

FATIGA POR FLEXIÓN/ROTACIÓN EN UN ACERO FUNDIDO CARBO-AUSTEMPERADO

Oscar Ríos ^{1*}, Claudia Serna ², Ricardo Aristizábal ³, Laura Vargas ⁴

1: Estudiante PhD en Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Grupo GIPIMME, Medellín, Colombia

2, 3: Profesor Asociado, Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales, Universidad de Antioquia, Grupo GIPIMME, Medellín, Colombia

4: Estudiantes de Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Grupo GIPIMME, Medellín, Colombia

* E-Mail: eduardo.rios@udea.edu.co

RESUMEN

En el uso de microestructuras bainíticas para el fortalecimiento superficial de los aceros, se han registrado estudios desde el año 2002 [1–3]. Debido a las prometedoras propiedades obtenidas, combinación de alta resistencia última a la tensión (1,7-2,2 GPa), buena ductilidad (5-30%) y tenacidad excepcionalmente alta (45 MPam^{1/2}) [4–7], se visualiza una amplia gama de aplicaciones, en operaciones que involucren la aplicación de cargas cíclicas, como por ejemplo en ejes, engranajes y rodamientos, entre otros. A partir de esto, el trabajo actual tiene como objetivo estudiar el comportamiento en fatiga de un acero fundido, de bajo contenido de carbono (0.3C-1.9Si-0.5Mn-0.9Cr %wt.), sometido a tratamiento térmico de carbo-austemperado. Las pruebas de fatiga se llevaron a cabo en condiciones de flexión/rotación en muestras carburizadas hasta 0,7%C en la superficie y tratadas isotérmicamente a 250 °C y 300 °C, después de lo cual, se examinaron las superficies de fractura y las características microestructurales mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) y por difracción de rayos X (DRX). Los resultados mostraron que parámetros microestructurales, como la fracción volumétrica de la ferrita bainítica, el espesor de placa de ferrita bainítica, el contenido de carbono de la austenita retenida y la cantidad de austenita en bloques son factores importantes que controlan la resistencia a la fatiga en este tipo de materiales.

Palabras clave: Carbo-austemperado, fatiga, austenita retenida, transformación bainítica.

ROTATING BENDING FATIGUE OF A CARBO-AUSTEMPERED CAST STEEL

ABSTRACT

Studies on the use of bainitic microstructures for surface strengthening of steels have been recorded since 2002 [1–3]. Due to the promising properties obtained, combination of high ultimate tensile strength (1.7-2.2 GPa), good ductility (5-30%) and exceptionally high tenacity (45 MPam^{1/2}) [4–7], a wide range of applications is visualized, in operations involving the application of cyclic loads, such as shafts, gears and bearings, among others. From this, the current work aims to study the fatigue behavior of a low carbon cast steel (0.3C-1.9Si-0.5Mn-0.9Cr wt. %), subjected to a carbo-austempered heat treatment. Fatigue tests were carried out under rotating bending conditions

on carburized samples up to 0.7 %C on the case and isothermally treated at 250 °C and 300 °C, after which fracture surfaces and microstructural characteristics were examined by scanning electron microscopy (SEM) and X-ray diffraction (XRD). The results showed that microstructural parameters such as the volume fraction of the bainitic ferrite, the thickness of the bainitic ferrite plate, the carbon content of the retained austenite and the amount of blocky austenite are important factors controlling the fatigue resistance in this type of materials.

Keywords: Carbo-austempering, fatigue, retained austenite, bainitic transformation.

1. INTRODUCCIÓN

El tratamiento térmico de carbo-austemperado consiste en someter un acero de bajo contenido de carbono, < 0,3 (wt. %), a un ciclo de carburización, seguido de un sostenimiento isotérmico a una temperatura que se encuentre entre la temperatura de inicio de formación de la martensita (M_s) y de inicio de la transformación bainítica (B_s), favoreciendo de esta manera la formación de estructuras bainíticas en la superficie [1]. Si bien la literatura sobre el comportamiento en fatiga de los aceros carbo-austemperados es poca, la presencia de austenita retenida permite realizar análisis comparativos con los aceros TRIP. El efecto TRIP se ha relacionado con efectos beneficiosos en la fatiga de estos materiales [4] y se pueden esperar efectos similares en los aceros bainíticos libres de carburos. Si la carga cíclica provoca una transformación de austenita en martensita, la propagación de micro-grietas puede retrasarse [4]. Otro efecto beneficioso puede ser el cierre de la punta de la grieta debido al cambio volumétrico cuando la transformación de austenita en martensita ocurre en la zona plástica por delante de la punta de la grieta [7]. Además, si la austenita es suficientemente estable (alta concentración de carbono), puede producirse un efecto de reducción de la punta de la grieta lo que reduce la concentración de tensión en dicha zona. Todos estos aspectos pueden ser responsables de retardar el crecimiento de grietas por fatiga y hacer que los aceros CFB sean una opción interesante [5].

Una de las dificultades encontradas para comprender la respuesta mecánica de aceros carburados frente al fenómeno de fatiga, es la gran cantidad de variables que afectan la resistencia. Las variables características del material introducidas por la carburación incluyen la profundidad de la capa, la oxidación intergranular (OIG), la austenita retenida (AR), la tensión residual y el tamaño de grano previo de la austenita (PAGS). A partir de esto, con el presente trabajo se busca aportar en el entendimiento de los fenómenos que encierra el daño por fatiga de aceros carbo-austemperados, ya que este fenómeno es causante de más del 80% de daños en este tipo de materiales.

2. METODOLOGÍA

El acero utilizado en el presente trabajo fue fundido en cilindros de $\Phi 60$ mm x 200 mm. Para lo que fue utilizando un horno de inducción de 50 KW, ubicado en el Laboratorio de Fundición de la Universidad de Antioquia, Medellín - Colombia. Después de la fusión, el acero fue desoxidado con un 0,1% de aluminio y colado a 1.620°C. La composición química de la aleación se determinó mediante espectrometría de emisión óptica (EEO) en un espectrómetro Bruker Q8 Magellan. La composición química obtenida fue: Fe-0.30C-1.87Si-0.55Mn-0.92Cr (wt. %). Para minimizar la segregación química del proceso de solidificación y eliminar la microestructura *as-cast*, el acero fue homogeneizado a 1.150°C durante 48h en atmósfera de vacío.

Posteriormente, se cortaron y se mecanizaron las probetas para la ejecución de los ensayos de tracción y fatiga cíclica mediante una máquina de control numérico por ordenador, de acuerdo a las normas ASTM E8 [8] y DIN50113[9]. Paso seguido, las probetas fueron carburizadas en un horno de carburización gaseosa. El proceso de carburización se llevó a cabo a una temperatura de 920 °C por un tiempo de 4 h, tiempo tras el cual las muestras se enfriaron dentro del horno a temperatura ambiente. La distribución del contenido de carbono desde la superficie hasta el núcleo se analizó utilizando EEO.

Las temperaturas de transformación isotérmica fueron seleccionadas de acuerdo con trabajos reportados en la literatura [5–7]. Además, se utilizaron muestras cilíndricas ($\Phi 3 \times 10$ mm) para evaluar cuantitativamente la cinética de transformación bainítica por medio de dilatometría de alta resolución, para lo que se utilizó un dilatómetro Bahr 805A. Después del ciclo de carburización, las muestras se sometieron a tratamiento térmico de carbo-austemperado: austenización a 900°C/15min y posterior sostenimiento isotérmico a 250 °C/480 min y 300 °C/240 min, con posterior enfriamiento en agua hasta temperatura ambiente.

Las pruebas de tracción se realizaron de acuerdo a la norma ASTM E8 [8], a temperatura ambiente con una velocidad de 1 mm/s en una máquina universal INSTRON 5984 con una celda de carga de 150KN. Las pruebas de fatiga se realizaron bajo condiciones de tensión rotativa en una máquina SCHENCK PUN 02889-ZS. En las pruebas, las muestras estaban sujetas a momento de flexión constante. El curso del proceso de carga de la muestra era sinusoidal con una relación de asimetría de ciclo de $R = -1$. Las condiciones de ensayo (tensión de carga y número de ciclos) se establecieron en función de los resultados obtenidos en los ensayos de tracción, buscando que la carga aplicada se encontrara al 40% de la resistencia última a la tracción. Finalmente, las probetas se llevaron hasta la fractura, con el fin de poder identificar mediante análisis fractográficos, la iniciación de grietas por fatiga, así como el tipo de fractura final.

Las muestras obtenidas se analizaron mediante microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB) y difracción de rayos X (DRX). Para la selección de las variables del ensayo de DRX, se verificaron datos registrados en la literatura [10–11]. Con base en lo cual, se decidió utilizar un ángulo 2θ , entre 30° y 100°, con un paso estándar de entre 0,02 y 0,05; la fuente empleada fue de cobalto ($K\alpha_1$ de 1.789Å). Además, para determinar el espesor de placa bainítica y austenítica, en cada condición de tratamiento isotérmico, se hizo uso de la metodología reportada por García-Mateo et. al. [12], la cual se basa en la medición de las intercepciones lineales en micrografías SEM, más una posterior corrección estereográfica aplicada a la intersección lineal media (L_T). Esta proyección estereográfica se aplica con el fin de tener en cuenta la no perpendicularidad de las placas de ferrita con respecto a la sección observada.

3. RESULTADOS Y ANÁLISIS

La microestructura producto del ciclo de homogeneización se caracteriza por colonias poligonales de α (55%) y perlita (45%), con un número de grano ASTM de 6,5, adicionalmente no hay presencia de carburos. La Figura 1 muestra micrografías ópticas representativas de la aleación en estado *as-cast* y homogeneizado.

Posterior al tratamiento térmico de carburización en medio gaseoso, se obtuvo una capa carburada con un contenido máximo en carbono de 0,75% y microestructura perlítica. En la Figura 2, se observa el perfil de concentración de carbono a lo largo de la capa carburada, donde la profundidad de capa promedio resultante fue de $1.200 \mu\text{m} \pm 34 \mu\text{m}$.

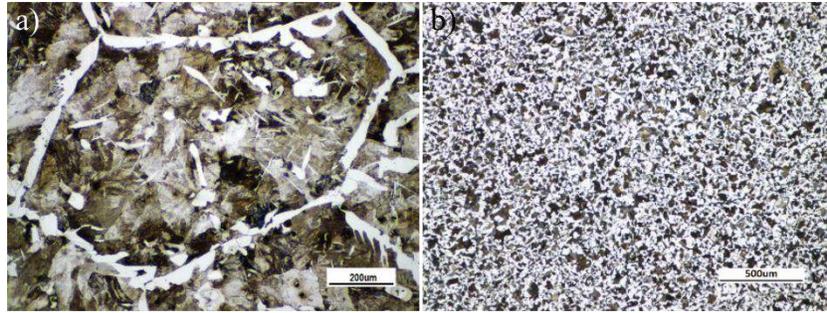


Figura 1. Micrografías ópticas acero objeto de estudio: (a) as-cast y (b) Homogenizado a 1.150 °C/48 h.

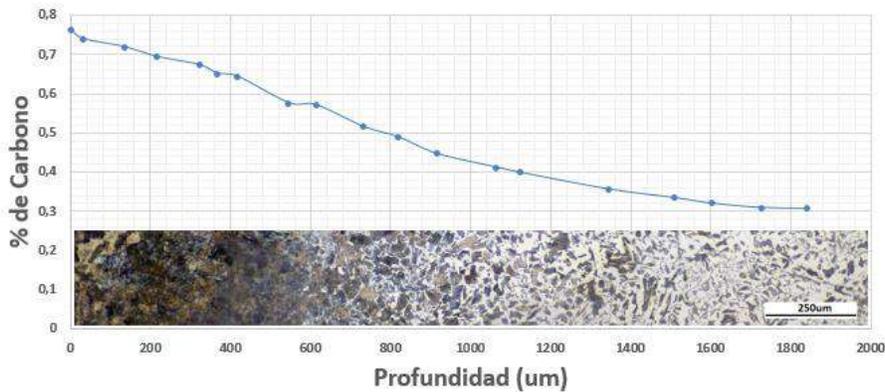


Figura 2. Perfil concentración de carbono obtenida del proceso de carburización gaseosa a 920 °C/4 h.

En la Figura 3, se muestran las micrografías MEB representativas de la superficie para las muestras transformadas isotérmicamente a 250 °C/480 min y 300 °C/240 min. Las microestructuras obtenidas y su evolución con la temperatura de transformación no difirieron de la ya reportado en la literatura [5]. La α_b es la fase dominante, con fracciones, V_{α_b} , que superan el 0,60 y espesores de placa, t_{α_b} , que van desde los 65nm hasta los 80nm. La γ enriquecida con carbono es la segunda fase dispersa, con sus dos morfologías distinguibles, como láminas entre las placas de α_b y bloques que separan las plumas bainíticas. De otro lado, cuando la temperatura de transformación se incrementó de 250°C a 300°C, la tendencia general fue que tanto la fracción como el espesor de placa austenítico, se incrementaron.

Para la condición 250 °C/480 min., la dureza es la más alta de los tratamientos realizados, 54HRC. Mientras que para la condición 300 °C/240 min., se obtuvo una dureza de 48HRC. Esta diferencia radica principalmente en el hecho de que a 250 °C se logra un mayor refinamiento de la estructura, cuando se comparan los espesores bainíticos y austeníticos. Para la condición de 250 °C los espesores fueron de 54 nm/45 nm y para la condición de 300 °C, 103 nm/70 nm, respetivamente. De otro lado, en los difractogramas realizados a las muestras en cada temperatura de transformación isotérmica, se pudieron identificar los picos característicos de la austenita retenida y de la ferrita (que puede ser ferrita bainítica, ferrita proeutectoide o martensita). Con el análisis de las intensidades fue posible determinar la fracción volumétrica de austenita retenida como 15% vol y 20% vol para las muestras transformadas isotérmicamente a 250 °C y 350 °C, respetivamente.

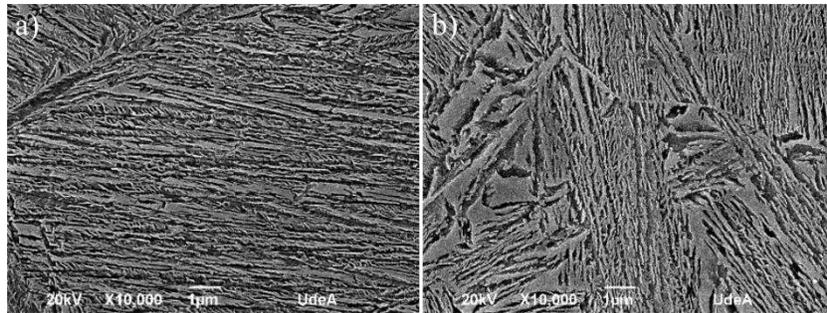


Figura 3. Micrografías electrónicas de barrido para superficies tratadas isotérmicamente: (a) 250°C/480min y (b) 300°C/240min.

De otro lado, la resistencia máxima a la tracción (UTS) para los tratamientos realizados a 250 °C y 300 °C fue de 1,3 GPa y 1GPa, respectivamente. Las imágenes MEB típicas de las zonas de falla por fatiga se presentan en la Figura 4. A partir de estas imágenes se logró determinar que la fractura para ambas condiciones evaluadas es del tipo dúctil, caracterizada por la formación de micro hoyuelos [13–15]. Además, en las zonas cercanas a la superficie de los especímenes, se logró identificar la presencia de grietas secundarias, Figura 4b, lo cual está asociado con el desacople mecánico de las interfaces de ferrita/austenita. Por lo que cuando el frente de la grieta, formada por fatiga se propaga cerca de la interfaz, la transformación de fase de austenita a martensita es inducida por una fuerte concentración de tensión en la punta de las grietas, lo que resulta en una expansión de alto volumen [16]. Por lo tanto, las interfaces se debilitan y las grietas secundarias se forman fácilmente a lo largo de las interfaces.

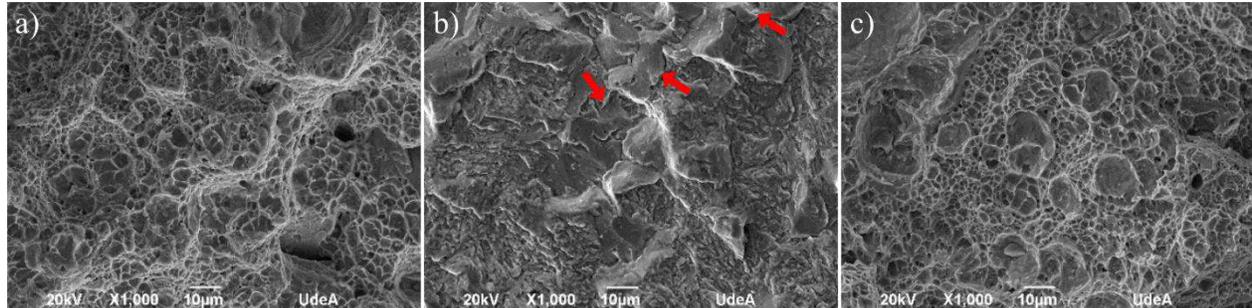


Figura 4. Micrografías electrónicas de barrido para superficies de fractura: (a-b) 250°C/480min y (c) 300°C/240min.

De otro lado, cabe destacar que para la condición 250 °C/480 min., se obtuvo un ciclaje hasta falla de 2,7E+5 ciclos, comparado con los 1,7E+5 ciclos alcanzados para la condición 300 °C/240 min. Esta diferencia radica principalmente en el mayor grado de refinamiento que presenta la estructura obtenida para la condición de 250°C, lo que resulta en una mayor oposición al desplazamiento de las dislocaciones y por ende a la formación y propagación de grietas por fatiga.

4. CONCLUSIÓN

El estudio de las superficies de fractura del material carbo-austemperado a 250 y 300 °C, mostró cómo defectos superficiales podrían ser el origen para la nucleación de grietas por fatiga. Además, durante el proceso de propagación de grietas, es probable que se origine la formación de una gran cantidad de grietas secundarias, las cuales inducen una alta deformación plástica en la

capa superficial, lo que provoca que se favorezca la transformación de austenita retenida en martensita, lo que aumenta la resistencia en el frente de las grietas, favoreciendo un aumento del límite de fatiga del material.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Comité para el Desarrollo de la Investigación (CODI) de la Universidad de Antioquia, por la financiación de la presente investigación a través del proyecto PRG2017-15869. Al grupo GIPIMME de la facultad de Ingeniería de la Universidad de Antioquia por el apoyo para la participación en el X CIM-2019.

6. REFERENCIAS

- [1] K. Hayrynen, K. Brandenburg, and J. Keough. “Carbo-Austempering TM - A New Wrinkle?” *Applied Process Inc. Technologies Div. Livonia, Michigan, USA*, 2002.
- [2] K. Brandenburg, K. Hayrynen, and J. Keough. “Austempered Gears and Shafts: Tough Solutions”. *Applied Process Inc. Technologies Div. Livonia, Michigan, USA*, 2002.
- [3] J. Lefevre and K. Hayrynen, “Austempering: An Old Process with New Potential for Gears”. *Therm. Process.*, pp. 24–30, 2012.
- [4] C. Garcia-Mateo and F. Caballero. “Nanocrystalline Bainitic Steels for Industrial Applications”. *Nanoenabled Materials and Coatings for Energy Applications*, 2017, pp. 707–724.
- [5] C. García-Mateo, T. Sourmai, F. Caballero, V. Smanio, M. Kuntz, C. Ziegler, A. Leiro, E. Vuorinen, R. Elvira and T. Teeri. “Nanostructured steel industrialisation: Plausible reality”. *Mater. Sci. Technol.*, vol. 30, pp. 1071–1078, Jul. 2014.
- [6] C. García-Mateo and F. Caballero. “Understanding the mechanical properties of nanostructured bainite”. *Handbook of Mechanical Nanostructuring*, 2015, pp. 35–65.
- [7] L. Morales-Rivas, C. Garcia-Mateo, T. Sourmail, M. Kuntz, R. Rementeria, and F. Caballero. “Ductility of Nanostructured Bainite,” *Metals (Basel)*. vol. 6, no. 12, p. 302, 2016.
- [8] ASTM International. “Ensayo de tracción bajo la Norma ASTM E8,” *Astm*, pp. 46–57, 2011.
- [9] Testing of metallic materials - Rotating bar bending fatigue test. DIN 50113. *German National Standard*. 1982.
- [10] Morales-Rivas, L.; Caballero, F.; Garcia-Mateo, C. *Encycl. Iron, Steel, Their Alloy.*, pp. 3077–3087, 2016.
- [11] Hofer, C.; Winkelhofer, F.; Clemens, H. *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 664, pp. 236–246, 2016.
- [12] Garcia-Mateo, C.; Jimenez, J.; Lopez-Ezquerro, B.; Rementeria, R.; Morales-Rivas, L.; Kuntz, M.; Caballero, F. *Mater. Charact.*, vol. 122, pp. 83–89, 2016.
- [13] Yokoi, T.; Kawasaki, K.; Takahashi, M.; Koyama, K. and Mizui, M. “Fatigue properties of high strength steels containing retained austenite”. *Technical Notes / JSAE Review 17 (1996)* 191–212.
- [14] Huo C. and Gao H. *Mater. Charact*; vol. 55, no. 1, pp. 12–18, 2005.
- [15] Peet M.; Hill P.; Rawson M.; Wood S.; and Bhadeshia H. *Mater. Sci. Technol.*, vol. 27, no. 1, pp. 119–123, 2011.
- [16] Zhao J.; Honghoh J. and Tiansheng W. “High-Cycle, Push–Pull Fatigue Fracture Behavior of High-C, Si–Al-Rich Nanostructured Bainite Steel”. *Materials (Basel)*, vol. 11 (1). 2018.