520^{\circ}\text{C}$  و فرکانس ۱۰ kHz برابر  $0/55 \mu\text{m}$  (بیشترین مقدار زبری) می‌باشد. دلیل آن می‌تواند بیش گرمایش نمونه در اثر پدیده کاتد تو خالی باشد. بدلیل کوچک بودن پهنای شیار، پلاسما در دو طرف شیار هم پوشانی کرده و باعث گیر افتادن الکترون‌ها و یونیزاسیون بیشتر می‌شود. در نتیجه کندوپاش سطح بیشتر و زبری سطح افزایش می‌یابد. هم چنین

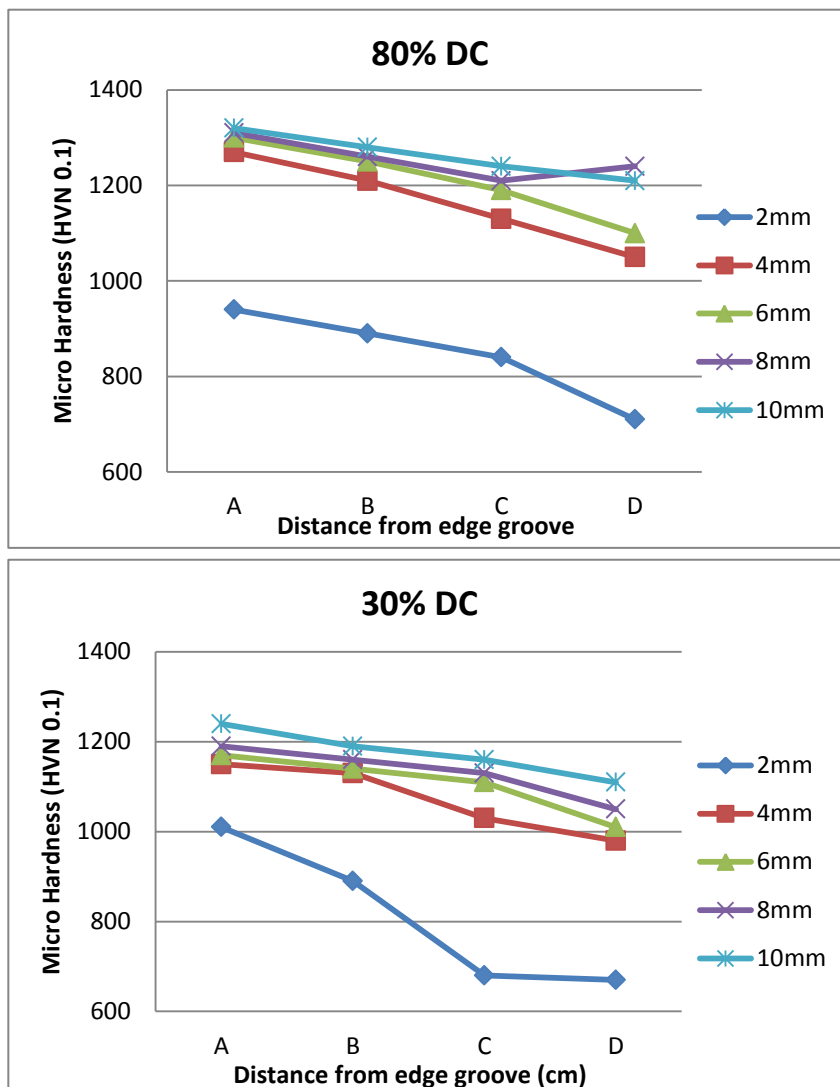


شکل (۳): نتایج زبری سنجی سطح در چرخه های کاری و در پهنای شیار متفاوت

سختی (۹۱۰ ویکرز) را نمایش می‌دهد. علت این امر را می‌توان به اثر پدیده کاتد تو خالی نسبت داد. همان طور که گفته شد سطح این نمونه بیش گرم شده که باعث رشد ناگهانی ذرات نیتریدی و در نتیجه کاهش سختی می‌شود [۱۰-۱۲]. هم چنین مشاهده می‌شود که با افزایش چرخه کاری از ۳۰٪ به ۸۰٪ سختی نمونه های نیتروژن دهی پلاسمایی شده با پهنای شیار ۱۰ mm (بزرگ‌ترین شیار) از ۱۲۴۰ به ۱۳۳۰ ویکرز افزایش می‌یابد. در سایر پهنای شیار به جز پهنای شیار ۲ mm با افزایش چرخه کاری سختی سطح افزایش می‌یابد.

### ۳-۲- ریز سختی سنجی

همان‌گونه که در شکل (۴) مشاهده می‌شود با افزایش پهنای شیار از ۴ به ۱۰ میلی متر سختی سطح شیار از ۱۱۶۰-۱۲۴۰ ویکرز به ۱۲۸۰-۱۳۳۰ ویکرز افزایش می‌یابد. از آنجایی که غلظت نیتروژن درون شیار با پهنای ۱۰ میلی متر بیشتر است، در نتیجه مقدار نیتریدهای تشکیل شده بیشتر شده و این امر موجب افزایش سختی سطح در پهنای شیار ۱۰ میلی متر می‌شود. با توجه به نتایج بدست آمده سختی سطح در نمونه نیتروژن دهی شده با پهنای شیار ۲ میلی متر و با چرخه کاری ۸۰٪ کمترین مقدار



شکل (۴): نتایج ریز سنجی سطح در چرخه های کاری ۳۰٪ و ۸۰٪ در پهنای شیار متفاوت

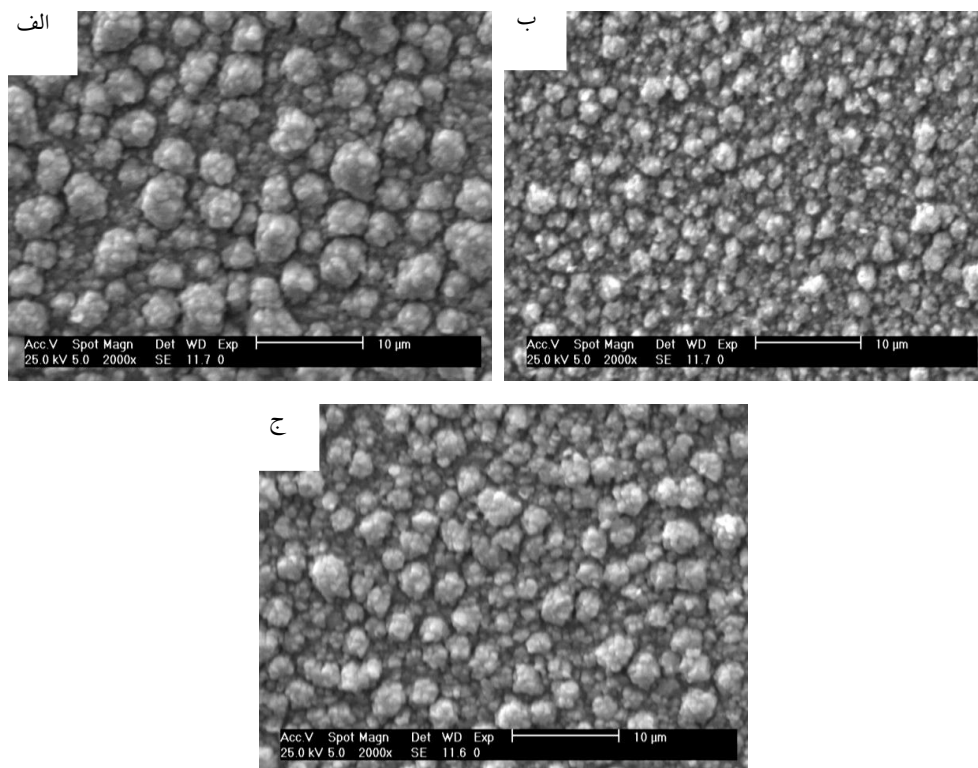
درشت تر و در چرخه کاری ۳۰٪ از همه کوچک تر می باشد. پس می توان فهمید که با افزایش چرخه کاری، ذرات نیتریدی درشت تر و لذا سطح فلز نا هموارتر می شود [۸]. شکل (۵) تصاویر SEM گرفته شده از سطوح نمونه های نیتروژن دهی پلاسمایی شده با شیارهای ۲، ۶ و ۱۰ میلی متر را نمایش می دهد. با افزایش پهنای شیار، اندازه دانه های گل کلمی شکل افزایش پیدا می کند. این امر می تواند به دلیل حضور بیشتر نیتروژن در نمونه ای با اندازه شیار بزرگ تر باشد، یک پدیده قابل توجه در نمونه ای با چرخه کاری ۸۰٪ و پهنای شیار ۲ میلی متر اتفاق

### ۳-۳- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطوح

مشاهده شد که سطح نمونه های نیتروژن دهی پلاسمایی شده بوسیله ذرات گل کلمی شکل پوشیده شده است. این مورفولوژی قبلاً توسط محققان [۱۴] و [۱۵] گزارش شده است. آن ها مشخص کردند که ذرات گل کلمی شکل بوجود آمده در روش نیتروژن دهی پلاسمایی ناشی از کندوپاش و باز رسوب اتم های سطح در طی این فرایند می باشد. تصاویر SEM که از سطح نمونه ها از منطقه A گرفته شده اندازه ذرات نیتریدی گل کلمی شکل در نمونه عملیات شده با چرخه کاری ۸۰٪ از همه

باشد. به دلیل کوچک بودن پهنای شیار، پلازما در دو طرف شیار هم پوشانی کرده و باعث گیر افتادن الکترون‌ها و یونیزاسیون بیشتر نمونه‌ها می‌شود [۱۳].

می‌افتد. این پدیده باعث می‌شود که اندازه ذرات نیتریدی گل کلمی شکل در شیار با پهنای ۲ میلی متر بزرگ‌تر از شیارهایی با پهنای ۶ و ۱۰ میلی متر در چرخه کاری ۸۰٪ می‌شود. دلیل آن می‌تواند بیش گرمایش نمونه‌ها در اثر پدیده کاتد توخالی



شکل (۵): تصاویر تهیه شده توسط SEM از منطقه A نمونه‌های عملیات شده تحت چرخه کاری ۸۰٪ با پهنای شیار: (الف): ۲ mm، (ب): ۶ mm و (ج): ۱۰ mm

آزمایش سایش نیز با استفاده از میکروسکوب الکترونی مورد بررسی قرار گرفت.

با استفاده از اندازه‌گیری وزن ساییده شده و چگالی ماده مورد آزمایش، حجم سایش برای هر بار اعمالی محاسبه شد. چگالی مورد استفاده برای نمونه مرجع از جنس فولاد ابزار گرم کار H۱۱ برابر ۷/۸۲ گرم بر سانتی‌متر مکعب در نظر گرفته شد. مقدار نرخ سایش نمونه مرجع در بار ثابت ۱۰۰۰ گرم نیرو برابر  $0.002777 \text{ mm}^3/\text{m}$  است. برای آن که از صحت فرض مورد استفاده در محاسبه نرخ سایش اطمینان حاصل شود، نمونه مرجع تحت سه بار ثابت ۴۰۰، ۵۰۰ و ۱۰۰۰ گرم نیرو مورد سایش قرار گرفت. طبق نتایج بدست آمده، نرخ سایش در دو

### ۳-۴- نتایج سایش نمونه‌ها قبل از عملیات نیتروژن دهی پلاسمایی

برای تعیین بار در آزمایش سایش دو نمونه مرجع و نمونه ی نیتروژن دهی پلاسمایی استفاده در این مرحله، با انجام آزمایش سایش با بار متغیر بر روی این نمونه‌ها در فواصل سایش ثابت ۳۵ متر، بار سایش از ۱ نیوتن افزایش یافت تا نقطه تغییر مکانیزم سایش تعیین شود. سپس، بار سایش در نقطه ای انتخاب شد که نمونه مرجع دارای سایش چسبنده باشد و در بار ۱۰ نیوتن، سایش نمونه‌ها مورد بررسی قرار گرفت. سطح هر یک از نمونه‌ها قبل و بعد از انجام آزمایش سایش و براده‌های حاصل از

۴۰۰، ۵۰۰ و ۱۰۰۰ گرم نیرو محاسبه و به همراه نرخ سایش و ضریب سایش بدون بعد در جدول (۲) ارائه شده است. برای تعیین ضریب سایش از معادله لنکستر استفاده شد [۱۶].

$$Q=K'W$$

در این رابطه:

Q: نرخ سایش ( $\text{mm}^3/\text{m}$ )

K': ضریب لنکستر (برابر K/H است)، K ضریب سایش بدون

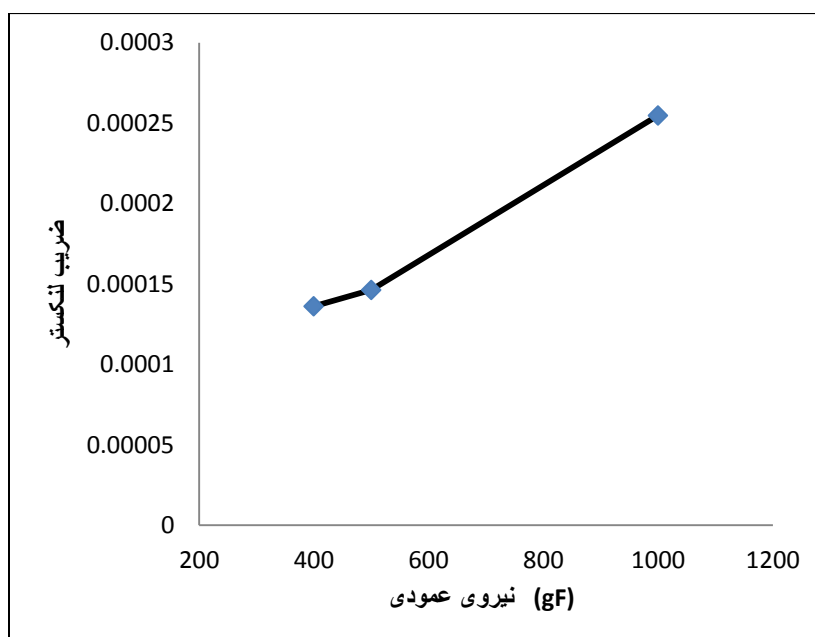
بعد و H سختی نمونه ( $\text{N}/\text{mm}^2$ ) است.

بار ۵۰۰ و ۴۰۰ گرم نیرو به ترتیب برابر ۰/۰۰۰۶۹۳ و ۰/۰۰۰۵۴۹ میلی متر مکعب است، میزان کاهش حجم نمونه مرجع تقریباً با کاهش حجم محاسبه شده از نرخ سایش برابر بوده و تغییرات یکسانی دارد. لذا می توان اظهار داشت روش مورد استفاده در تعیین نرخ سایش از دقت مناسبی در مورد نمونه مرجع برخوردار است. دیده می شود که در بار ثابت، در بارهای کمتر از ۵۰۰ گرم نیرو، میزان حجم ساییده شده بسیار کم و در بارهای بیشتر از آن بسیار زیاد است. میزان کاهش وزن و کاهش حجم نمونه مرجع پس از طی مسافت لغزشی ۱۰۰۰ متر در سه بار

جدول (۲): مقادیر کاهش وزن، کاهش حجم و ضریب لنکستر محاسبه شده برای سایش نمونه مرجع

Q	کاهش وزن (g/m۱۰۰)	کاهش حجم $\text{mm}^3/\text{m}$ ۱۰۰	ضریب لنکستر	نرخ سایش $\text{mm}^3/\text{m}$
۴۰۰	۰/۰۰۰۴۳	۰/۰۵۵۹	۰/۰۰۰۱۳۵۹	۰/۰۰۰۵۳۳
۵۰۰	۰/۰۰۰۵۶	۰/۰۷۳۹	۰/۰۰۰۱۴۶۳	۰/۰۰۰۷۲۱
۱۰۰۰	۰/۰۰۱۹۷	۰/۲۵۴۱	۰/۰۰۰۲۵۴۵	۰/۰۰۲۴۵۱

Q: در بارهای مختلف از شیب خط انطباق داده شده بر نتایج ارائه شده محاسبه می شود. مسافت لغزش ۱۰۰۰ متر در نظر گرفته و لذا ضریب لنکستر برای این مسافت محاسبه شد. دیده می شود که نرخ سایش محاسبه شد از داده های تجربی تقریباً برابر نرخ سایش به دست آمده از محاسبه حجم ساییده شده است. منحنی تغییرات K' با بار اعمالی در شکل (۶) ارائه شده است. بار اعمالی (gF)

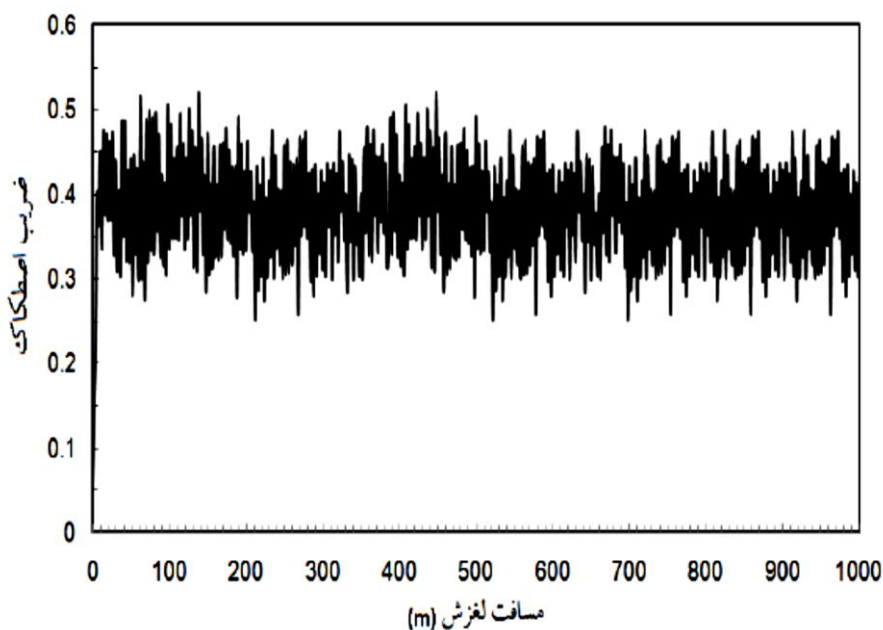


شکل (۶): تغییرات ضریب لنکستر در سایش نمونه مرجع تحت بار ۳، ۴۰۰، ۵۰۰ و ۱۰۰۰ گرم نیرو در مسافت ۱۰۰۰ متر



مسیر سایش باشد [۱۷]. به عبارت دیگر این نوسانات نشان دهنده تولید براده های سایشی در حین فرایند سایش است. تصاویر سطح نمونه مرجع پس از سایش در بار ۱۰۰۰ گرم نیرو نیز تا حد زیادی این مساله را تایید می کند.

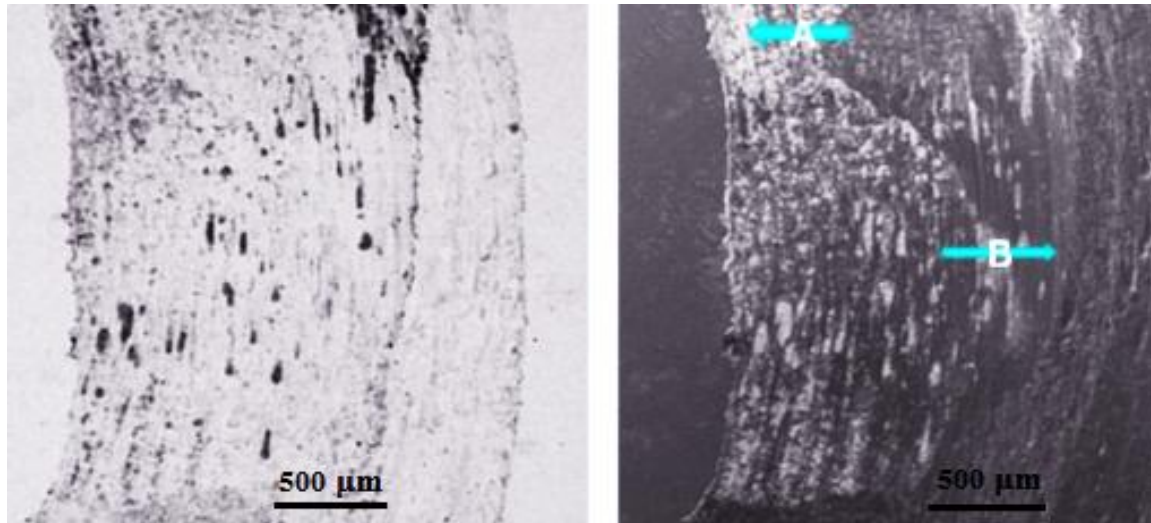
پس از تایید صحت نسبی روش مورد استفاده در تعیین نرخ سایش، حال به بررسی تغییرات ضریب اصطکاک با مسافت لغزش پرداخته می شود. در شکل (۷) این تغییرات در بار ثابت ۱۰۰۰ گرم نیرو و مسافت لغزش ۱۰۰۰ متر ارایه شده است. پراکندگی مقادیر محاسبه شده برای ضریب اصطکاک می تواند نشان دهنده جدا شدن ذرات سایشی از سطح و حرکت آنها در



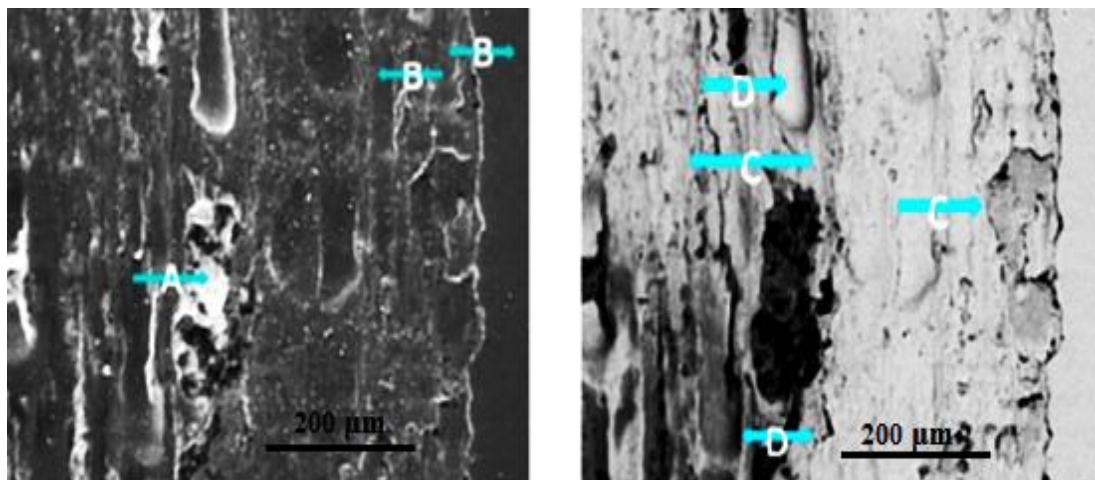
شکل (۷): تغییرات ضریب اصطکاک نمونه مرجع در سایش تحت بار ثابت ۱۰۰۰ گرم نیرو و مسافت ۱۰۰۰ متر

کرد. لذا، اثرات سایش بر روی سطح با نتایج به دست آمده از حجم سایش و ضریب اصطکاک مطابق است. هم چنین در برخی از تصاویر سطح سایش دیده می شود که ذراتی سفید رنگ به صورت پراکنده در محل سایش وجود دارند. آنالیز EDS نشان داد که برخی از این ذرات اکسید آهن و عناصر آلیاژی هستند، ولی ذرات روشن تر ظاهرا از پین جدا شده و در سطح نمونه فرو رفته اند. زیرا این ذرات که حاوی درصد بالایی از تنگستن هستند. این مساله میتواند تا حدی کاهش نسبتا زیاد وزن پین را در سایش نمونه مرجع توجیه نماید.

در شکل (۸) سطح نمونه مرجع در بزرگنمایی پایین (X۵۰) دیده می شود. همانطور که در این شکل نشان داده شده است، دو منطقه بر روی سطح قابل تفکیک هستند. با بررسی آنالیز EDS مشخص شد که منطقه نشان داده شده با حرف A مملو از ذرات اکسیدی بوده و منطقه نشان داده شده با حرف B فلز زیر لایه را نشان می دهد. در بزرگنمایی هایی بالاتر (۲۰۰ برابر) در شکل (۹) می توان به وضوح دید که در نقاط نشان داده شده با حرف A ذرات اکسیدی در سطح وجود دارند. هم چنین در تصویر سمت راست میتوان اثر کندگی های ناشی از چسبیدن ذرات و کنده شدن آن ها (مناطق نشان داده شده با حرف C) و همچنین اثر سایش خراشان (مناطق نشان داده شده با حرف D) را مشاهده



شکل (۸): تصویر سطح نمونه مرجع پس از آزمایش سایش در بار ثابت ۱۰۰۰ گرم نیرو و مسافت ۱۰۰۰ متر، منطقه نشان داده شده با حرف A مملو از ذرات اکسیدی بوده و منطقه نشان داده شده با B فلز زیر لایه



شکل (۹): تصویر سطح نمونه مرجع پس از انجام آزمایش سایش در بار ثابت ۱۰۰۰ گرم نیرو و مسافت ۱۰۰۰ متر، منطقه نشان داده شده با حرف A مملو از ذرات اکسیدی بوده و منطقه نشان داده با حرف B فلز زیر لایه. اثر کندگی های ناشی از چسبیدن ذرات و کنده شدن آنها (مناطق نشان داده شده با حرف C) و همچنین اثر سایش خراشان (مناطق نشان داده شده با حرف D)

### ۳-۵- بررسی نتایج آزمایش سایش نمونه نیتروژن دهی

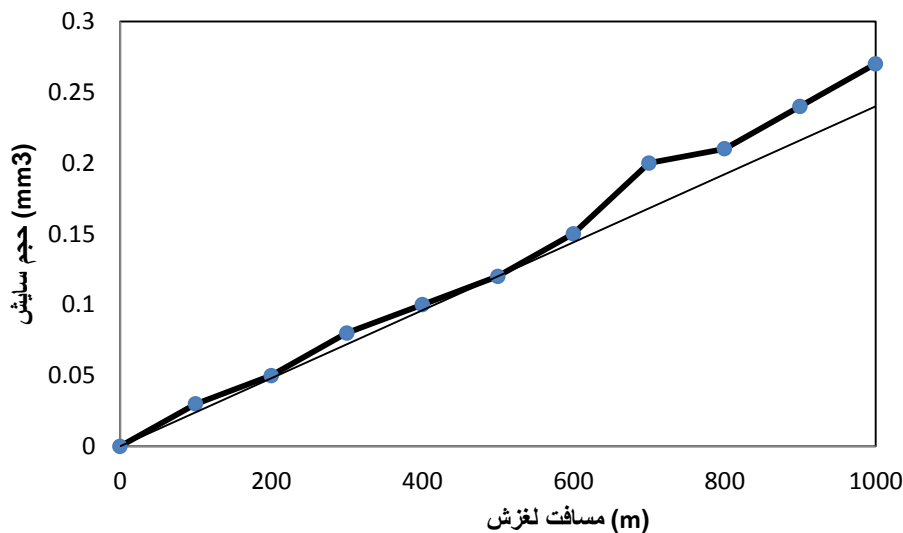
#### پلاسمایی شده

در مورد نمونه نیتروژن دهی پلاسمایی شده تحت اتمسفر حاوی  $20\% \text{H}_2 - 80\% \text{N}_2$  در دمای  $520^\circ\text{C}$  با فرکانس های ۱۰ kHz، در چرخه های کاری ۸۰٪ برای مدت زمان ۶ ساعت با استفاده از اندازه گیری وزن ساییده شده و چگالی نیتريد آهن، حجم

سایش برای بار اعمالی محاسبه شد. در این مورد با توجه به نتایج آنالیز XRD فرض شد که ترکیبی با نسبت مساوی از دو نیتريد  $\square$  و  $\square'$  بر روی سطح تشکیل شده است [۱۸-۱۹]. لذا چگالی مورد استفاده میانگین چگالی دو نیتريد مزبور و برابر با  $6/35 \text{ g/cm}^3$  در نظر گرفته شد. طبق محاسبات، مقدار نرخ سایش در

۱۰۰۰ گرم نیرو برابر با  $0.000226 \text{ mm}^3/\text{m}$  می باشد. در شکل (۱۰) خط توپر نشان دهنده حالتی است که حجم ساییده شده از نمونه باید طبق نرخ سایش محاسبه شده در قسمت قبل تغییر کند. همانطور که دیده می شود که نرخ سایش برابر  $0.000214 \text{ mm}^3/\text{m}$  می باشد تقریباً با مقدار محاسبه شده

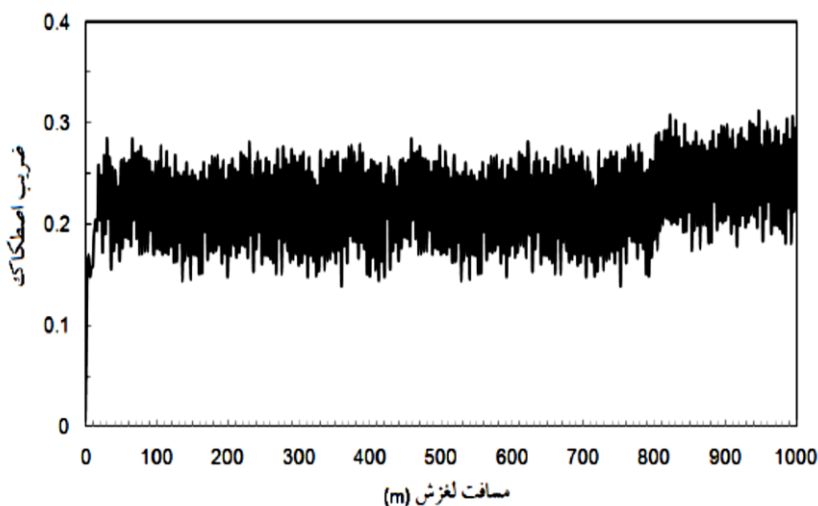
۱۰۰۰ گرم نیرو برابر با  $0.000226 \text{ mm}^3/\text{m}$  می باشد. در شکل (۱۰) خط توپر نشان دهنده حالتی است که حجم ساییده شده از نمونه باید طبق نرخ سایش محاسبه شده در قسمت قبل تغییر کند. همانطور که دیده می شود که نرخ سایش برابر  $0.000214 \text{ mm}^3/\text{m}$  می باشد تقریباً با مقدار محاسبه شده



شکل (۱۰): میزان کاهش حجم نمونه تحت بار ثابت ۱۰۰۰ گرم نیرو

جدول (۳): مقادیر کاهش وزن، کاهش حجم و ضریب لنکستر برای سایش نمونه در بار ثابت ۱۰۰۰ گرم نیرو

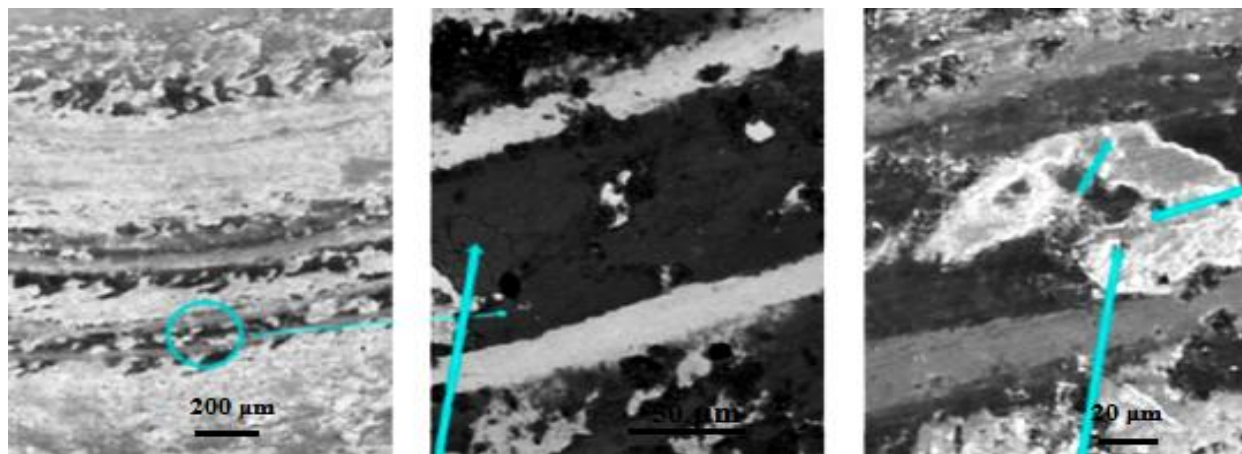
مسافت (m)	کاهش وزن (g/۱۰۰m)	کاهش حجم $\text{mm}^3/100 \text{ m}$	ضریب لنکستر	نرخ سایش $\text{mm}^3/\text{m}$
۱۰۰۰	۰/۰۰۰۰۰۸	۰/۰۲۲۹	۰/۰۰۰۰۲۱۵	۰/۰۰۰۲۱۴



شکل (۱۱): تغییرات ضریب اصطکاک نمونه p تحت بار ثابت ۱۰۰۰ گرم و طی مسافت ۱۰۰۰ متر

در سطح ساییده شده نمونه مشاهده نشد که دال بر مکانیزم اکساینده باشد. تصاویر سطح نمونه پس از سایش در بار ۱۰۰۰ گرم نیرو و پس از طی مسافت ۱۰۰۰ متر در شکل های (۱۲) و (۱۳) نشان داده اند. در شکل (۱۲) تصویر منطقه میانی اثر سایش دیده می شود. این شکل نشان می دهد که سایش در این ناحیه عمدتاً ترکیبی از سایش چسبنده و خراشان است. چند نکته در این شکل قابل مشاهده است که عبارتند از: ۱- ذرات اکسید و نیتريد سطحی در سطح ساییده شده مشاهده می شوند که نشان می دهد مکانیزم سایش در این منطقه از نوع خراشان است که منجر به تولید براده هایی از این نوع شده است. ۲- ترک خوردن لایه های نیتريدی ایجاد شده و شکستن آن ها منجر به ایجاد ذرات ساینده شده و این مساله باعث بیشتر شدن میزان سایش می شود. به جای این لایه ها می تواند لایه های نازک اکسید تشکیل شده و مجدداً کنده شود و ۳- ذراتی از بین جدا شده و در سطح فرو رفته اند.

در شکل (۱۱) تغییرات ضریب اصطکاک در بار ثابت ۱۰۰۰ گرم نیرو و مسافت لغزش ۱۰۰۰ متر ارایه شده است. مجدداً ضریب اصطکاک دارای پراکندگی زیادی است، که می تواند نشان دهنده تولید براده باشد. در نمونه نیتروژن دهی شده دیگر تناوب در افزایش و کاهش ضریب اصطکاک مشاهده نمی شود که می تواند دال بر اکسایش کم تر سطح نیتريدی در مقایسه با سطح نمونه مرجع باشد. با توجه به این، میانگین ضریب اصطکاک نمونه نیتروژن پلاسمایی شده تقریباً برابر با ۰/۲۲۱۲ بدست می آید. کم تر شدن ضریب اصطکاک در مقایسه با نمونه مرجع می تواند ناشی از دو مساله باشد. ابتدا تغییر مکانیزم از چسبنده به اکساینده که با توجه به پایدار بودن نیتريد آهن در مقایسه با اکسید آهن چندان منطقی به نظر نمی رسد. مساله بعد می تواند مربوط به سخت شدن سطح باشد. در این مورد با توجه به آن که عملیات نیتروژن دهی، سختی سطح را تا ۲ الی ۳ برابر افزایش می دهد، منطقی تر به نظر می رسد سخت شدن سطح منجر به کاهش ضریب اصطکاک شده باشد. از طرف دیگر هیچ گونه لایه اکسیدی پیوسته ای نیز



تشکیل لایه اکسیدی و ترک خوردن

ذرات کاربید تنگستن فرو رفته در محل سایش

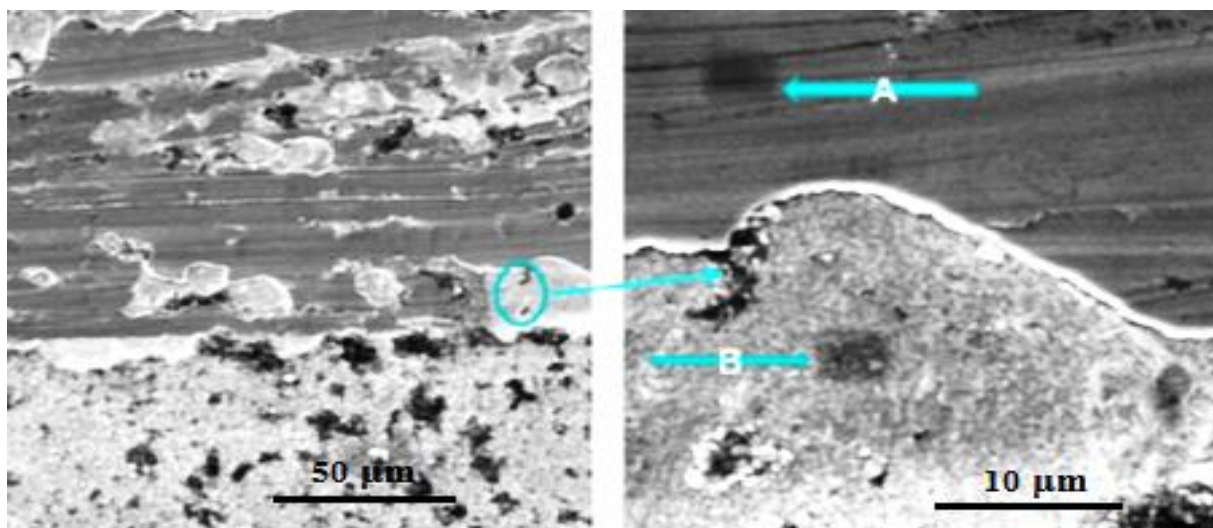
شکل (۱۲): تصاویر سطح سایش نمونه نیتروژن دهی پلاسمایی شده، در بار ثابت ۱۰۰۰ گرم نیرو و مسافت ۱۰۰۰ متر که نشان دهنده تشکیل لایه اکسیدی و ذرات اکسیدی جدا شده

سایش خراشان بوده و اثری از کندگی روی سطح دیده نمی شود. آنالیز منطقه ای ساییده شده و منطقه دست نخورده نشان

در شکل (۱۳) تصویر مناطق کناری اثر سایش مشاهده می شود. به وضوح دیده می شود که در این مناطق سایش کاملاً از نوع

خراشان بوده و چسبندگی کمی در محل سایش ایجاد می شود. همین مساله نرخ سایش را بسیار کاهش می دهد.

می دهد که حتی اکسید شدن چندانی نیز در این مناطق ایجاد نشده است، لذا این امر می تواند دال بر این امر باشد که تا زمانی که پین به زیر لایه نرسیده است، سایش در این نمونه از نوع



شکل (۱۳): تصاویر لبه های سطح سایش نمونه نیتروژن دهی پلاسمایی شده، در بار ثابت ۱۰۰۰ گرم نیرو و مسافت ۱۰۰۰ متر که نشان دهنده سایش لغزنده است. نقطه A سطح ساییده شده لایه سفید و نقطه B سطح دست نخورده نمونه

و درصد نیترویدهای تشکیل شده نیز بیشتر می شود که موجب افزایش سختی سطح می شود. ۴- نقاطی از سطح شیار که به لبه نزدیک تر هستند، سختی بالاتری دارند. زیرا در این قسمت نیتروژن از دو جهت (سطح بالای شیار و سطح داخلی شیار) به قطعه نفوذ می کند. بنابراین با افزایش درصد نیتروژن نفوذ کرده، درصد نیتروید تشکیل شده بیشتر شده و در نتیجه سختی زیاد می شود.

۵- کم تر شدن ضریب اصطکاک نمونه نیتروژن دهی پلاسمایی شده در مقایسه با نمونه مرجع می تواند ناشی از دو مساله باشد. ابتدا تغییر مکانیزم از چسبنده به اکساینده که با توجه به پایدار بودن نیتروید آهن در مقایسه با اکسید آهن چندان منطقی به نظر نمی رسد. مساله بعد می تواند مربوط به سخت شدن سطح باشد. در این مورد با توجه به آن که عملیات نیتروژن دهی، سختی سطح را تا ۲ الی ۳ برابر افزایش می دهد، منطقی تر به نظر می رسد سخت شدن سطح منجر به کاهش ضریب اصطکاک شده باشد.

#### ۴- نتیجه گیری

۱- زبری سطح با افزایش چرخه کاری از ۳۰٪ به ۸۰٪ در بزرگ ترین شیار از حدود  $(0.42-0.44) \mu m$  و  $(0.52-0.54) \mu m$  می باشد، افزایش می یابد. در واقع در تمام شیارها با افزایش چرخه کاری، زبری سطوح عملیات شده به دلیل کندوپاش بیشتر سطح و درشت شدن رسوبات تشکیل شده بیشتر می شود.

۲- در روش نیتروژن دهی پلاسمایی پالسی زبری سطح نمونه‌ی با ضخامت شیار ۲ mm و چرخه کاری ۸۰٪ بیش ترین مقدار  $(0.52-0.54) \mu m$  و سختی آن کمترین مقدار (۹۴۰-۹۶۰) ویکرز می باشد. زیرا پدیده کاتد توخالی باعث بیش گرم شدن نمونه و درشت شدن ناگهانی ذرات و هم چنین افت سختی به دلیل بزرگ شدن رسوبات نیترویدی می شود.

۳- سختی سطوح با افزایش چرخه کاری از ۳۰٪ به ۸۰٪ از ۹۶۰ به ۱۳۳۰ ویکرز افزایش می یابد زیرا غلظت نیتروژن درون شیارها

characteristics of the plasma nitride and diamond-like carbon coated high-speed steel”, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 124, pp. 222-227, 2000.

- [10] G. Nayal, DB. Lewis, M. Lembke & E. Cockremje, “Influence of sample geometry on the effect of pulse plasma nitriding of M2 steel”, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 57, pp. 147, 1999.
- [11] CZ. Li & T. Bell, “Principals mechanisms and applications of active screen plasma nitriding”, *Heat Treatment of Metal*, Vol. 30 pp. 1-7, 2003.
- [12] L. Shen, L. Wang & J. Xu, “Plasma nitriding of AISI 304 austenitic stainless steel assisted with hollow cathode effect”, *Surface & Coatings Technology*, 2012.
- [13] Z. Soltani Asadi & F. Mahboubi, “Effect of component geometry on the plasma nitriding behavior of AISI 4340”, *Materials and Design*, Vol. 49, pp. 1-6, 2011.
- [14] C. Zaho, CX. Li, H. Dong & T. Bell, “Study on the active screen plasma nitriding and it is nitriding mechanism”, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 201, pp. 15-20, 2006.
- [15] SH. Ahangarani, AR. Sabour & F. mahboubi, “Surface modification of 30Cr Ni Mo8 low-alloy steel by active screen step and conventional plasma nitriding metods”, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 254, pp. 27-35, 2007.
- [16] M. Hutching, “Tribology, Friction and Wear of Engineering Materials”, Edward Arnold Pub, Great Britain, London, 1992.
- [17] L. H. Chiu, C. F. Yang & P. M. Liu, “Wear resistance of JIS SKD61 tool steels with Cr based coatings”, *Surface Engineering*, Vol. 16, pp. 257-261, 2000.
- [18] S. Y. Sirin, K. Sirin & E. Kaluc, “Effect of the ion nitriding surface hardening process on fatigue behavior of AISI ۴۳۴۰ steel”, *Material Characterization*, Vol. 59, pp. 351-358, 2008.
- [19] F. Mahboubi & K. Abdolvahabi, “The effect of temperature on plasma nitriding behavior of DIN 1.6959 low alloy steel”, *Vacuum*, Vol. 81, pp. 239-243, 2006.
- ۶- هیچ گونه لایه اکسیدی پیوسته ای نیز در سطح ساییده شده نمونه‌های نیتروژن دهی پلاسمایی مشاهده نشده که دال بر مکانیزم اکساینده می باشد.

## ۵- مراجع

- [1] L. O. Rodrigo, O. P. Heloise, S. Vanessa, J. R. Israel, A. C. Silvia, A. Fernando, S. DE. Souza, A. Spinelli & A. Carlos, “Microstructure and corrosion behaviour of pulsed plasma-nitrided AISI H13 tool steel”, *Corrosion Science*, Vol. 204, pp. 3623-3628, 2010.
- [2] M. Olzon-Dionysio, M. Campos & M. Kapp, S. DE. Souza, “Influences of plasma nitriding edge effect on properties of 316 L stainless steel, *Surface and Coatings Technology*”, Vol. 204, pp. 3623-3628, 2010.
- [3] E. A. Ochoa, D. Wisnivesky, T. Minea, M. Ganciu, C. Tauziede, P. Chapon & F. Alvarez, “Microstructure and properties of the compound layer obtained by pulsed plasma nitriding in steel gear”, *Surface & Coatings Technology*, Vol. 1203, pp. 1457-61, 2009.
- [4] N. P. Such & O. E. Kim, “On microscopic mechanism of friction and wear”, *Wear*, Vol. 146, pp. 199-208, 1991.
- [5] W. Kovacs & W. Russell, “An introduction to ion nitriding- What is it? Why it is used? Where it is used?”, *Ion Nitriding Conference Proceedings*, Cleveland (OH), USA, Vol. 15, pp. 9-17, 1986.
- [6] K. Ozbaysal & O. T. Inal, “Structure and properties of ion nitrided stainless steels”, *Material Science and Engineering*, Vol. 21, pp. 4318-4326, 1986.
- [7] F. Ashrafizade, “Influence of Plasma and gaz nitriding on fatigue resistance of plain carbon steel, *Surface and Coatings Technology*”, Vol. 173-174, pp. 1196-1200, 2003.
- [8] B. Y. Jeong & M. H. Kim, “Effect of pulse frequency and temperature on the nitride layer and surface characteristics of plasma nitrided stainless steel”, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 137, pp. 249-254, 2001.
- [9] G. H. Jeong, M. S. Hwang, Y. Jeong, M. Hokim & C. Lee, “Effect of the duty factor on the surface