

# تأثیر عملیات حرارتی اولیه بر روی مقاومت سایشی فولاد AISI M2 پس از نیتروژن دهی پلاسمایی

رقیه محمدزاده و علیرضا اکبری

دانشکده مهندسی مواد- دانشگاه صنعتی سهند- تبریز

( دریافت مقاله : ۸۸/۸/۴ - پذیرش مقاله : ۸۹/۱/۲۲ )

## چکیده

قابلیت نیتروژن دهی و مقاومت سایشی فولاد AISI M2 پس از نیتروژن دهی پلاسمایی با منبع فرکانس رادیویی در دمای  $450^{\circ}\text{C}$  ترکیب گاز  $75\% \text{N}_2 + 25\% \text{H}_2$  به مدت زمان ۸ ساعت در دو حالت آنیل کامل و کوئنچ-تمپر مطالعه شد. از روی الگوهای تفرق اشعه X ترکیب لایه سفید در هر دو مورد فاز  $\epsilon$  تعیین گردید. ضخامت لایه نیتريدی از بررسی های تغییرات ریزسختی سنجی ویکرز در مقطع عرضی نمونه ها تعیین شد. آزمایش های سایش با روش پین روی دیسک در دمای محیط، سرعت لغزش  $0.05 \text{ m/s}$ ، بار اعمالی ۸ نیوتن و مسافت سایش ۱۰۰۰ متر انجام گرفت. نتایج نشان داد که لایه نیتريدی در فولاد آنیل شده در مقایسه با فولاد کوئنچ-تمپر شده سختی سطحی کمتر و ضخامت بیشتری داشته و همچنین حجم ساییده شده کمتری دارد. نتایج بر اساس پروفیل سختی و مقادیر تخمینی تنشهای پسماند تجزیه و تحلیل شد.

واژه های کلیدی: نیتروژن دهی پلاسمایی، عملیات حرارتی، فولاد ابزار M2، لایه نیتريدی، مقاومت سایشی.

## Influence of prior heat treatment on wear resistance of plasma nitrided AISI M2 tool steel

R. Mohammadzadeh and A. Akbari

Department of Materials Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz

### Abstract

Plasma nitriding behavior and wear resistance of full annealed and quenched-tempered AISI M2 steel samples have been investigated after radio frequency plasma nitriding at  $450^{\circ}\text{C}$  during 8 hr at  $75\% \text{N}_2 + 25\% \text{H}_2$  gas mixture. XRD analysis revealed formation of  $\epsilon$  phase on the top surface of the both nitrided samples. Nitrided case depth was determined from cross-sectional microhardness profiles. Sliding wear tests were performed in a ball-on-disk tribometer at  $25^{\circ}\text{C}$  using a 5 mm diameter  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ball under applied load of 8 N, sliding speed of  $0.05 \text{ ms}^{-1}$ , and sliding distance of 1000 m. It was observed that on full annealed samples nitride case has lower surface hardness and thicker case depth. Also after plasma nitriding full annealed samples exhibit higher wear resistance and lower wear material volume than quenched-tempered ones. The results were discussed based on the microhardness and estimated residual stress profiles.

**Keywords:** Plasma Nitriding, Initial Heat Treatment, M2 tool steel, Nitrided Layer, Wear Resistance.

E-mail of corresponding author: r\_mohammadzadeh@sut.ac.ir

## مقدمه

آن بر روی خواص لایه نیتريدی و رفتار سایشی فولاد پس از نیتروژن دهی انجام شده است. در تحقیق حاضر به منظور بررسی اثر عملیات حرارتی اولیه، قبل از نیتروژن دهی دو نوع عملیات حرارتی مختلف شامل آنیل کامل و کوئنچ-تمپر بر روی نمونه هایی از فولاد M2 صورت گرفت. نمونه ها در یک راکتور نیتروژن دهی پلاسمایی با امواج فرکانس رادیویی در اتمسفر گازی حاوی  $H_2$  ۲۵٪ +  $N_2$  ۷۵٪ در دمای  $450^\circ C$  به مدت زمان ۸ ساعت نیتروژن دهی شدند. ساختار و ضخامت لایه نیتريدی و پروفیل سختی در مقطع عرضی نمونه ها تعیین و مقاومت سایشی فولاد قبل و پس از نیتروژن دهی با دستگاه پین روی دیسک اندازه گیری و مقایسه شد.

## روش تحقیق

جدول ۱ ترکیب شیمیایی فولاد M2 مورد استفاده در تحقیق حاضر را نشان می دهد. برای بررسی های ریزساختاری و آزمایشهای سایش نمونه های دیسکی شکل از این فولاد با قطر ۳۲ و ضخامت ۸ میلیمتر تهیه شدند. برای انجام عملیات حرارتی آنیل کامل، طبق استاندارد DIN17350 [۹] نمونه ها درون کوره خشک در دمای  $870^\circ C$  به مدت یک ساعت به ازای هر اینچ ضخامت ظرف محتوی نمونه ها، آستنتیه و سپس در کوره سرد شدند. عملیات کوئنچ-تمپر نیز در حمام نمک مذاب طبق این استاندارد طی مراحل زیر انجام گرفت:

- ۱- عملیات پیش گرم دو مرحله ای در دمای  $450^\circ C$  به مدت ۳۰ دقیقه و در دمای  $850^\circ C$  به مدت ۵ دقیقه.
  - ۲- آستنتیه کردن در دمای  $1205^\circ C$  به مدت ۲ دقیقه.
  - ۳- کوئنچ در حمام نمک مذاب با دمای  $510^\circ C$  و سپس در هوا (سختی حاصل از عملیات کوئنچ یا آبکاری در محدوده ۶۶-۶۳ راکول C بود) ۴- سه مرحله تمپر در در دمای  $555^\circ C$ ، هر مرحله به مدت ۸۰ دقیقه (سختی حاصل در هر سه مرحله تمپر در محدوده ۶۶-۶۴ راکول C بود).
- قبل از نیتروژن دهی سطح تمامی نمونه ها تا سنباده شماره ۲۰۰۰ آماده سازی شد و توسط خمیر الماسه با اندازه دانه ۱ میکرون سطح آنها پولیش و صیقلی گردید.

نیتروژن دهی یکی از مهمترین فرآیندهای ترموشیمیایی سطحی است که به منظور افزایش سختی سطح و مقاومت سایشی ابزار برش و کاهش چسبندگی مواد قطعه کار به ابزار، بر روی فولادهای تندبر انجام می شود [۱، ۲]. لایه نیتريدی حاصل از نیتروژن دهی فولادها از دو بخش تشکیل یافته است: اولین لایه از سطح به سمت مغز قطعه، لایه ترکیبی یا لایه سفید است که بیشتر از نیتريدیهای آهن تشکیل یافته و فقط چند میکرومتر ضخامت دارد. دومین لایه که زیر لایه سفید قرار دارد به ناحیه نفوذی مشهور بوده و ضخامت بالاتری نسبت به لایه سفید دارد. ریزساختار ناحیه نفوذی شبیه ریزساختار اصلی قطعه بوده اما در اثر رسوب نیتريدیهای عناصر آلیاژی و آهن تقویت شده است [۳]. در اثر نیتروژن دهی خواص شیمیایی و فیزیکی سطح اصلاح شده و از چسبندگی شدید فلزی بین سطوح در تماس با هم جلوگیری به عمل می آید. همچنین سختی و استحکام سطح افزایش یافته و مقاومت سایشی به علت کاهش سایش ساینده و سایش ورقه ای بهبود می یابد [۴-۶]. مقاومت سایشی فولاد نیتريدی شده بستگی به سختی، ضخامت و ترکیب فازی لایه های ترکیبی و نفوذی [۱، ۲] و همچنین خواص مکانیکی زیر لایه دارد. لایه ترکیبی خاصیت روانسازی سطح را افزایش داده و موجب کاهش ضریب اصطکاک می شود. اما این لایه به علت ترد بودن در تنش های بالا شکسته شده منجر به تشکیل ذرات ساینده و سایش شدید سطح نمونه می شود [۷، ۸]. بنابراین بهتر است که ضخامت لایه سفید نازک بوده و یا اینکه از سطح برداشته شود.

در صورت نازک بودن لایه ترکیبی یا ساییده شدن آن، مقاومت سایشی قطعات نیتريدی شده وابستگی شدیدی به خواص ناحیه نفوذی و خواص مکانیکی زیر لایه خواهد داشت. در بیشتر تحقیقات انجام شده در زمینه نیتروژن دهی فولادها، اغلب اثر پارامترهای موثر در فرآیند نیتروژن دهی (مانند دما، زمان و ترکیب شیمیایی گاز نیتروژن دهی) مورد بررسی قرار گرفته و تحقیقات اندکی بر روی اثر خواص مکانیکی زیر لایه و یا نوع عملیات حرارتی اولیه

جدول ۱. ترکیب شیمیایی (بر حسب درصد وزنی) فولاد M2 استفاده شده در این تحقیق

C	W	Mo	Cr	V	Co	Ti	Al
۰/۸۱۹	۵/۷۱	۵/۲۷	۳/۸۸	۱/۱۳	۰/۱۰۱	۰/۰۰۲۴۳	۰/۰۲۰۴
Mn	Ni	Sn	P	S	Cu	Si	Fe
۰/۲۶۰	۰/۱۸۳	۰/۰۰۱۰۰	۰/۰۰۱۰۰	۰/۰۰۱۰۰	۰/۵۶۶	۰/۳۰۸	بقیه

بالتر از سختی مغز قطعه ترسیم شد. فاصله از سطح تا محل تلاقی خط مذکور با منحنی تغییرات سختی به عنوان ضخامت لایه نیتريدی گزارش شد.

به منظور بررسی زبری متوسط سطح نمونه‌ها ( $R_a$ )، قبل و بعد از نیتروژن‌دهی از زبری سنج سطحی مدل Mitutoyo SurfTest SJ-301 استفاده شد. طول مورد مطالعه برای این منظور ۵ میلی‌متر و دقت دستگاه در حدود  $0.1 \mu m$  بود.

خواص سایشی نمونه های فولادی قبل و پس از نیتروژن دهی با دستگاه سایش از نوع ساچمه روی دیسک [۱۱] مورد ارزیابی قرار گرفت. در تحقیق حاضر نمونه های فولادی به عنوان دیسک با سرعت  $30 \text{ rpm}$  ( $0.5 \text{ m/s}$ ) در مقابل ساچمه ثابت از جنس  $Al_2O_3$  با قطر  $5 \text{ mm}$  می چرخید. مسافت لغزش  $1000$  متر و بار عمودی  $8$  نیوتن انتخاب گردید. تمام آزمایشات سایش در شرایط خشک و بدون استفاده از روانکار صورت گرفت. جهت اندازه گیری حجم ماده ساییده شده، از شیاهای سایشی، پروفیل نگاری سطحی سه بعدی با استفاده از دستگاه پروفیل نگار نوری مدل TaylorSurf CCI 3D به عمل

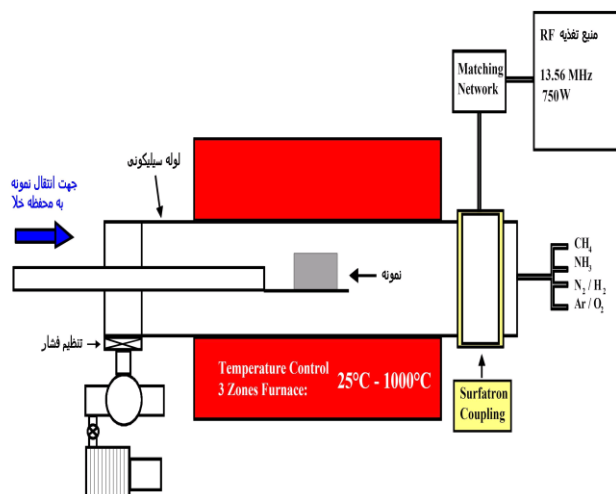
سپس به ترتیب در حمام های آلتراسونیک حاوی استون و الکل به مدت  $15$  دقیقه چربی زدایی شدند.

عملیات نیتروژن دهی پلاسمایی با استفاده از یک راکتور پلازما مجهز به منبع تغذیه فرکانس رادیویی و توان  $750$  در پتانسیل شناور انجام گرفت. شماتیکی از این دستگاه در شکل ۱ نشان داده شده است. پس از اینکه نمونه ها در داخل محفظه بر روی نگهدارنده ای از جنس کوارتز قرار داده شدند، فشار محفظه به سطح خلأ  $10^{-4}$  پاسکال رسانده شد. کلیه نمونه‌ها به مدت  $8$  ساعت در فشار  $7/5$  پاسکال و در دمای  $450^\circ \text{C}$ ، در ترکیب گازی  $75\% N_2 + 25\% H_2$  نیتروژن‌دهی شدند. سپس پلازما قطع و کوره خاموش گردید و نمونه‌ها تا رسیدن به دمای محیط درون محفظه نگاه داشته شدند.

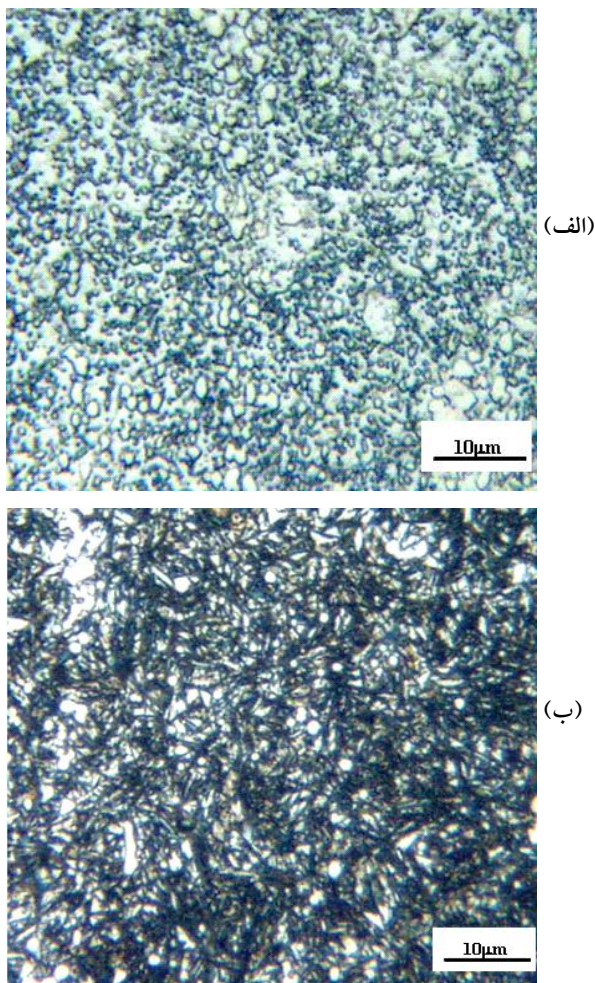
ریزساختار نمونه ها قبل و پس از نیتروژن‌دهی پس از اچ در محلول نایتال  $4\%$  توسط میکروسکوپ نوری مدل Olympus PMG3 مورد بررسی قرار گرفت و تصاویر میکروسکوپی از مقطع عرضی آنها به دست آمد.

جهت بررسی ساختار و فازهای تشکیل شده سطحی از تفرق سنج Bruker advanced-D8 با پرتو  $Cu-K\alpha$  (با طول موج  $\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$ ) تحت شرایط ولتاژ  $40 \text{ KeV}$  و جریان  $50 \text{ mA}$ ، گام زاویه ای  $0.02$  درجه و شمارش  $4$  ثانیه در هر گام، از زاویه  $10$  تا  $130^\circ$  استفاده شد.

به منظور اندازه گیری نحوه تغییرات سختی از سطح به مغز از ریزسختی سنجی مدل MDPEL-M400 GL از نوع فرورونده ویکرز با بار اعمالی  $25$  گرم و مدت زمان اعمال بار  $15$  ثانیه استفاده شد. اعداد سختی گزارش شده میانگین چهار بار اندازه گیری است. ضخامت لایه نیتريدی از بررسی های تغییرات ریزسختی سنجی در مقطع عرضی نمونه ها تعیین شد. بدین منظور مطابق استاندارد JIS G0562 [۱۰] در منحنی های تغییرات سختی بر حسب فاصله از سطح، خطی افقی نشانگر عدد سختی  $50$  ویکرز



شکل ۱. شماتیکی از دستگاه نیتروژن دهی پلاسمایی استفاده شده



شکل ۲. تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع عرضی فولاد M2 در حالت (الف) آنیل کامل و (ب) کوئنچ-تمپر

الگوهای پراش اشعه ایکس فولاد M2 در دو نوع عملیات حرارتی اولیه مختلف، قبل و پس از نیتروژن دهی در شکل ۴ نشان داده شده است. الگوی پراش قبل از نیتروژن دهی وجود کاربیدهای آلیاژی از نوع  $(Fe, Cr)_3(W, Mo)_3C$ -fcc و  $M_6C$ -VC-fcc و همچنین حضور فاز فریت را در ریزساختار آنیل (شکل ۴ الف) و فاز مارتنزیت را در ریزساختار کوئنچ-تمپر (شکل ۴ ب) نشان می دهد. الگوی پراش اشعه ایکس فولاد M2 آنیل کامل شده قبل از نیتروژن دهی شبیه به حالت از قبل کوئنچ-تمپر شده است. شدت پیک های فاز فریت/مارتنزیت و کاربیدهای آلیاژی در هر دو مورد تقریباً یکسان است. تنها تفاوت آنها پهن تر بودن پیک مربوط به آهن در حالت کوئنچ-تمپر است. پهن شدن پیک های مربوط به فاز آهن در حالت کوئنچ-تمپر به احتمال قوی به

آمد. با استفاده از نرم افزار Mountains Map universal پروفیل متوسطی از جاروب های خطی مقطع شیار سایشی محاسبه شد و بعد از محاسبه مساحت متوسط خالص منطقه ساییده شده، با ضرب کردن آن در طول مطالعه شده مقدار حجم ماده ساییده شده به دست آمد. مقادیر گزارش شده متوسط دو بار اندازه گیری برای هر شیار سایشی است.

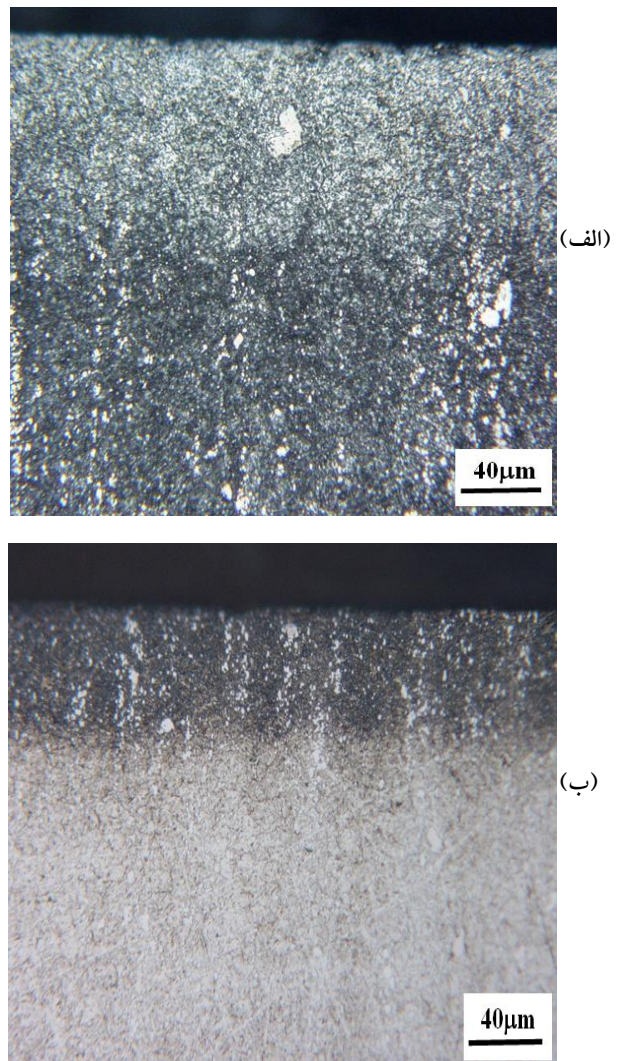
همچنین پروفیل تنش های پسماند سطحی طبق مدل ارایه شده توسط Leskovšek و همکارانش [۱۲] محاسبه گردید. طبق این مدل در مورد فولادهای ابزار نیتروژن دهی شده، می توان با مشتق گرفتن از پروفیل سختی نسبت به فاصله از سطح تغییرات تنش های پسماند سطحی را بدون اندازه گیری تجربی تنش پسماند تخمین زد.

## نتایج و بحث

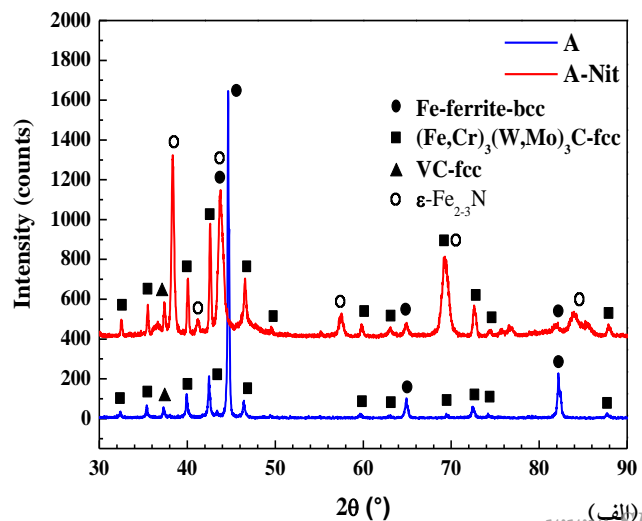
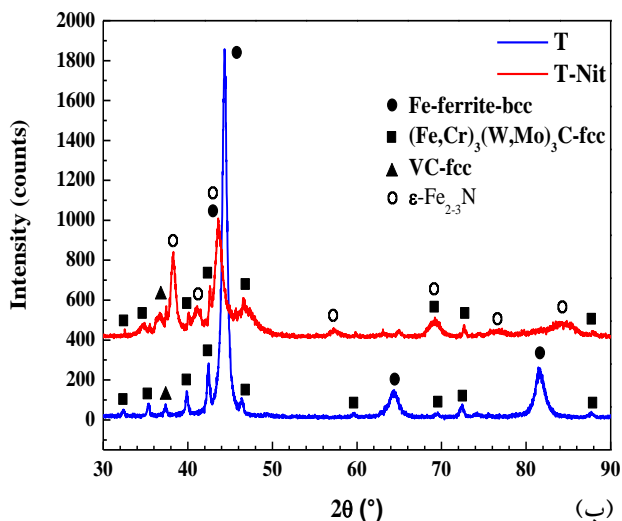
### بررسی های ریزساختاری

شکل ۲ تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع عرضی فولاد M2 را پس از عملیات حرارتی اولیه آنیل کامل و کوئنچ-تمپر نشان می دهد. ریزساختار فولاد در حالت آنیل کامل شامل مخلوطی از کاربیدهای آلیاژی ریز و درشت در زمینه فریتی و در حالت کوئنچ-تمپر مانند حالت آنیل کامل شامل کاربیدهای آلیاژی اما در زمینه ای از مارتنزیت تمپر شده است. تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع عرضی نمونه های نیتریده شده در دو حالت آنیل کامل و کوئنچ-تمپر پس از اچ با محلول نایتال ۴ درصد در شکل ۳ نشان داده شده است. چنانکه در تصاویر دیده می شود در سطح مقطع عرضی هیچ یک از نمونه های نیتریده شده لایه ترکیبی آشکاری توسط میکروسکوپ نوری مشاهده نمی شود و تنها ناحیه نفوذی قابل تشخیص است. در مورد فولاد M2 نیتریده شده در حالت آنیل کامل ناحیه نفوذی سفید رنگی در سطح تشکیل می شود که در مقایسه با فولاد نیتریده شده در حالت کوئنچ-تمپر تحت همان پارامترهای یکسان نیتروژن دهی ضخامت بالاتری دارد.

علت تتراگونالیتته ناشی از ساختار  $bct$  و ایجاد تنش های پسماند ناشی از آن است [۱۳]. پس از نیتروژن دهی در هر دو ریزساختار مورد مطالعه وجود پیک های متعدد فاز  $\epsilon$  در الگوی پراش پرتو ایکس تشکیل لایه ترکیبی تک فازی را در سطح اثبات می کند که بیانگر رسیدن ضخامت لایه ترکیبی به یک مقدار مناسب جهت آشکار شدن با پرتو ایکس است. دو عامل مهم، سینتیک تشکیل لایه ترکیبی را در حین نیتروژن دهی یونی تحت تأثیر قرار می دهند: پدیده کندوپاش و مقدار کربن محتوی فولاد. کربن به تشکیل لایه نیتریدی  $\epsilon$  کمک می کند و در واقع پایدار کننده  $\epsilon$  است [۱۴]. بنابراین اگر پارامترهای نیتروژن دهی پلاسمایی طوری طراحی شده باشد که سرعت کندوپاش در آن زیاد باشد شدت دکربوره شدن به اندازه ای خواهد بود که غلظت کربن در سطح کاتد به مقادیر بسیار کمی می رسد در این حالت طبق دیاگرام فازی  $Fe-N-C$  لایه ترکیبی تنها از فاز  $\gamma'-Fe_4N$  تشکیل می یابد. اگر سرعت کندوپاش در نیتروژن دهی پلاسمایی به اندازه ای کم باشد که نتواند به طور قابل توجهی موجب دکربوره شدن سطح گردد در این حالت مقدار قابل توجهی فاز  $\epsilon-Fe_{2-3}(N,C)$  در کنار فاز  $\gamma'-Fe_4N$  در لایه ترکیبی تشکیل خواهد شد. به دلیل اینکه در تحقیق حاضر نمونه ها تحت پتانسیل شناور قرار گرفته اند انرژی یون ها هنگام رسیدن به سطح نمونه ها بسیار کم و در حدود چند الکترون



شکل ۳. تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع عرضی نمونه های نیتریدی در حالت (الف) آنیل کامل و (ب) کوئچ-تمپر



شکل ۴. تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع عرضی نمونه های نیتریدی در حالت (الف) آنیل کامل و (ب) کوئچ-تمپر

زیرا به علت نفوذ نیتروژن از سطح، به تدریج از سطح به سمت مغز غلظت نیتروژن کاهش می یابد در نتیجه میزان نیتريد های فلزی تشکیل شده و به تبع آن سختی کاهش می یابد؛ سه عامل عمده در افزایش سختی و استحکام در اثر نفوذ نیتروژن اتمی به سطح دخیل هستند [۱۶، ۱۷]: ۱- فوق اشباع شدن فاز زمینه از نیتروژن و استحکام دهی آن از طریق تشکیل محلول جامد، ۲- ایجاد رسوبات نیتريدی ریز پراکنده شده در ساختار که مانعی در برابر لغزش نابجاییها محسوب می شوند، ۳- ایجاد تنش های پسماند فشاری در لایه نیتريدی. همچنانکه ملاحظه می شود ضخامت لایه نیتريدی در حالت آنیل کامل  $125\mu\text{m}$  و در حالت کوئنچ-تمپر در حدود  $105\mu\text{m}$  است. یعنی ضخامت لایه نیتريدی در حالت کوئنچ-تمپر کمتر از حالت آنیل کامل است.

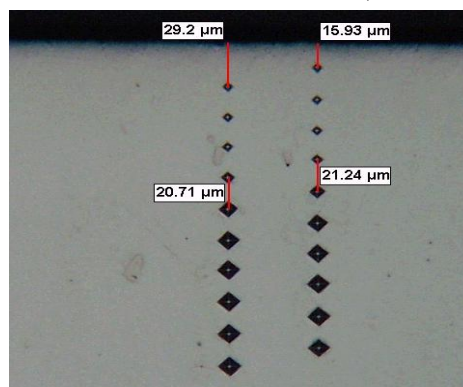
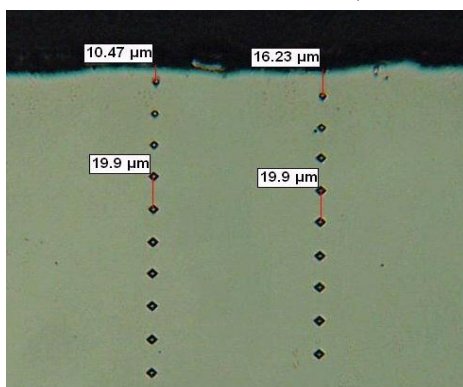
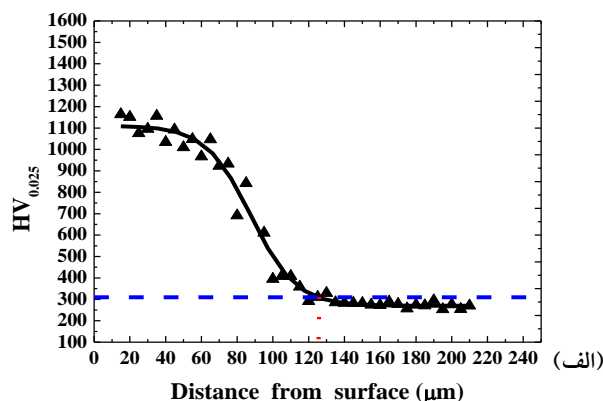
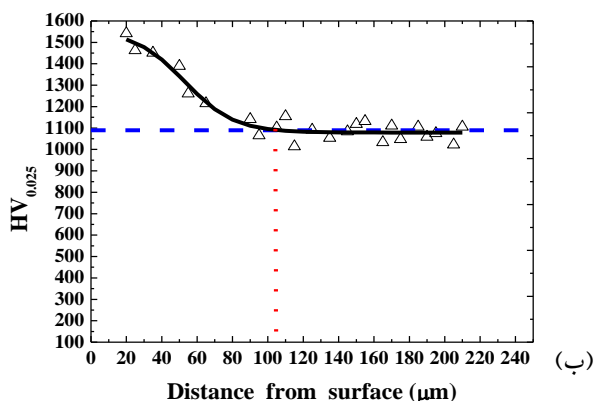
#### زبری سطحی

نتایج حاصل از زبری سطح نمونه های کوئنچ-تمپر و آنیل کامل شده قبل و بعد از نیتروژن دهی در شکل ۶ نشان داده شده است.

ولت بوده است. در نتیجه کندوپاشی صورت نگرفته و تأثیری در سینتیک تشکیل لایه ترکیبی ندارد. بنابراین ترکیب لایه سفید در این فولاد به علت بالا بودن مقدار کربن فاز  $\epsilon$  است [۱۵].

#### پروفیل سختی

نمودار شیب سختی سنجی ویکرز از مقطع عرضی نمونه های نیتريد شده به همراه تصاویر میکروسکوپ نوری از محل اثر فرورونده ویکرز در شکل های ۵ الف و ۵ ب به ترتیب برای فولاد M2 نیتريد شده در حالت های آنیل کامل و کوئنچ-تمپر (الف) نشان داده شده است. در مورد فولاد کوئنچ-تمپر سختی نزدیک سطح در حدود ۵۰ درصد افزایش یافته و از مقدار ۱۰۰۰ ویکرز (مربوط به سختی مغز) به حدود ۱۵۰۰ ویکرز در نواحی نزدیک سطح رسیده اما در حالت آنیل کامل سختی نزدیک سطح در حدود ۳۳۰ درصد افزایش یافته و از مقدار ۲۶۰ ویکرز در مغز به ۱۱۰۰ ویکرز در نزدیکی های سطح رسیده است. همچنانکه مشاهده می شود در هر دو مورد سختی از سطح به مرکز کاهش می یابد.



شکل ۵. پروفیل ریز سختی سنجی نمونه های نیتريد شده در حالت (الف) آنیل کامل و (ب) کوئنچ-تمپر

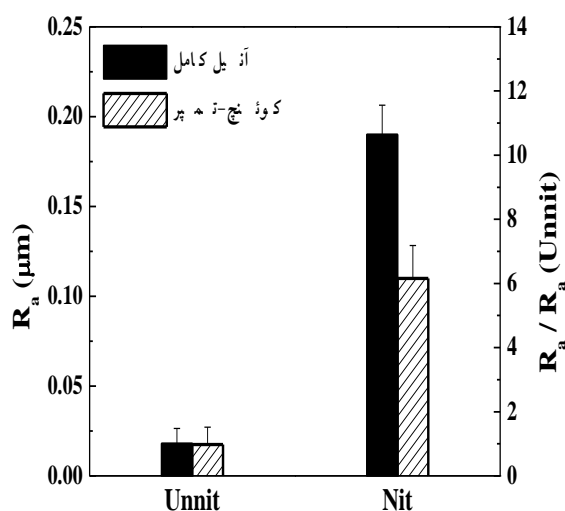
می تواند به طور کیفی تا حدودی بیانگر میزان نفوذ نیتروژن به سطح زیرلایه باشد.

### مقاومت سایشی

نتایج پروفیل نگاری سطحی از مناطق سایش فولاد M2 در دو حالت کوئنچ-تمپر و آنیل کامل قبل و پس از نیتروژن دهی پلاسمایی در شکل ۷ در قالب تصاویر دو بعدی نشان داده شده است. پروفیل دو بعدی سطح در واقع از کنار هم قرار گرفتن یک دسته خط حاصل از جاروب خطی توپوگرافی سطح شیار سایشی تشکیل می شود.

این تصاویر و محاسبات کمی مربوطه که در ادامه آورده شده است با استفاده از نرم افزار Mountains Map Universal به دست آمده است.

برای حالت های مختلف مذکور در هر یک از اشکال فوق مقیاس واحدی انتخاب شده است تا مقایسه بصری و تعیین نقش فرآیند نیتروژن دهی در افزایش مقاومت سایشی به راحتی امکان پذیر شود. به منظور محاسبه کمی حجم سایش یافته ابتدا متوسطی از پروفیل های ثبت شده از مقطع شیار سایشی توسط نرم افزار مذکور به دست آمد. مثالی از پروفیل متوسط دو بعدی در شکل ۸ نشان داده شده است. به طور کلی پروفیل های مقطع شیار در آزمایش سایش پین روی دیسک حاوی یک فرورفتگی در مرکز و سطوح برآمده در لبه های شیار است.



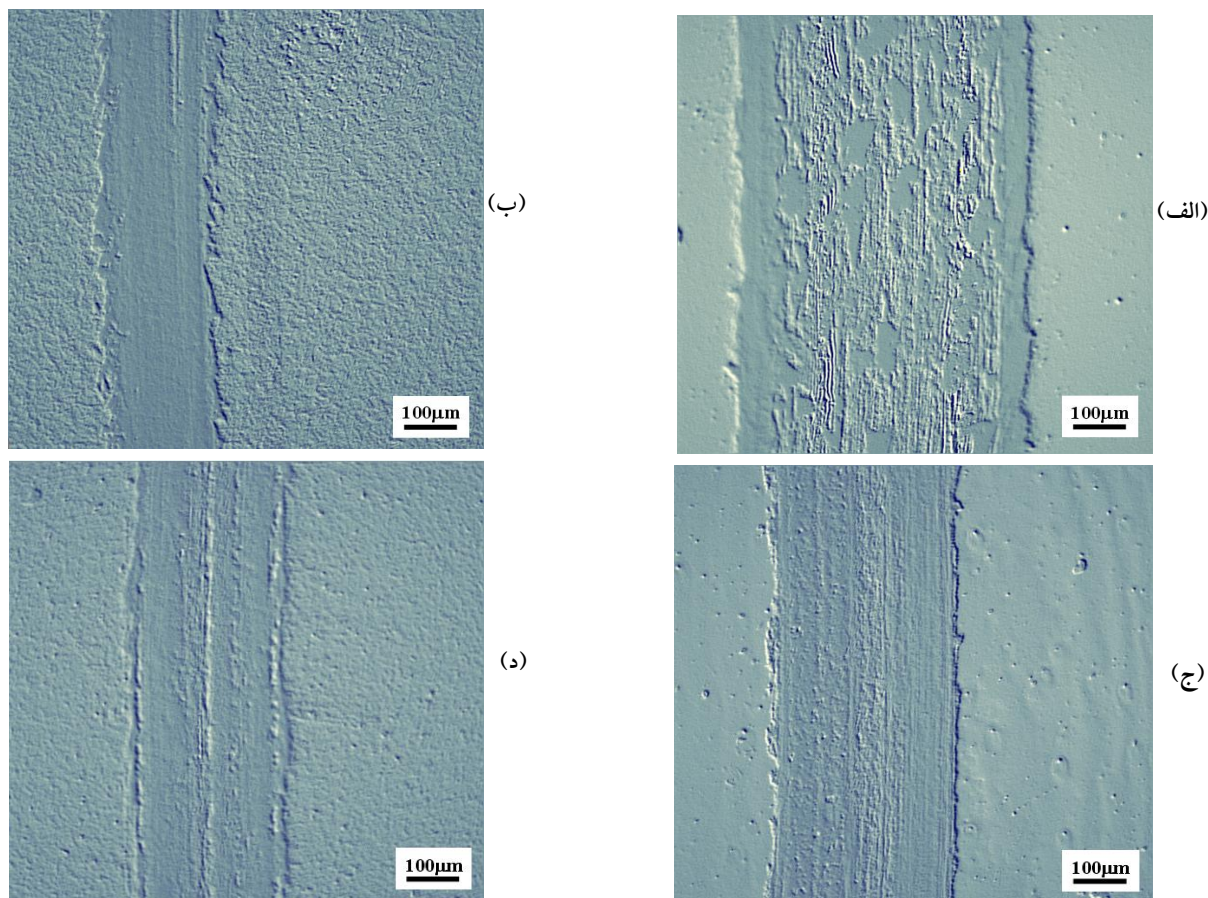
شکل ۶. مقادیر زبری متوسط سطح نمونه های کوئنچ-تمپر و آنیل کامل شده قبل و پس از نیتروژن دهی

قبل از نیتروژن دهی زبری سطح فولاد M2 در هر دو نوع عملیات حرارتی اولیه تقریباً برابر و در حدود  $0.3 \mu\text{m}$  است. مقایسه زبری نمونه های فولادی نیتروژن شده نشان می دهد که نمونه های آنیل کامل در مقایسه با حالت کوئنچ-تمپر بیشترین زبری سطح را دارد.

افزایش زبری سطح پس از نیتروژن دهی پلاسمایی را می توان به عوامل مختلفی نظیر کندوپاش حین انجام فرآیند [۱۸]، ایجاد تنش پسماند در اثر نیتروژن دهی [۱۹] انبساط شبکه آهن در اثر نفوذ نیتروژن با مکانیزم بین نشینی و همچنین تشکیل رسوبات نیتروژن های آلیاژی [۲۰] نسبت داد.

در نیتروژن دهی پلاسمایی به روش DC، دمای قطعات کاری از طریق کندوپاش آنها از سطح توسط یونهای گازی، به دمای نیتروژن دهی رسانده می شود. به علت کندوپاش غیریکنواخت اتم ها از سطح زیرلایه توسط یون های حاصل از تخلیه هاله ای زبری سطح افزایش می یابد [۱۹]. در این روش جهت حصول دمای نیتروژن بالا ولتاژ اعمالی بین کاتد و آند باید افزایش یابد. با افزایش ولتاژ انرژی سینتیکی یون های نیتروژن برخورد کننده به سطح افزایش یافته و مقدار کندوپاش آنها از سطح بیشتر خواهد شد. بنابراین در نیتروژن دهی پلاسمایی DC، کندوپاش سهم عمده اصلی را در افزایش زبری سطح به خصوص در دماهای بالا دارد [۲۰].

در این تحقیق جهت رساندن دمای نمونه ها به دمای نیتروژن دهی از یک کوره مقاومتی مجزا استفاده شده است. از آنجایی که در حین نیتروژن دهی هیچ گونه پتانسیلی به نمونه ها اعمال نشده و نمونه ها تحت پتانسیل شناور قرار گرفتند کندوپاش موثری در سطح اتفاق نیفتاده است. بنابراین در این مطالعه کندوپاش در افزایش زبری سطح نقش قابل توجهی ندارد. به احتمال قوی علت افزایش زبری سطح پس از نیتروژن دهی به دلیل انبساط حجمی ناشی از نفوذ نیتروژن به داخل شبکه آهن و تشکیل نیتروژن های فلزی است. با توجه به اینکه در مواد پلی کریستال جهت گیری دانه ها نسبت به هم متفاوت است. انبساط شبکه در اثر نفوذ نیتروژن در دانه های مختلف در جهت های مختلفی اتفاق افتاده و چون مقدار این جابه جایی برای صفحات مختلف کریستالوگرافی متفاوت است زبری سطح افزایش یافته است. پس زبری سطح



شکل ۷. تصاویر حاصل از پروفیل نگاری سطحی از مناطق سایش فولاد M2 در حالت آنیل کامل، (الف) نیتريده نشده و (ب) نیتريده شده و فولاد M2 در حالت کوئنچ-تمپر (ج) نیتريده نشده و (د) نیتريده شده

تمپر موجب افزایش سختی زمینه شده است. مقاومت به سایش چسبنده با افزایش سختی بهبود می یابد. متوسط تنش تماسی حاصل (تنش هرتز)، در اثر فشار دادن گلوله به سطح در آزمایش ساچمه روی دیسک تابعی از بار اعمالی، شعاع گلوله به کار برده شده و مدول الاستیک گلوله و دیسک مطابق رابطه زیر است [۲۱]:

$$\sigma_c = \frac{P}{\pi a^2} \quad a = \left[ \frac{3}{4} PR \left( \frac{1 - \nu_{disc}^2}{E_{disc}} + \frac{1 - \nu_{ball}^2}{E_{ball}} \right) \right]^{\frac{1}{3}} \quad \text{معادله ۱}$$

که در آن P بار اعمالی روی گلوله، a شعاع تماس، R شعاع گلوله، E مدول الاستیک و  $\nu$  ضریب پواسون گلوله (ball) و زیرلایه (disc) است. تغییرات تنش تماسی هرتز با بار اعمالی برای فولاد M2 در حالت‌های نیروژن دهی شده و نشده در شکل ۱۰ نشان داده شده است. با وجود اینکه طبق شکل ۱۰ تنش های تماسی هرتز در فولاد نیتريدی (در حدود ۳۱۰ MPa) بیشتر از فولاد نیتريده نشده (۲۴۰ MPa) است پس از نیروژن دهی،

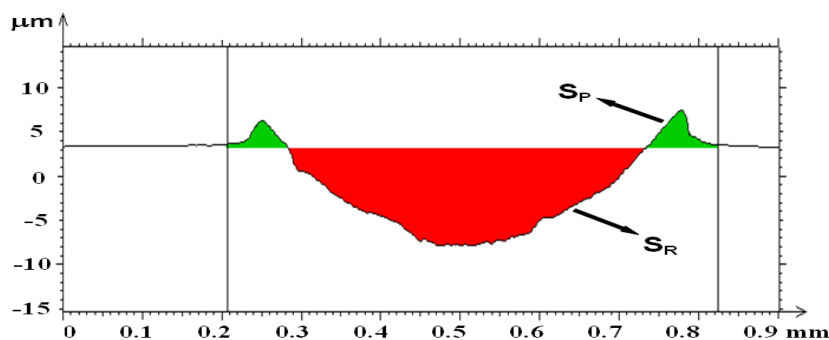
قسمت عمده فرورفتگی ناشی از برداشته شدن ماده از سطح در اثر سایش و بخشی از آن در اثر تشکیل برآمدگی در مجاورت شیار سایشی است. برآمدگی به علت جابه جایی ماده و تجمع آن در اثر تغییر شکل دائمی ایجاد می شود. در شکل ۸ این نواحی به ترتیب با Sp و SR نشان داده شده است. مساحت این نواحی با استفاده از همین نرم افزار از طریق انتگرال گیری محاسبه شد و حجم خالص ماده ساییده شده از طریق رابطه زیر به دست آمد:

$$\text{طول شیار} \times (S_R - S_P) = \text{حجم ساییده شده}$$

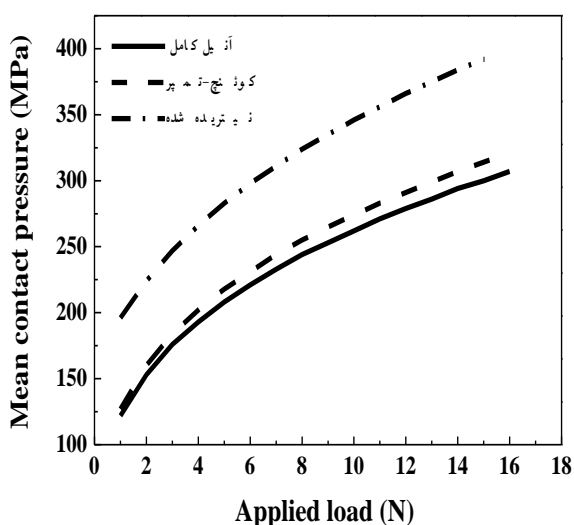
نتایج کمی آزمایش سایش به صورت نمودار حجم ساییده شده برای فولاد M2 در دو حالت کوئنچ-تمپر و آنیل کامل قبل و پس از نیروژن دهی در شکل ۹ آورده شده است.

مقایسه رفتار سایشی نمونه های کوئنچ-تمپر و آنیل کامل قبل از نیروژن دهی نشان می دهد که مقدار حجم ماده ساییده شده در حالت آنیل کامل در حدود ۸/۵ برابر بیشتر از حالت کوئنچ-تمپر شده است. زیرا زمینه مارتنزیتی در نمونه کوئنچ-





شکل ۸. نمونه ای از پروفیل سطحی دو بعدی متوسط از شیار سایشی

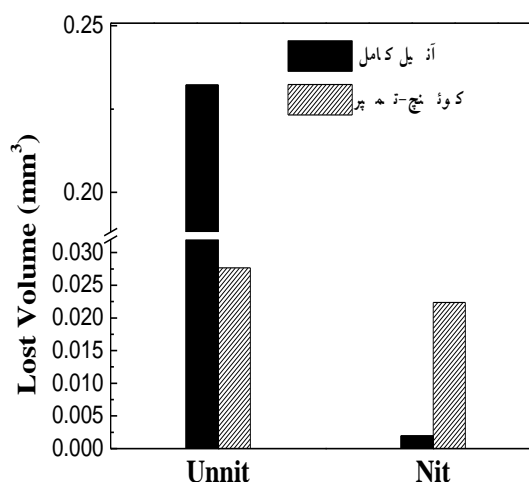


شکل ۱۰. منحنی تغییرات متوسط تنش فشاری تماسی با بار عمودی اعمالی در آزمایش سایش با ساچمه از جنس  $Al_2O_3$  به قطر ۵ mm، روی دیسک فولادی از جنس AISI M2

در این تحقیق ضریب اصطکاک که خود عامل مهمی در مقدار حجم ساییده شده است اندازه گیری نشده است اما با توجه به الگوهای پراش پرتو ایکس در همه نمونه ها ترکیب شیمیایی سطح شامل نیتريد آهن ۴ است. به این ترتیب به علت یکسان بودن ترکیب شیمیایی سطح انتظار اختلاف زیادی در کاهش ضریب اصطکاک نمونه های نیتريد شده ای که حاوی لایه ترکیبی در سطح هستند، پس از نیتراسیون نیست. نتایج پروفیل های ریزسختی سطحی نشان می دهد که سختی در فاصله ۱۰ میکرومتری از سطح برای فولاد کوه-تپه-پر بیشتر از حالت آیل کامل است. اما از طرف دیگر نتایج آزمایش سایش نشان می دهد که نمونه نیتريد شده در حالت آیل مقاومت سایشی بالاتری دارد. پس تنها سختی سطح تعیین کننده نمی باشد.

همانطور که در شکل ۹ دیده می شود، نرخ سایش نمونه های نیتريد شده به مراتب نسبت به نمونه های نیتريد نشده کمتر است.

این موضوع بیانگر این واقعیت است که عملیات نیتروژن دهی با موفقیت مقاومت سایشی را بهبود داده است. وجه مشترک نمونه های نیتريد شده با وجود تفاوت در مقدار حجم ساییده شده آنها سختی بالای آنها نسبت به حالت نیتريد نشده است. یکی از دلایل عمده افزایش مقاومت به سایش در اثر نیتروژن دهی پلاسمایی ایجاد پوسته نیتريدی سخت در سطح و در نتیجه جلوگیری از سایش شدید است.



شکل ۹. نمودار حجم ساییده شده فولاد M2 قبل و پس از نیتروژن دهی پلاسمایی در حالت کوه-تپه-پر و آیل کامل

جهت مقایسه دلیل تفاوت رفتار سایشی نمونه های نیتريد شده باید فاکتورهای مهم در پدیده سایش از قبیل سختی سطح، ضریب اصطکاک، نوع تنش های پسماند ایجاد شده، توزیع تنش های اعمالی و چقرمگی را مورد بررسی قرار داد.

تنش ۱۶۰۰- مگا پاسکال و در فاصله ۹۰ میکرومتری از سطح است.

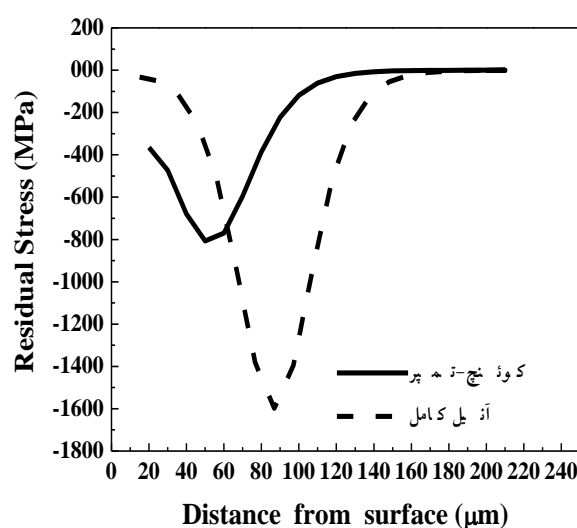
با توجه به اینکه در بارگذاری تماسی، ماکزیمم تنش برشی در زیر سطح ایجاد می شود (در فاصله  $a/75$  از سطح [۲۲] که در آن  $a$  شعاع تماس اولیه است). از محاسبات مربوط به شعاع تماس اولیه در سطح نمونه های نیتزیده شده در این تحقیق از روی خواص ساچمه و دیسک در بار اعمالی ۸ نیوتن مقدار شعاع متوسط تماس مطابق رابطه ۱، حدود ۹۰-۱۰۰ میکرون به دست می آید. بدین ترتیب باید ماکزیمم تنش برشی در حوالی ۱۰۰ میکرون از سطح ظاهر شود. وجود تنش های پسماند فشاری بالا می تواند منجر به خنثی شدن تمام یا بخشی از تنش های برشی (ناشی از تنش اعمالی) شود. یعنی با وجود سختی پایین نمونه های نیتزیده شده در حالت آنیل به خصوص در نواحی زیر سطحی به علت وجود تنش های پسماند فشاری بالا، تغییر شکل دائمی کمتری ایجاد می شود، لذا بخشی از مقاومت سایشی بالای نمونه های نیتزیده شده در حالت آنیل را می توان به توزیع تنش های پسماند فشاری نسبت داد.

در حالت کلی باید گفت که رفتار سایشی فولاد نیتزیده شده حاصل برهم نهی خواص مختلف لایه های نیتزیدی شامل ترکیب، ضخامت، سختی، چقرمگی و تنش های پسماند و جسم پایه است. با وجود مقاومت به سایش برتر فولاد نیتزیده شده در حالت تحت بار اعمالی ۸ نیوتن، در بارهای اعمالی بالاتر که امکان تغییر شکل جسم پایه بیشتر می شود انتظار می رود فولاد کوئنچ و تمپر شده به علت حمایت مکانیکی بهتر از لایه نیتزیدی مقاومت به سایش بالاتری نسبت به فولاد نیتزیده شده در حالت آنیل داشته باشد.

#### نتیجه گیری

۱- ضخامت لایه نیتزیدی روی فولاد M2 در حالت آنیل کامل بیشتر از حالت کوئنچ-تمپر است که نشان دهنده وابسته بودن نفوذ نیتروژن از سطح به عمق فولاد، به ریزساختار اولیه آن است.

تنش های پسماند نقش بسیار مهمی در تعیین مقادیر سختی، مقاومت به خستگی و سایش قطعات نیتزیده شده بازی می کند. به علت در دسترس نبودن امکانات مربوط به اندازه گیری تنش با روش  $\sin^2\Psi$ ، با وجود محدودیت های موجود، در این مطالعه ارزیابی تنش های پسماند در لایه نیتزیدی فقط به صورت کیفی از روی تغییرات پروفیل سختی بررسی شد. اخیراً Leskovšek و همکارانش [۱۲] نشان داده اند که ارتباط مستقیمی بین پروفیل سختی با توزیع تنش های پسماند در فولادهای ابزار پلاستما نیتزیده شده وجود دارد. در صورت برقراری چنین رابطه ای می توان تغییرات تنش های پسماند را از سطح تا عمق با مشتق گرفتن از پروفیل سختی نسبت به فاصله از سطح به دست آورد. شکل ۱۱ تغییرات تنش های پسماند را از روی مقادیر پروفیل سختی سنجی به ترتیب برای نمونه های نیتزیده شده در حالت کوئنچ-تمپر و آنیل نشان می دهد. مطابق این شکل در مجاورت سطح نمونه های کوئنچ-تمپر تنش های پسماند فشاری بزرگتری نسبت به نمونه های آنیل شده وجود دارد. در هر دو سری از نمونه ها بیشترین مقدار تنش پسماند فشاری در زیر سطح ایجاد می شود.



شکل ۱۱. شبیه سازی پروفیل تنش های پسماند در فولاد M2

نیتزیده شده در حالت کوئنچ-تمپر و آنیل کامل

در نمونه های سری کوئنچ-تمپر شده بیشترین تنش پسماند فشاری در حدود  $800 \text{ MPa}$  در فاصله ۵۰ میکرومتری از سطح و در نمونه های سری آنیل شده این

## منابع

- M. A. Pessin, M. D. Tier, T. R. Strohaecker, A. Bloycec, Y. Sun and T. Bell, *The effects of plasma nitriding process parameters on the wear characteristics of AISI M2 tool steel*, Tribology Letters, 8 (2000) 223-228.
- D. Kakaš and M. Zlatanović, *Wear resistance of plasma nitrided high speed steels, Ion Nitriding and Ion Carburizing*; Cincinnati, Ohio, USA, (1989) 141-146.
- J. O'Brien, *Plasma (ion) nitriding*, ASM Handbook, ASM international, Metals Park, 4 (1994).
- B. Podgornik and S. Hogmark, *Surface modification to improve friction and galling properties of forming tools*, Materials Processing Technology, 174 (2006) 334-341.
- B. Podgornik and J. Vižintin, *Wear resistance of pulse plasma nitrided AISI 4140 and A355 steels*, Materials Science and Engineering A, 315 (2001) 28-34.
- Y. Xi, D. Liu and D. Han, *Improvement of corrosion and wear resistances of AISI 420 martensitic stainless steel using plasma nitriding at low temperature*, Surface & Coatings Technology, 202 (2008) 2577-2583.
- M. Karakan, A. Alsaran and A. Çelik, *Effects of various gas mixtures on plasma nitriding behavior of AISI 5140 steel*, Materials Characterization, 49 (2003) 241-246.
- A. Alsaran, *Determination of tribological properties of ion-nitrided AISI 5140 steel*, Materials Characterization, 49 (2003) 171-176.
- DIN 17350 Standard, *Tool steels-technical conditions of delivery additional information on heat treatment*, (1980) 1-27.
- JIS G0562 Standard, Surf. Eng., 11 (1995) 57-60.
- Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, ASTM G99-95a.
- V. Leskovšek, B. Podgornik and D. Nolan, *Modelling of residual stress profiles in plasma nitride tool steel*, Materials characterization, 59 (2008) 454-461.
- P. J. Willbur, J. A. Davis, R. Wei, J. J. Vajo and D. L. Williamson, *High current density, ion implantation of AISI M2 tool steel for tribological applications*, Surface and Coatings Technology, 83 (1996) 250-256.
- C. Ruseta, S. Ciucab and E. Grigorea, *The influence of the sputtering process on the constitution of the compound layers obtained by plasma nitriding*, Surface

۲- در فولاد نیتریده شده در حالت کوئنچ-تمپر سختی از مقدار ۱۰۰۰ ویکرز مربوط به سختی مغز به حدود ۱۵۰۰ ویکرز در نواحی نزدیک سطح می رسد که معادل حدود ۵۰ درصد افزایش است. در مورد فولاد نیتریده شده در حالت آنیل کامل سختی نزدیک سطح تقریباً به میزان ۳۳۰ درصد افزایش یافته و از مقدار ۲۶۰ ویکرز در مغز به ۱۱۰۰ ویکرز در نزدیکی های سطح می رسد.

۳- نیتروژن دهی در ترکیب  $0.75\% N_2 + 0.25\% H_2$  در هر دو حالت آنیل کامل و کوئنچ-تمپر منجر به تشکیل لایه ترکیبی تک فازی  $\epsilon$  در سطح می شود.

۴- نتایج آزمایش های سایش نشان می دهد که نیتروژن دهی پلاسمایی تحت شرایط فوق باعث افزایش مقاومت سایشی فولاد M2 در سایش لغزشی خشک در هر دو حالت آنیل کامل و کوئنچ-تمپر شده می شود.

۵. در بار اعمالی ۸ نیوتن، فولاد M2 با ریزساختار اولیه آنیل کامل بیشترین مقاومت سایشی را در مقایسه با حالت کوئنچ-تمپر دارد. نتایج این تحقیق نشان می دهد که در محدوده بار سایشی مطالعه شده با انتخاب صحیح ساختار اولیه فولاد می توان مقاومت به سایش فولاد ابزار تندبر AISI M2 را افزایش داد.

## تشکر و قدردانی

نویسندگان مقاله از آقای پروفسور تامپلیه استاد دانشگاه پواتیه کشور فرانسه به خاطر فراهم نمودن امکان استفاده از تجهیزات نیتروژن دهی پلاسمایی و دانشگاه صنعتی سهند به خاطر حمایت مالی تشکر و قدر دانی می نمایند.

- and Coatings Technology, 174 –175 (2003) 1201–1205.
15. G. Nayal, D.B. Lewis, M. Lembke, W. D.Münz and J.E. Cockrem, *Influence of sample geometry on the effect of pulse plasma nitriding of M2 steel*, Surface and Coatings Technology, 111(1999)148–157.
  16. M. Pellizzari, A. Molinari and G. Straffelini, *Thermal fatigue resistance of gas and plasma nitrided 41CrAlMo7 steel*, Materials Science and Engineering A, 352 (2003)186-194.
  17. Y. Sun and T. Bell, *Plasma surface engineering of low alloy steel*, Materials Science and Engineering A, 140 (1991) 419-434.
  18. P. Novák, D. Vojtěch and J. Šerák, *Wear and corrosion resistance of a plasma-nitrided PM tool steel alloyed with niobium*, Surface and Coatings Technology, 200 (2006) 5229-5236.
  19. E. I. Meletis, V. Singh, J. C. Jiang, *On the single phase formed during low-temperature plasma nitriding of austenitic stainless steels*, Materials science letters, 21 (2002) 1171-1174.
  20. F. Mahboubi and K. Abdolvahabi, *The effect of temperature on plasma nitriding behaviour of DIN 1.6959 low alloy steel*, Vacuum, 81 (2006) 239-243.
  21. H. Czichos, *friction, Lubrication, and Wear Technology*, ASM Handbook, ASM International,(1994).
  22. B. Podgornik and J. Vižintin, *Sliding and pitting wear resistance of plasma and pulse plasma nitrided steel*, Surface Engineering, 17 (2001) 300-304.