

Effect of Tempering Temperature on Microstructural, Crystallographic and Wear Resistance Properties of AISI / SAE 1045 Steel

Efecto de la temperatura de revenido en las propiedades microestructurales, cristalográficas y resistencia al desgaste del acero AISI/SAE 1045

R. Echeverry  ; H. Jiménez  ; V. J. Benavides 

DOI: <https://doi.org/10.22517/23447214.23731>

Artículo de investigación científica y tecnológica

Abstract— In this work, the effect of tempering temperature on the microstructural, crystallographic and wear properties of AISI / SAE 1045 steel is analyzed. The samples were obtained by machining a 5/8 " rod of AISI / SAE 1045 commercial steel, until obtaining cylindrical specimens with a diameter of 40 mm and 5 mm of thickness. These samples were subjected to thermal treatments of normalization, quenching and tempering, carried out at temperatures of 460 ° C, 507 ° C, 554 ° C and 600 ° C, in order to cover the range of tempering temperatures recommended by literature and steel manufacturers, for this material. In the adhesive wear test, a pin-on-disk tribometer was used to obtain the wear rate of the samples subjected to the different tempering conditions. The wear tracks were analyzed by means of scanning electron microscopy. The microstructure obtained in each heat treatment was analyzed by metallography studies. Likewise, hardness measurements were made at the different tempering conditions.

Index Terms— AISI/SAE 1045, ASTM G99, tempering, pin-on-disk, XRD.

Resumen— En este trabajo se analiza el efecto que tiene la temperatura de revenido en las propiedades microestructurales, cristalográficas y de desgaste del acero AISI/SAE 1045. Las muestras se obtuvieron por mecanizado de una varilla de 5/8" de acero comercial AISI/SAE 1045, hasta obtener probetas cilíndricas de 40 mm de diámetro y 5 mm de espesor. Estas muestras se sometieron a tratamientos térmicos de normalizado, temple y revenido, el cual se realizó a temperaturas de 460 °C, 507 °C, 554°C y 600 °C, esto con el fin de abarcar el rango de temperaturas de revenido recomendadas, por la literatura y los fabricantes de acero, para este material. En el ensayo de desgaste adhesivo se utilizó un tribómetro pin-on-disk, para obtener tasa de desgaste de las muestras sometidas a las diferentes condiciones de revenido. Las huellas de desgaste se analizaron por medio de microscopía electrónica de barrido. La microestructura obtenida en cada tratamiento térmico se analizó mediante estudios de metalografía. Así mismo se realizaron medidas de dureza a las diferentes condiciones de revenido.

Este manuscrito fue enviado el 04 de mayo de 2020 y aceptado 23 de abril 2021. Hernando Jimenez es profesor de la facultad FIMEB de la Universidad Antonio Nariño Cl. 22 Sur ##12D-81, Bogotá, Cundinamarca, pertenece al grupo de investigación REM. hernando.jimenez@uan.edu.co

Palabras claves— AISI/SAE 1045, ASTM G99, revenido, pin-on-disk, XRD.

I. INTRODUCCIÓN

EL acero AISI/SAE 1045, es un acero clasificado como bajo o medio carbono, debido a que en su composición el porcentaje en peso del carbono varía entre los 0,42% y 0,5% [1]. Este material es utilizado normalmente para la construcción de piezas forjadas a las cuales se les brindan propiedades mecánicas específicas para la producción de maquinaria, piezas de uso en la industria automotriz y fabricación de herramientas agrícolas en general [1,2]. El desempeño de las piezas producidas con acero AISI/SAE 1045, depende en gran medida de las condiciones a las cuales se realiza el tratamiento térmico. En este aspecto los reportes de la literatura son amplios, enfatizando en el desempeño mecánico y electroquímico del material sometido a diferentes condiciones de temple y revenido [3, 4,5].

En este trabajo se presentan los resultados del proceso de caracterización cristalográfica, microestructural y de dureza del acero AISI/SAE 1045 sometido a 4 diferentes temperaturas de revenido, que abarcan el rango de temperaturas recomendadas por el fabricante [6]. Estas propiedades se correlacionan con la resistencia al desgaste, evaluado por la técnica de técnica pin-on-disk, bajo la norma ASTM G99-05.

II. MATERIALES Y PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTALES

Las probetas utilizadas en el proceso de caracterización fueron obtenidas por mecanizado de una varilla de 5/8" de acero comercial AISI/SAE 1045, para obtener piezas cilíndricas de 40 mm de diámetro y 5 mm de espesor, las cuales fueron sometidas

Roger Daniel Echeverry Garzon es ingeniero mecánico egresado de la Universidad Antonio Nariño Cl. 22 Sur ##12D-81, Bogotá.

Vicente Benavides es jefe de los laboratorios en GMAS LAB. Bogotá (vbenavides@gmaslab.com)



a tratamientos térmicos de normalizado a 880 °C, temple 850°C y revenido a 460 °C, 507 °C, 554 °C y 600 °C.

La caracterización cristalográfica se realizó utilizando un difractómetro BRUKER D2 PHASER, en geometría Bragg-Brentano con radiación Cu K α de longitud de onda $\lambda = 0,15406$ nm, con un paso de $0,02^\circ$ y un tiempo de 4 segundos por paso. El análisis de los espectros de difracción se realizó utilizando el modelo de Williamson-Hall, el cual relaciona el ensanchamiento total a la mitad de altura del pico de difracción “FWHM” con la contribución realizada por la microdeformación de la red cristalina, el tamaño del cristalito y el ensanchamiento instrumental [7,8] de acuerdo con (1).

$$\beta_T^2 = \beta_C^2 + \beta_S^2 + \beta_i^2 \quad (1)$$

Donde β_T representa el ensanchamiento total a mitad de los picos de difracción “FWHM”, β_C es la contribución al ensanchamiento por efecto del tamaño del cristalito, β_S es el ensanchamiento por microdeformación de la red cristalina y β_i es el ensanchamiento instrumental. Usando la ecuación de Scherrer, las contribuciones de tamaño de cristalito y microdeformación vienen dadas por [9]:

$$\beta_C = \frac{k\lambda}{L\cos\theta} \quad (2)$$

$$\beta_S = \frac{4\xi\sin\theta}{\cos\theta} \quad (3)$$

Donde L representa el tamaño del cristalito en la dirección normal a los planos de difracción, ξ representa la microdeformación de la red y k es la constante de Scherrer, la cual es 0,94 para cristales con simetría cúbica.

Para la determinación del parámetro de red se relacionó la ley de Bragg con la distancia interplanar de cada uno de los planos de difracción reportados en los espectros del acero. El parámetro de red se determinó graficando los parámetros de red vs la función de Nelson-Riley “NRF”, la cual está dada por [10,11]:

$$NRF = \frac{1}{2} \left(\frac{\cos^2\theta}{\sin\theta} + \frac{\cos^2\theta}{\theta} \right) \quad (4)$$

El intercepto del ajuste lineal realizado a la distribución de los parámetros de red en función de la función de Nelson-Riley, entrega el valor preciso del parámetro de red de la estructura cúbica del acero.

Los cambios en la orientación cristalográfica de las probetas de acero, producto de los tratamientos térmicos se analizaron por medio del coeficiente de orientación C_{hkl} .

$$C_{hkl} = \frac{\frac{I}{I_0}}{\frac{1}{n} \sum \frac{I_{hkl}}{I_0}} \quad (5)$$

Donde $I_{(hkl)}$ es la mayor intensidad relativa de los picos de orientación (hkl), I_0 es la intensidad de la muestra del patrón de polvo según carta con código de referencia: 03-065-4899 y n es

el número de picos de difracción. Para la determinación de la microestructura y el tamaño de grano de las muestras se realizaron análisis metalográfico de las superficies sometidas a cada tratamiento térmico.

Para las medidas de dureza se utilizó un durómetro ACCUPRO ROCKWELL HARDNESS TESTER, en la escala HRC, con una carga de 150 Kg-f. Así mismo, el ensayo de desgaste adhesivo se utilizó un tribómetro pin-on-disk, con una carga de 29,5 N y con un tiempo de ensayo de 30 minutos, utilizando como pin una bola de acero endurecido de 10 mm de diámetro.

La variación topográfica de la tribosuperficie, así como el ancho de la huella de desgaste, se obtuvo utilizando un microscopio electrónico de barrido PHENOM XL. Con el ancho de la huella de desgaste se determinó la tasa de desgaste de acuerdo con (6), la cual está contemplada en la norma “ASTM” G99-04, para sistemas en los cuales el desgaste ocurre sobre la muestra y no sobre el pin.

$$k = \frac{V_p}{PL} \quad (6)$$

III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La Fig. 1 muestra los resultados obtenidos de los análisis metalográficos de las muestras sometidas a tratamientos térmicos y sin tratar. Las micrografías fueron tomadas a una escala de 10 μm y muestran una microestructura típica del acero, con fase clara para la ferrita y oscura para la perlita, para las muestras sin tratamiento térmico y aquellas sometidas a normalizado. Para las muestras sometidas a temple a las distintas condiciones de revenido se puede apreciar una microestructura típica de la martensita revenida. El tamaño de grano de las muestras varío entre los 6 y 7 μm .

La Fig. 2 muestra los patrones de “DRX” para las muestras de acero “AISI/SAE” 1045, sometido a los diferentes tratamientos térmicos y sin ser tratado. Se observan patrones típicos del hierro con estructura cúbica centrada en el cuerpo típico de la ferrita, con reflexiones en los planos (110), (200), (211) y (220), con una mayor intensidad para el plano (110). No se evidenció la presencia de picos relacionados con austenita ni martensita, lo que podría significar que no se alcanzó una estructura de doble fase a temperatura ambiente posterior a los tratamientos térmicos, sin embargo, esta microestructura resultó evidente en los análisis metalográficos, lo que indica que el proceso de temple se realizó sobre la temperatura intrínseca Ac3 [12,13].

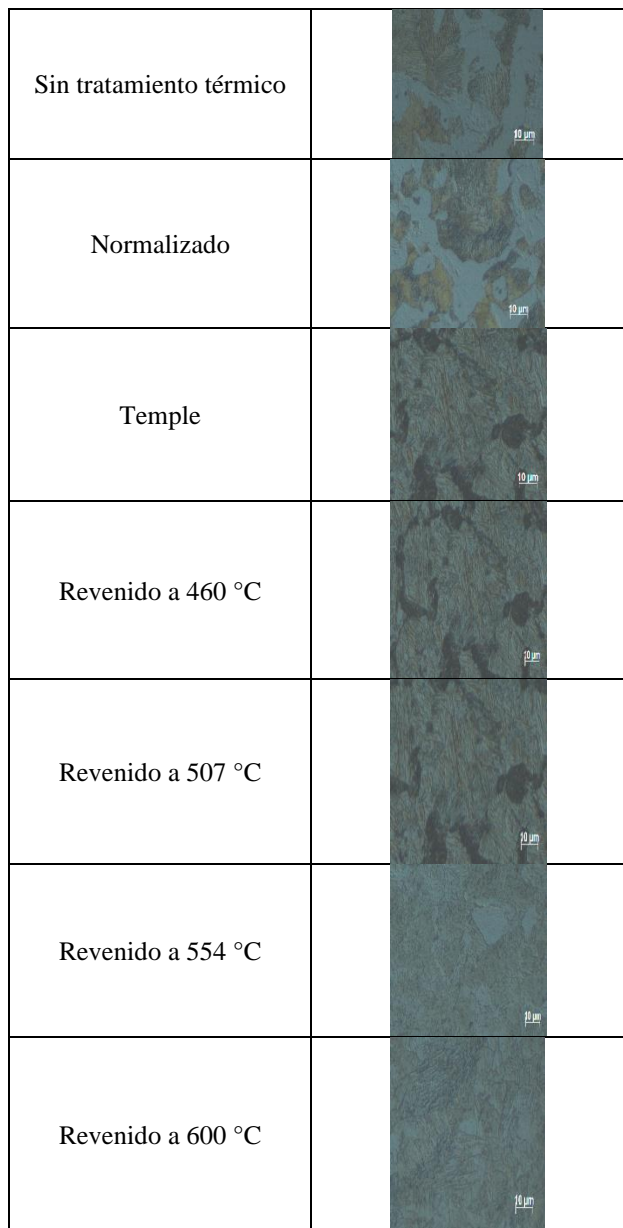


Fig. 1. Análisis metalográfico del acero 1045.

La ausencia de picos de difracción relacionados con la estructura martensítica se puede deber a una baja tetragonalidad de este constituyente producido en el proceso de enfriamiento, lo que produce un parámetro de red similar al de la ferrita como es reportado por Bakshi, Leiro, Prakash y Bhadeshia [13,14,15,16]. Así mismo, los picos de difracción característicos de la martenita son muy cercanos a los picos de la ferrita, por lo que su registro se dificulta cuando se tiene una alta predominancia del hierro α en los espectros de DRX.

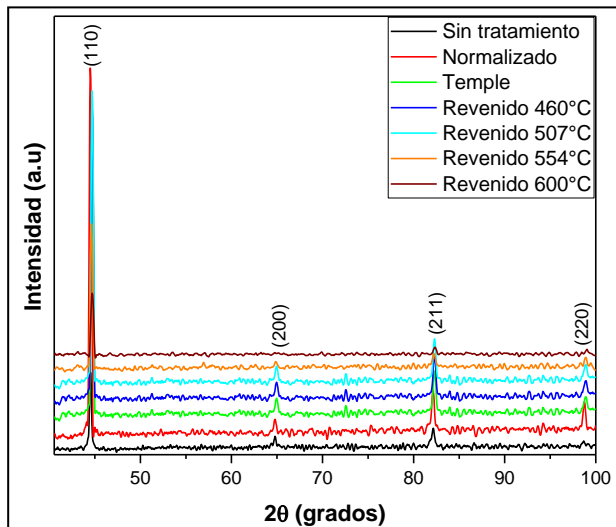


Fig. 2. Patrones de XRD de las muestras de acero AISI/SAE 1045.

La variación del coeficiente de orientación cristalográfica “CHKL” se muestra en la Fig. 3. La grafica revela un incremento significativo en la orientación del plano (110) para el tratamiento de normalizado en comparación del material sin tratar. El tratamiento de temple y los posteriores procesos de revenidos atenuaron el grado de orientación cristalográfica de la estructura cristalina del acero.

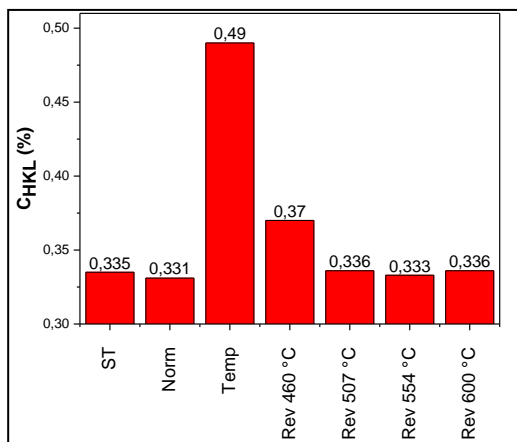


Fig. 3. Variación del CHKL del acero AISI/SAE 1045 sometido a los diferentes tratamientos térmicos

El parámetro de red calculado para las muestras tenía un valor promedio de 0,287 nm, el cual concuerda con el parámetro de red del patrón de referencia. Este parámetro no presentó variaciones significativas con respecto a los tratamientos térmicos realizados.

Se realizó el cálculo del tamaño de cristalito (Fig. 4) y microdeformación de la red (Fig. 5) para analizar las variaciones de la red cristalina ante los tratamientos térmicos.

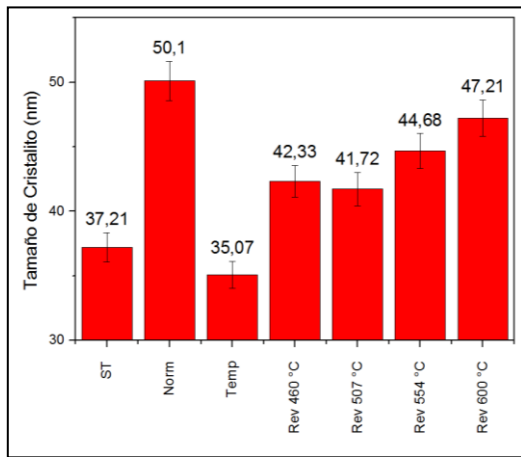


Fig. 4. Variación del tamaño de cristalito del acero AISI/SAE 1045 sometido a los diferentes tratamientos térmicos.

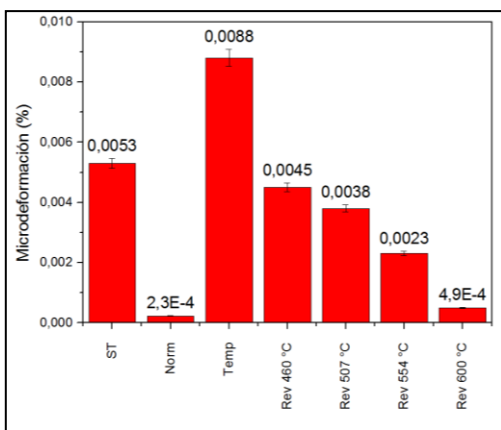


Fig. 5. Microdeformación de la red cristalina del acero AISI/SAE 1045 sometido a los diferentes tratamientos térmicos.

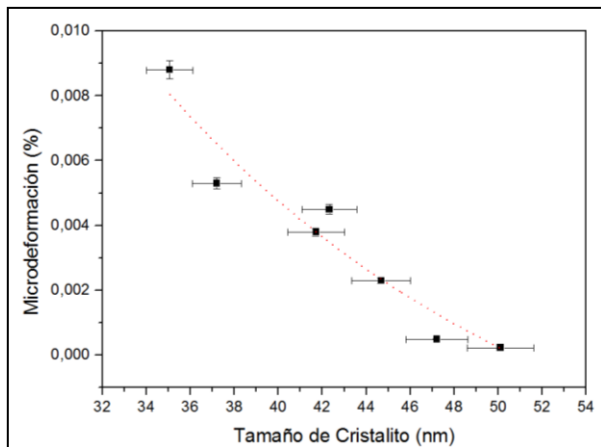


Fig. 6. Tamaño de cristalito en función de la Microdeformación de la red cristalina en el acero AISI/SAE 1045 sometido a los diferentes tratamientos térmicos.

La Fig. 5 muestra que el tratamiento térmico de normalizado redujo las tensiones residuales que tenía el material en estado natural. Estas tensiones aumentaron en gran medida al realizarse el tratamiento térmico de temple. También se aprecia que el proceso de revenido reduce las tensiones producidas por el proceso de temple. Al analizar la relación entre estos dos parámetros cristalográficos, mostrada en la Fig. 6, se hizo evidente que una reducción en el tamaño del cristalito induce

un aumento en la microdeformación de la red cristalina, esto debido a que con la reducción del tamaño del cristalito se produce un aumento en el número de fronteras entre los cristalitos generando una microtensión de la red, lo que coincide con lo reportado por R.G. Pavelko y K. Maniammal [17,18], quienes determinaron un alto nivel en las tensiones residuales para límites pequeños de tamaño de cristalito en recubrimientos de SiO₂.

Las medidas de dureza, mostradas en la Fig. 7, confirman que el proceso de revenido mantiene una alta dureza en comparación con el material normalizado. Este nivel de dureza es en la mayoría de los casos de revenido mayor al material en estado natural, lo que sugiere que el material adquirido tenía en su proceso de fabricación un tratamiento de temple con un subsecuente revenido.

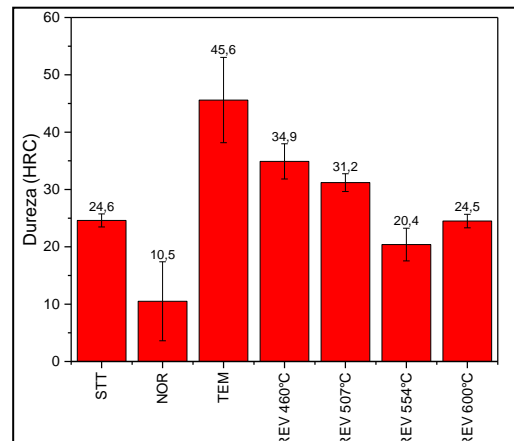


Fig. 7. Dureza del acero AISI/SAE 1045 sometido a los diferentes tratamientos térmicos.

Los valores de dureza obtenidos mostraron relación con el grado de orientación cristalográfica de las muestras, como se evidencia en la fig 8. Esto debido a que el plano (110) es el de mayor densidad planar, por lo que entre más alta es la orientación en el plano (110) se requiere un mayor nivel de estrés para activar las dislocaciones de la red cristalina.

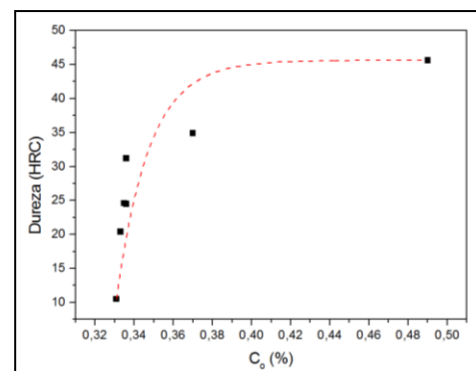


Fig. 8. Dureza en función del coeficiente de orientación cristalográfica de las muestras de acero AISI/SAE 1045 sometido al proceso de templado.

La dureza de las probetas de acero AISI/SAE 1045, presento una estrecha relación con la resistencia al desgaste, la cual fue evaluada por la técnica de pin-on-disk. La Fig. 9 muestra la imagen tomada por medio de microscopia electrónica de

barrido de la huella producida en la muestra sometida al proceso de templado. Utilizando el valor promedio del ancho de la huella de desgaste se calculó la tasa de desgaste a cada condición estudiada, por medio de la (6). Estos valores se muestran en la Fig. 10.

Los resultados experimentales muestran que las probetas que obtuvieron una mayor dureza presentaron una mayor resistencia al desgaste (Fig. 11), lo que concuerda con lo reportado por Trevisol [19].

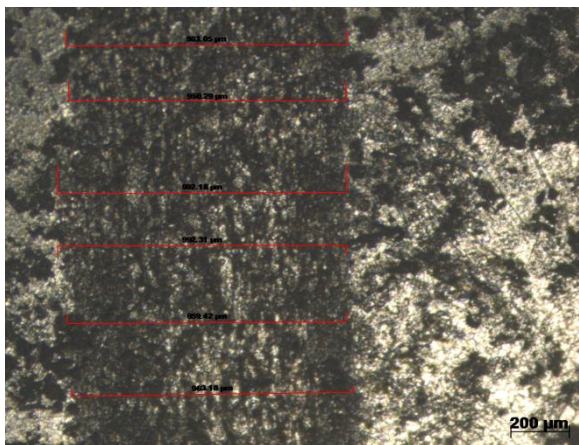


Fig. 9. Huella de desgaste de las muestras de acero AISI/SAE 1045 sometido al proceso de templado.

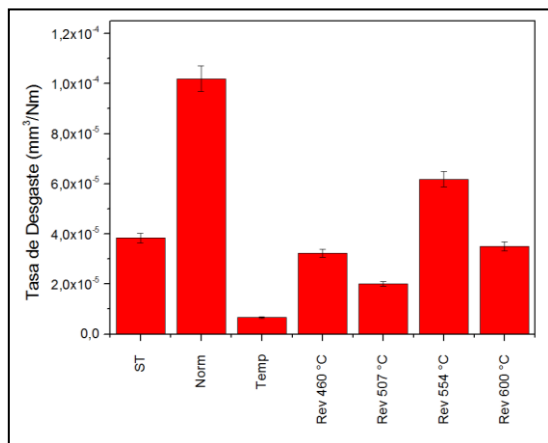


Fig. 10. Tasa de desgaste de las muestras de acero AISI/SAE 1045 sometido a los diferentes tratamientos térmicos.

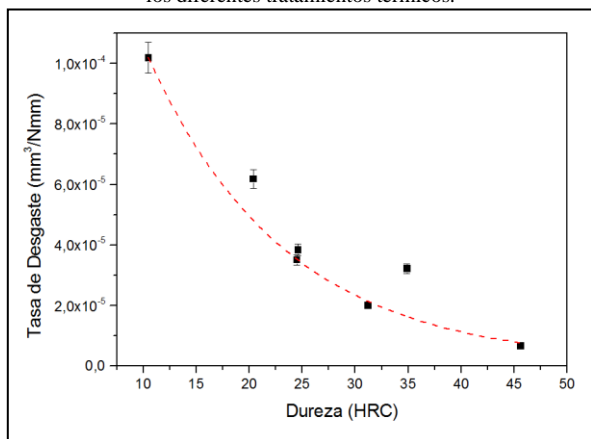


Fig. 11. Tasa de desgaste en función de la dureza de las muestras de acero AISI/SAE 1045 sometido a los diferentes tratamientos térmicos.

Las observaciones de las huellas de desgaste, realizadas por microscopia electrónica de barrido, también evidenciaron la formación de surcos, lo que sugiere un mecanismo de desgaste de microarado, así como zonas aplanadas de material lo que indica la ocurrencia de procesos de microfata (Fig. 12). Los procesos de microfata fueron más evidentes en las muestras que fueron sometidas al tratamiento térmico de normalizado.

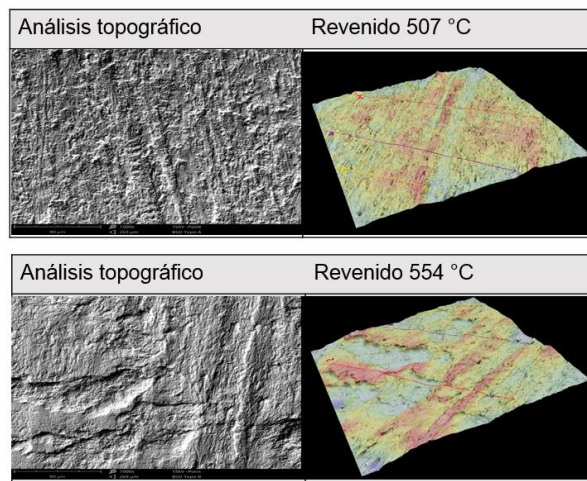


Fig. 12. Análisis topográfico de las huellas de desgaste de las muestras de acero AISI/SAE 1045 sometido a los diferentes tratamientos térmicos.

IV. CONCLUSIONES

Los resultados presentados en este trabajo demuestran que la temperatura de revenido presenta una alta relevancia en el estudio tribológico del acero AISI/SAE 1045.

La variación de la temperatura de revenido afecta el grado de orientación cristalográfica, la cual se relaciona con la dureza del acero. Esto adquiere importancia al demostrarse que altos valores de dureza generan bajas tasas de desgaste ante los ensayos de pin-on-disk.

El análisis de las huellas de desgaste sugiere mecanismos de desgaste de microarado y microfata. La microfata se acentúa en las muestras sometidas a normalizado, lo que sugiere una matriz de tipo dúctil, mientras que el microarado es más evidente en las muestras sometidas al proceso de templado, lo que corresponde con una matriz de tipo frágil.

REFERENCIAS

- [1]. Compañía General de Aceros S.A.-, “catálogo de productos, SAE 1020 y 1045 aceros ingeniería al carbono”. 2007.
- [2]. Ferrocortes, soluciones en el acero SAS, “catálogo de productos, barras de acero al carbono AISI / SAE 1045” 2012.
- [3]. Niño E., Salinas D., Parada F., Pena D., Zhabon Va. “Modificación superficial del acero AISI/SAE 1045 con iones de nitrógeno y titanio”. *ITECKNE*, Vol. 8 Número 1, ISSN 1692 – 1798 pp. 31 – 36, Julio, 2011. DOI: <https://doi.org/10.15332/iteckne.v8i1.259>
- [4]. Vargas J., Ureña J. “Influencia del tiempo de revenido en las propiedades mecánicas de dureza y Resistencia a la tensión de un

- acero SAE 1045”, Universidad Distrital Francisco José de Caldas, 2015.
- [5]. Bohórquez C., Sabogal E., Rodríguez Á., Moreno J. “Caracterización microestructural de un acero AISI/SAE 1045 tratado térmicamente en el intervalo intercrítico”, Universidad libre. 2014
- [6]. José Antonio Puerto Molina, “Influencia del tiempo de revenido en la resistencia al desgaste abrasivo de un acero AISI/SAE 1045 templado desde temperaturas intercríticas”, Universidad libre de Colombia, 2018.
- [7]. Khorsand Zak A, Abd, Majid WH, Abrishami, ME, Yousefi R, “X-ray analysis of ZnO nanoparticles by Williamson-Hall and size-strain plot methods”. *Solid State Sci*, vol. 13:251-6. 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solidstatesciences.2010.11.024>
- [8]. Mote Vd, Puroshotham Y, Dole BN. “Williamson-Hall analysis in estimation of lattice strain in nanometer-sized ZnO particles” *J Theor Appl Phys*;6 (December). 2012. DOI: <https://doi.org/10.1186/2251-7235-6-6>
- [9]. Diana Maulanda, Jitraporn Wongsangam, Hernando Jimenez. “Effects on hardness and microstructure of AISI 1020 low-carbon Steel processed by high-pressure torsion”, *J Mater Res Tech*; 6 (4): 355-360, 2017. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2017.05.002>
- [10]. Loghman-Estarki MR, Davar F, Ghorbani S, Zendehehd M, Taherian MH. “Synthesis and characterization of aluminium oxy nitride (ALON) from the nanosized gel precursor”. *Ceram Int*;42 (November):16861-6. 2016. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.07.180>
- [11]. Baykal A, Esir S, Demir A, Guner S, “Magnetic and optical properties of Cu_{1-x}Zn_xFe₂O₄ nanoparticles dispersed in a silica matrix by a sol-gel auto-combustion method”. *Ceram Int*;41(January (1))231-9. Part A. 2015. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.08.063>
- [12]. Abadias G. “Stress and preferred orientation in nitride-based PVD coatings. *Surf Coat Technol*”; 202:2223-35. 2008. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.08.029>
- [13]. Katsich, E. Badisch, “Effect of carbide degradation in a Ni-based hardfacing under abrasive and combined impact/abrasive conditions”, *Surface & Coatings Technology*, Vol 206, 1062–1068. 2011. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.07.064>
- [14]. Alejandro Leiro, Arash Roshan, Karl-Gustaf Sundin, Esa Vuorinen & Braham, Prakash, “Fatigue of 0.55C-1.72Si Steel with Tempered Martensitic and Carbide-Free Bainitic Microstructures”, *Acta Metallurgica Sinica* (English Letters) 27(1):55-62. January 2014. DOI:<https://doi.org/10.1007/s40195-013-0020-4>
- [15]. Francis J.A., Cantin G.M.D., Mazur W., Bhadeshia H.K. “Effects of weld preheat temperature and heat input on type IV failure”. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 14 (5): 436. 2009. DOI:<https://doi.org/10.1179/136217109X415884>
- [16]. Kumar B.S., Tewari S.P., Prakash J. “A review on effect of preheating and/or post weld heat treatment (PWHT) on mechanical behavior of ferrous metals”. *International Journal of Engineering Science and Technology*, vol. 2 (4), 625-631. 2010. DOI:
- [17]. R.G. Pavelko, F. Gispert-Guirado, E. Llobet, “Parametric line profile analysis for in situ XRD of SnO₂ materials: Separation of size and strain contributions”, *Solid State Ionics*, Vol 255 21-29. 2014. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.ssi.2013.11.028>
- [18]. K. Maniammal, G.Madhu, V.Biju, “X-ray diffraction line profile analysis of nanostructured nickel oxide: Shape factor and convolution of crystallite size and microstrain contributions”, *Physica E*, Vol 85, 214-222. 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ssi.2013.11.028>

- [19]. Céline Trevisiol, Abdeljalil Jourani, Salima Bouvier, “Effect of hardness, microstructure, normal load and abrasive size on friction and on wear behaviour of 35NCD16 steel”, *Wear*, Vol 388–389 101–111. 2017. DOI:<https://doi.org/10.1016/j.wear.2017.05.008>



Hernando Jiménez Forero. Ingeniero Físico (2005) y Máster en ciencias-Física (2010) de la Universidad Nacional de Colombia-sede Manizales. PhD en Ingeniería – Ciencia y tecnología de materiales de la Universidad Nacional de Colombia sede Bogotá. Profesor de la facultad de Ingeniería Mecánica, Electrónica y Biomédica de la Universidad Antonio Nariño sede Bogotá sur e investigador del grupo REM (Research in Energy and Materials). Área de investigación, producción y caracterización química, morfológica, mecánica, cristalográfica, tribológica y electroquímica de materiales.

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2493-0419>



Roger Daniel Echeverry Garzon. Nació en Bogotá, Colombia. En 1989. Recibió el grado en ingeniería Mecánica en la Universidad Antonio Nariño, Bogotá, en 2020. Autor de esta investigación en el Laboratorio de Mecánica, en la Universidad Antonio Nariño, para obtener el título de Ingeniero Mecánico.

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8836-4874>



Vicente Benavides Palacios Ingeniero Físico (2005) y Máster en ciencias-Física (2008) de la Universidad Nacional de Colombia-sede Manizales. Candidato a Doctor en Ingeniería de la Universidad Tecnológica de Luleå en Suecia y de la Universidad de Saarland en Alemania. Jefe de laboratorios en GMAS Lab. Área de investigación, desorden en materiales basados en fullerenos, grafeno y en estructuras arcillosas. Nano-arquitectura de carbones amorfos con super y ultra dureza.

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8275-4708>