DESEMPEÑO EN DESGASTE POR DESLIZAMIENTO EN NITRUROS Fe₂₋₃N y Fe₄N OBTENIDOS POR NITRURADO IÓNICO DE UN ACERO BAJO CARBONO

M. De la Rosa-González¹, S. Mancillas-Salas, E.E. Granda-Gutiérrez², J.J. Ruiz-Mondragón¹, R. Muñoz-Arroyo¹, M. Naeem³, J.C. Díaz-Guillén^{1*}.

¹ Corporación Mexicana de Investigación en Materiales S.A. de C.V. Saltillo México.
 ² Universidad Autónoma del Estado de México. Toluca, México.
 ³Women University of Azad Jammu and Kashmir. Bagh, Pakistan.
 *CONACYT email: jcarlos@comimsa.com Tel. 8444113200 Ext 1320

RESUMEN.

Incrementar la vida útil de componentes metálicos y ampliar las aplicaciones de aleaciones comunes hacía usos reservados para materiales de alto desempeño, es un asunto actual de alto interés tecnológico. En ese contexto, este trabajo analiza la respuesta de películas de nitruros de hierro tipo Fe₂₋₃N y Fe₄N a un ensayo de desgaste por deslizamiento. Las películas fueron obtenidas sobre un acero bajo carbono AISI 1008 nitrurado iónicamente a 450°C y 550°C. Su evaluación morfológica se realizó mediante microscopía electrónica de barrido. Las fases cristalinas a diferentes profundidades fueron determinadas por difracción de rayos X en modo haz rasante usando diferentes ángulos de incidencia (0.5°, 3°, 5° y 10°). El trabajo resalta la obtención a 450°C de la fase hexagonal Fe₂₋₃N en la región más externa de la capa nitrurada (incidencia 0.5°), cuyas características intrínsecas en conjunto con la morfología superficial obtenida, resultan en el mejor desempeño en desgaste.

Palabras clave. Nitruración iónica, acero bajo carbono, desgaste.

ABSTRACT.

The increasing of metallic components useful lifetime as well as the possibility to use common alloys in specific applications, where higher performance materials had been exclusively used, are current technological challenges. In this frame of reference, this work analyzed the sliding wear performance of Fe₂₋₃N and Fe₄N thin layers developed on low carbon steel by plasma nitriding at 450°C y 550°C. Surface morphological evaluation was carried using scanning electron microscopy and in-depth crystalline phases were determinate through grazing incidence X-ray diffraction using different incidence angles (0.5°, 3°, 5° y 10°). Nitriding at 450°C results in formation of hexagonal structure Fe₂₋₃N in the more external region of the nitride layer (incidence 0.5°), which exhibited the best wear performance of evaluated conditions and it is attributed to Fe₂₋₃N intrinsic properties as well as surface morphology developed at this treatment condition. **Keywords:** Ion nitriding, low carbon steel, wear.

1. INTRODUCCIÓN.

La aplicación de recubrimientos y los tratamientos de aleado superficial se consideran tecnologías destacadas para incrementar la vida útil de componentes metálicos empleados en diversos equipos industriales. Estas tecnologías han contribuido al uso de aleaciones comunes en aplicaciones específicas donde previamente se utilizaban de forma exclusiva materiales de alto desempeño. Un ejemplo de este tipo de aleaciones comunes son los aceros de bajo carbono (LCS por sus siglas en inglés), los cuales se caracterizan por tener contenidos menores a 0.28% de C y 1% de Mn [1], así como por ser producidos en altos volúmenes a bajo costo. Los LCS tienen muy baja respuesta al tratamiento térmico y sus propiedades mecánicas como dureza y módulo de elasticidad son bajas comparadas con los aceros con mayor contenido de carbono. Presentan excelente soldabilidad, así como buena flexibilidad y formabilidad [2] sin embargo sus propiedades como resistencia a la fatiga, resistencia a la corrosión y desempeño tribológico son bajas [3]. La modificación superficial de los LCS a través de recubrimientos o tratamientos termoquímicos potencializa el interés científico y tecnológico en estas aleaciones; principalmente, debido a la posibilidad de aprovecharse en aplicaciones funcionales (desgaste o resistencia a la corrosión) a menor costo que las aleaciones empleadas actualmente.

El incremento de las propiedades mecánicas volumétricas o superficiales de los LCS ha sido tema de amplio estudio, destacando también los tratamientos para generación de microestructuras con granos ultra finos por deformación a alta energía [4,5]. Si bien estos tratamientos resultan en buena resistencia mecánica, los altos niveles de deformación degradan las propiedades elásticas del material [6], requiriendo tiempos largos de normalizado para su recuperación parcial [7,3]. En ese sentido surge el interés por las tecnologías de modificación superficial a baja temperatura, las cuales pueden incrementar la resistencia al desgaste y a la corrosión sin afectar su microestructura ni las propiedades del material. Así, tecnologías como el nitrurado iónico emergen como alternativas tecnológicas para proteger la superficie de los LCS, mejorar sus propiedades funcionales y expandir su uso hacia aplicaciones que podrían no requerir aleaciones costosas de alto desempeño. Estos tratamientos destacan por su bajo impacto ambiental, su efectividad en costos y su alto nivel de control para la modificación química de la superficie de diversas aleaciones [8-12]. Permiten el incremento en la resistencia al desgaste y corrosión de diversos componentes, sin problemas como delaminación o baja adherencia típicos de algunos procesos de recubrimiento atomístico [13]. El nitrurado iónico permite la rápida incorporación de nitrógeno por difusión en la superficie y sub superficie de la pieza bajo tratamiento y la formación de una región dual formada por una capa de compuestos, constituida por una mezcla de nitruros de hierro tipo γ '-Fe₄N y ϵ -Fe₂₋₃N, y una zona de difusión [14]. Las características físicas y microestructurales de ambas capas definen el desempeño superficial del componente bajo tratamiento, por ello es de interés estudiar la influencia de los diversos parámetros de procesamiento y optimizar su manipulación para obtener resultados específicos para aplicaciones individuales. Sobre esta base, en este trabajo se evalúa el desempeño en desgaste de un acero bajo carbono AISI 1008 sometido a un tratamiento de nitruración iónica por 4 horas a 450°C y 550°C. El tratamiento permite obtener capas blancas constituidas preferentemente por la fase ε -Fe₂₋₃N a 450°C y por la fase γ '-Fe₄N a 550°C y el análisis establece la mejor condición de tratamiento para el desempeño en desgaste por deslizamiento en un par tribológico formado por la probeta nitrurada contra una bola de alúmina.

2. METODOLOGÍA

Para el presente estudio se utilizaron probetas cilíndricas de una barra de acero comercial AISI 1008 de 12.7 mm de diámetro y 10 mm de altura (% peso: C0.08, Si0.30, Mn0.30, P0.04, S0.05 y Fe el balance), desbastadas y pulidas con acabado espejo (Ra= 60 nm). El nitrurado iónico se realizó empleando un plasma sostenido en una mezcla 80%N₂-20%H₂ a 266 Pa, utilizando una descarga de corriente directa continua durante 4h a 450°C y 550°C. Las piezas bajo tratamiento fueron polarizadas negativamente haciendo la función del cátodo, mientras que la carcasa del equipo de nitruración actuó como ánodo. Durante el calentamiento a la temperatura de nitrurado (aproximadamente 30 min), se realizó un proceso de limpieza por bombardeo iónico, empleando un plasma 50%Ar - 50%H₂ a 266 Pa. Concluido el tratamiento las muestras se enfriaron dentro del reactor en una atmosfera inerte de Ar. El efecto del nitrurado iónico sobre la morfología superficial fue evaluado mediante Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) acoplada con un sistema de detección de energía dispersiva de rayos X (EDS). La identificación de fases cristalinas fue determinada mediante difracción de rayos X (XRD). Se empleó el modo normal para un análisis generalizado (36°-90° 2 theta, radiación KαCu, 45kV,40mA, 0.013° por paso y velocidad de 14 s por paso) y el modo de haz rasante (GIXRD) usando ángulos de incidencia (ω) de 0.5°, 3°, 5° y 10° para determinar las fases cristalinas en profundidad (36°- 50° 2 theta, radiación KαCu, 45kV,40mA, 0.013° por paso y velocidad de 3.5 s por paso). También se efectuó un proceso de refinamiento Rietveld de los espectros GIXRD y se determinó el cociente % y'-Fe₄N / % ε-Fe_{2-3N} para cada ángulo de incidencia. El desempeño en desgaste del material sin tratamiento y las muestras nitruradas fue evaluado mediante la técnica de bola sobre disco (ballon-disk), utilizando un tribómetro de peso muerto con capacidad para registrar la carga de deslizamiento y reportar el coeficiente de fricción (μ), siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM G99-17. La prueba se realizó utilizando una bola de alúmina de 6 mm de diámetro, carga de prueba de 1 N, radio de desgaste de 3.5 mm y 3000 ciclos a una velocidad de 5 cm/s. Las huellas de desgaste fueron evaluadas mediante MEB y a partir del ancho de las mismas se determinaron el volumen desgastado y el coeficiente de desgaste.

3. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

3.1 Evaluación Morfológica y Microestructural.



Figura 1. Vistas superficiales obtenidas mediante Microscopía Electrónica de Barrido de las muestras nitruradas a 450°C (a,b) y 550°C (c,d).

La figura 1, obtenida mediante electrones secundarios en MEB, presenta la superficie de las muestras nitruradas a diferentes temperaturas, permitiendo evidenciar el cambio morfológico considerable respecto del sustrato sin tratamiento (pulido a espejo) producto del nitrurado iónico. La muestra tratada a 450°C (Fig. 1 a y b), presenta una superficie con morfología irregular, con pequeñas partículas dispersas y una aparente baja rugosidad. El tratamiento a 550°C resulta en una superficie con mayor nivel de afectación, constituida de forma predominante por pequeñas partículas irregulares (Fig. 1c) que en apariencia se presentan en forma de aglomerados (Fig. 1d). En este caso, la superficie aparenta una mayor rugosidad que la obtenida en el tratamiento a 450°C. Este tipo de morfologías se han reportado con anterioridad para tratamientos asistidos por plasma y han sido vinculadas a un mecanismo de erosión, reacción y re-depositación de nitruros [15]. El fenómeno de erosión catódica (sputtering) estimula el desprendimiento hacia el plasma de átomos de la pieza bajo tratamiento (Fe), que reaccionan con el nitrógeno activo en el plasma dando lugar a la formación de nitruros de hierro, los cuales se re-depositarán sobre la superficie bajo tratamiento con morfologías variadas. Cabe señalar que la estequiometría del nitruro depositado dependerá en forma preponderante de la densidad del plasma y que, si se mantienen las condiciones de polarización, parámetros como la temperatura de tratamiento influyen directamente en la intensidad del sputtering [16]. Así, una superficie menos rugosa, como

la obtenida a 450°C puede relacionarse con un bajo nivel de sputtering y en consecuencia de redepositación.

3.2 Análisis de fases cristalinas.

Los espectros XRD obtenidos en modo normal se presentan en la Fig. 2. Para el caso del sustrato sin tratamiento ocurren exclusivamente las reflexiones de la ferrita (α -Fe), localizadas en ángulos 2 theta de 44.60° (110), 64.84° (200) y 82.20° (211) (ICDD 04-004-9051). En la probeta tratada a 450°C el espectro de difracción evidencia la formación de una capa bifásica Fe₄N (γ') - Fe₂₋₃N (ε), con aparente predominancia de la fase Fe₄N de acuerdo con la intensidad de sus reflexiones. Aparecen también para esta muestra, las reflexiones correspondientes a la fase ferrita (44.60° y 82.20°), sugiriendo la obtención de una capa nitrurada de bajo espesor. Para la muestra tratada a 450°C se aprecian de forma preponderante las reflexiones correspondientes a la fase ferrita no se presentan, lo que permite plantear que se ha obtenido una capa más gruesa que la obtenida a 550°C.



Figura 2. Espectros XRD en modo normal obtenidos para el sustrato sin tratamiento y las muestras nitruradas a diferentes temperaturas.

La figura 3 presenta los espectros XRD de las muestras nitruradas obtenidos en modo haz rasante a diferentes ángulos de incidencia (ω). Cabe señalar que la variación en el ángulo de incidencia permite identificar las fases cristalinas a diferentes profundidades, de modo que un análisis con ω =0.5° muestra las fases presentes en la parte más externa de la capa nitrurada y al incrementar el valor de ω la información se obtiene de regiones más profundas. El análisis GIXRD con ω =0.5° en la muestra nitrurada a 450°C revela que la parte más externa efectivamente presenta una mezcla ϵ -Fe₂₋₃N - γ '-Fe₄N, pero de forma contrastante con el análisis en modo normal (Fig. 2), las intensidades de las reflexiones a 43.37° y 37.94° indican la predominancia

en esta zona de la fase hexagonal ε -Fe₂₋₃N (ICDD 01-086-3710). El espectro GIXRD para la muestra nitrurada a 550°C obtenido con ω =0.5° (Fig. 3) también muestra una zona bifásica ε -Fe₂₋₃N y γ '-Fe₄N, pero en este caso, al igual que en el modo normal, es evidente por intensidad la predominancia de la fase γ '-Fe₄N.



Figura 3. Espectros GIXRD obtenidos a diferentes ángulos de incidencia para las muestras nitruradas a diferentes temperaturas.

En análisis GIXRD permite evidenciar que a pesar de que en la parte más externa de las muestras tratadas hay predominancia de una fase específica, la proporción de fases cambia a mayor profundidad (mayor ángulo de incidencia), tendiendo en ambas muestras al incremento en el contenido de γ '-Fe₄N al alejarse de la superficie. La figura 4a grafica la relación $\% \gamma$ '-Fe₄N / $\% \epsilon$ -Fe2-3N. calculada a partir del refinamiento de los espectros GIXRD mediante la técnica Rietveld, como una función del ángulo de incidencia, apreciándose el incremento en el contenido de la fase γ '-Fe₄N a mayor profundidad de análisis. La presencia de la fase ϵ -Fe₂₋₃N en la región más externa de la capa nitrurada podría atribuirse al hecho de que ésta zona está en contacto directo con el nitrógeno activo, lo que permite alcanzar de forma localizada la estequiometría del nitruro con más alto contenido de nitrógeno (ε). Sin embargo, la descomposición del ε -Fe₂₋₃N podría ocurrir en un paso subsecuente, que involucra la difusión de nitrógeno desde la parte más externa hacía el interior de la pieza bajo tratamiento, la consecuente formación del Fe₄N y el incremento del espesor de la capa modificada. Al ser un fenómeno difusivo es afectado por la temperatura, de ahí su intensificación a la más alta temperatura de tratamiento (550°C), resultando en una capa más gruesa y con predominancia de la fase con menor contenido de nitrógeno (Fe₄N). De forma contrastante, la descomposición de ɛ-Fe₂₋₃N por difusión de nitrógeno se ve limitada por efecto térmico a 450°C, prevaleciendo dicha fase como predominante en la capa modificada.



Fig. 4. (a) Cociente % Fe₄N / % Fe₂₋₃N como una función del ángulo de incidencia GIXRD y (b) Coeficiente de fricción como una función del número de ciclos.



3.3 Desempeño en desgaste.

Figura 5. Vistas superficiales y mapeo de oxígeno para el acero 1008 (a-c) y las muestras nitruradas a 450°C (d-f) y a 550°C (g-i)

La figura 4b presenta la variación en el coeficiente de fricción como una función del número de ciclos para el sustrato AISI 1008 y las muestras nitruradas. Se aprecia en los tres casos un incremento rápido del coeficiente de fricción en la primera etapa de la prueba, alcanzando un nivel con cierta estabilidad aproximadamente en los 550 ciclos. El coeficiente de fricción promedio entre los 500 y los 3000 ciclos fue de 0.71 para el material sin tratamiento y la muestra nitrurada

a 450°C y de 0.67 para la muestra tratada a 550°C. Si bien los valores del µ no representan una afectación significativa por efecto del nitrurado, puede observarse una disminución considerable en el ruido del gráfico para las muestras nitruradas respecto del material sin tratamiento, hecho que podría atribuirse a un proceso de desgaste menos agresivo para las muestras nitruradas.

La figura 5 presenta imágenes MEB de las huellas de desgaste para el sustrato y las muestras nitruradas. La correspondiente al acero AISI 1008 (Fig. 5 a y b), con amplitud aproximada de 255 µm, presenta surcos profundos, pequeñas grietas y escombros de desgaste, indicativos todos de un mecanismo de desgaste abrasivo, que ocurre como un micro rallado debido a la baja dureza del sustrato y a su deformación plástica [17]. La muestra nitrurada a 450°C (Fig. 5 d y e), con la predominancia de E-Fe₂₋₃N, presenta una huella con amplitud aproximado de 89 µm y apariencia mucho más uniforme. Se observa un cambio importante en el nivel de desgaste, mostrando una superficie pulida sin escombros y con surcos de abrasión considerablemente más pequeños que los que ocurren en el sustrato sin tratamiento. En la muestra nitrurada a 550°C con predominancia de γ '-Fe₄N (Fig. 5 g y h), también ocurre abrasión y muestra una huella de aproximadamente 110 µm de amplitud con escombros de desgaste y surcos más profundos que los de la muestra nitrurada a 450°C. Como se muestra en los mapeos EDS de oxígeno de las huellas de desgaste (Fig. 5 c, f, i), en los tres casos existen aglomerados de óxidos metálicos producto de la deformación plástica, el calentamiento localizado y el contacto con el oxígeno de la atmósfera. A pesar de la ocurrencia en los tres casos de un mecanismo de desgaste abrasivo, es evidente que su nivel varía por efecto del tratamiento, mostrando volúmenes desgastados de 10X10⁻³ mm³ (material base), 4.3 X10⁻⁴ mm³ (Muestra nitrurada a 450°C) y 8.1X10⁻⁴ mm³ para la muestra tratada a 550°C. Entonces, puede establecerse que la formación de una capa blanca constituida predominantemente por la fase hexagonal Fe₂₋₃N disminuye el nivel de degaste hasta 1/23 parte del correspondiente a la muestra sin tratamiento, mientras que la capa con predominancia de la fase Fe₄N disminuye el nivel de desgaste a 1/12 parte del obtenido para el material sin tratamiento y a la mitad del obtenido para la muestra nitrurada a 450°C. Si bien es conocido que el Fe₂₋₃N presenta una estructura cristalina tipo hexagonal que es preferida para cuestiones de desgaste [18], es de destacar que aspectos como la menor rugosidad superficial obtenida a 450°C podrían estar también involucrados en el desempeño en desgaste [19]. Así, se puede plantear que la combinación de baja rugosidad y la obtención de una fase hexagonal Fe₂₋₃N contribuyen al incremento en la resistencia al desgaste del acero bajo carbono AISI 1008, destacando adicionalmente que no se requiere incrementar la temperatura hasta 550°C para alcanzar el mejor desempeño en desgaste bajo las condiciones aquí reportadas.

4. CONCLUSIONES.

En este estudio se reporta la respuesta al desgaste por deslizamiento de un acero bajo carbono AISI 1008 nitrurado iónicamente a 450°C y 550°C y cuyas capas blancas están constituidas principalmente por la fase Fe₂₋₃N o Fe₄N. Sobre la base de los resultados obtenidos se concluye lo siguiente:

El tratamiento a 450°C permite la formación de una capa nitrurada cuya región más externa está constituida predominantemente por la fase hexagonal Fe₂₋₃N, mientras que el tratamiento a 550°C resulta en una capa predominantemente constituida por la fase Fe₄N.

En ambas capas nitruradas el mecanismo de desgaste se considera abrasivo, al igual que el que ocurre para acero sin tratamiento. Sin embargo, el nivel de desgaste disminuye de forma importante en ambas muestras nitruradas respecto del obtenido para el material sin tratamiento. La capa obtenida a 450°C presenta el menor nivel de desgaste, el cual representa tan solo 1/23 parte del obtenido para el material sin tratamiento. Es de destacar también, que no se requiere un tratamiento a más alta temperatura para alcanzar un buen desempeño en desgaste bajo las condiciones aquí evaluadas.

5. REFERENCIAS.

[1] Isakov, Edmund. (2009), "Cutting Data for Turning of Steel", Industrial Press, Ch.1, pp. 10.

[2] D.M. Sekban, S.M. Akterer, O. Saray, Z.Y. Ma, G. Purcek. (2018), "Formability of friction stir processed low carbon steels used in shipbuilding", Journal of Materials Science & Technology, V 34, No. 1, pp. 237-244.

[3] C.A. Llanes Leyva, Cristina Godoy, A.C. Bozzi, J.C. Avelar-Batista Wilson. (2011), "Ultra-low carbon (ULC) steel modified by triode plasma nitriding and PVD coating: Effects on micro-abrasive wear behavior", Surface and Coatings Technology, V. 206, No. 7, pp. 1796-1808.

[4] Young Gun Ko, Yang Gon Kim, Kotiba Hamad. (2020), "Microstructure optimization of lowcarbon steel using differential speed rolling deformation followed by annealing", Materials Letters, V. 261, pp. 127154.

[5] D M Sekban, S M Aktarer, H Yanar, A Alsaran and G Purcek. (2017), "Improvement the wear behavior of low carbon steels by friction stir processing", IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, V.174, pp. 012058.

[6] Ko, Y.G., Widiantara, I. and Hamad, K. (2017), "On the Considerability of DSR (Differential Speed Rolling) as a Severe Plastic Deformation Method", Advanced Engineering Materials, V. 19, pp. 1600722.

[7] Jiaqi Duan, Haiming Wen, Caizhi Zhou, Xiaoqing He, Rinat Islamgaliev, Ruslan Valiev. (2020) "Discontinuous grain growth in an equal-channel angular pressing processed Fe-9Cr steel with a heterogeneous microstructure", Materials Characterization, V. 159, pp. 110004.

[8] Fernandes Frederico Augusto Pires, Picone Carlos Alberto, Totten George Edward, Casteletti Luiz Carlos. (2018) "Corrosion Behavior of Plasma Nitrided and Nitrocarburised Supermartensitic Stainless Steel", Materials Research, V. 21, No. 3, pp. 20160793.

[9] Fatih Kahraman, Gökçe Mehmet Gençer, Ayça D. Kahraman , Coşkun Yolcu, Haydar Kahraman. (2019) "Low-temperature nitriding behavior of compressive deformed aisi 316ti austenitic stainless steels", Surface Review and Letters, V. 26, No. 5, pp. 1850188.

[10] Guo-Hua Zhao, Ragnhild E. Aune, Nuria Espallargas. (2016) "Tribocorrosion studies of metallic biomaterials: The effect of plasma nitriding and DLC surface modifications", Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, V. 63, pp. 100-114.

[11] Aniruddha Samanta, Himel Chakraborty, Manjima Bhattacharya, Jiten Ghosh, Monjoy Sreemany, Sandip Bysakh, Ramkrishna Rane, Alphonsa Joseph, Ghanshyam Jhala, Subroto Mukherjee, Mitun Das, Anoop K. Mukhopadhyay. (2017) "Nanotribological response of a plasma nitrided bio-steel", Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, V. 65, pp. 584-599 [12] H. Forati Rad, A. Amadeh, H. Moradi. (2011) "Wear assessment of plasma nitrided AISI H11 steel", Materials and Design, V. 32, No. 5, pp- 2635-2643,

[13] K. Ram Mohan Rao, K. Trinadh, Corinne Nouvea. (2020) "Effects on corrosion resistance of low alloy steel after plasma nitriding at elevated temperature", Mat. Today: Proceedings, in press.
[14] Pye D. (2003), "*Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing*", USA, ASM Int., pp.31

[15] Díaz-Guillén, J.C., Alvarez-Vera, M., Díaz-Guillén, J.A. et al. (2018), "A Hybrid Plasma Treatment of H13 Tool Steel by Combining Plasma Nitriding and Post-Oxidation", Journal of Materials Engineering and Performance, V.27, pp. 6118–6126.

[16] Roliński, E., Sharp, G. & Arner. (2005) "Negative effects of reactive sputtering in an industrial plasma nitriding", Journal of Materials Engineering and Performance V. 14, pp. 343–350.

[17] Fanyong Zhang, Mufu Yan. (2014) "Microstructure and Wear Resistance of in situ Formed Duplex Coating Fabricated by Plasma Nitriding Ti Coated 2024 Al Alloy", Journal of Materials Science and Technology, V.30, No.12, pp. 1278-1283.

[18] F.A.P. Fernandes, S.C. Heck, C.A. Picone, L.C. Casteletti. (2020) "On the wear and corrosion of plasma nitrided AISI H13", Surface and Coatings Technology, V. 381, pp. 125216,

[19] O. Durst, J. Ellermeier, C. Berger. (2008) "Influence of plasma-nitriding and surface roughness on the wear and corrosion resistance of thin films (PVD/PECVD)", Surface and Coatings Technology, V. 203, No. 5–7, pp. 848-854.