

EVALUACIÓN MECÁNICA Y MICROESTRUCTURAL DE UN ACERO FUNDIDO DE BAJA CARBONO TRATADO ISOTÉRMICAMENTE A BAJA TEMPERATURA

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

1: Estudiante de Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Grupo Gipimme, Medellín, Colombia.

2: Estudiante PhD en Ingeniería de Materiales, Universidad de Antioquia, Grupo Gipimme, Medellín, Colombia.

3, 4: Profesor Asociado, Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales, Universidad de Antioquia, Grupo Gipimme, Medellín, Colombia.

* E-mail: lisabel.vargas@udea.edu.co

RESUMEN

El tratamiento de carbo-austemperado consiste en someter un acero de bajo carbono a un proceso de carburización y posterior austemperado, de tal forma que se obtiene una capa rica en carbono con el núcleo en la composición nominal del acero. El mejoramiento de la resistencia, la ductilidad y el coeficiente de endurecimiento por deformación del núcleo en aceros carbo-austemperados podría lograrse con una microestructura multifásica. La alta ductilidad está asociada a su matriz ferrítica y por otro lado, la capacidad de la austenita retenida para transformarse en martensita cuando se somete a una tensión/deformación externa, aumenta con el coeficiente de endurecimiento por deformación. La alta resistencia mecánica se deriva de la presencia de las fases de transformación austenítica dentro de la microestructura (bainita y martensita). Este estudio se centra en la obtención de una estructura multifásica en el núcleo de un acero carbo-austemperado (0.3C-1.9Si-0.5Mn-0.9Cr % wt.) y el estudio del efecto de la fracción volumétrica de la ferrita proeutectoide sobre los niveles de resistencia y ductilidad. El acero objeto de estudio fue obtenido mediante un proceso de fundición convencional en un horno de inducción y luego se somete a un ciclo de carburización, las muestras fueron austenizadas y luego transformadas isotérmicamente a 250 °C y 300 °C. Posteriormente, se evaluaron las características microestructurales, sus fases, y mecánicas mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), difracción de rayos X (DRX) y ensayos de tracción, respectivamente. Los resultados mostraron que las condiciones específicas de la austenización en el rango intercrítico para el núcleo, el tiempo y la temperatura, determinarán la relación microestructura/propiedades a partir de los contenidos austenita/ferrita y de los contenidos de carbono alcanzados en la austenita de alta temperatura.

Palabras clave: Austenización, carbo-austemperado, microestructuras multifásicas, acero bajo carbono.

MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL EVALUATION OF A LOW CAST STEEL UNDER CARBON ISOTHERMALLY HEAT TREATMENT

ABSTRACT

Carbo-austempered thermal treatment consists in having a low carbon steel under sequential carburizing and austempering processes in order to get a carbon-rich layer and a nominal carbon composition at the steel nucleus. The improvement of the core strength, ductility and hardening by deformation in carbo-austempered cast steel could be achieved with a multiphase microstructure. High ductility is associated with its ferritic matrix and the ability of retained austenite to transform into martensite when subjected to external stress/deformation is found to increase the coefficient of hardening by deformation. The high mechanical strength will be derived from the presence of the austenitic transformation phases within the microstructure (bainite and martensite). This study focuses on the fabrication of a multiphase structure in the core of a carbo-austempered steel (0.3C-1.9Si-0.5Mn-0.9Cr %wt.) and the effect of the volumetric fraction of the proeutectoid ferrite on the levels of resistance and ductility. The samples were austenized in the intercritical range and then isothermally transformed at 250 °C and 300 °C. Subsequently, microstructural, phases, and mechanical characteristics were evaluated by scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD) and tensile tests. The results showed that the specific conditions of austenization in the intercritical range, time and temperature, determined the microstructure/properties ratio from the austenite/ferrite contents and the carbon contents reached in the high temperature austenite.

Keywords: Austenitization, carbo-austempered, multiphase microstructure, low carbon steel.

1. INTRODUCCIÓN

Las microestructuras multifásicas, consistentes en ferrita proeutectoide, bainita, martensita y austenita retenida favorecerían un balance y rango de propiedades mecánicas, que aumentarían la posibilidad de uso de aceros de bajo contenido de carbono, en industrias de gran importancia (civil, minero, automotriz). La alta ductilidad se debe a la presencia de una matriz ferrítica y a la capacidad de la austenita retenida de transformarse a martensita ante la aplicación de esfuerzos/deformaciones externas, lo cual a su vez aumenta el coeficiente de endurecimiento por deformación. La alta resistencia mecánica se deriva de la presencia de las fases de la transformación austenítica (bainita y martensita), las cuales actúan como un refuerzo de la matriz [1,2].

En función de las condiciones de tratamiento térmico, es posible favorecer la obtención de aceros multifásicos de bajo contenido de carbono. Para esto se requiere ejecutar un tratamiento isotérmico, que favorezca la formación de ferrita bainítica y martensita. Además, si la temperatura de austenización, previa al ciclo isotérmico, se encuentra en la región intercrítica (ferrita + austenita), se lograría favorecer la presencia de ferrita proeutectoide, lo que conllevaría a la austenita a un enriquecimiento con carbono, que aumentará la resistencia de las fases, producto de su transformación.

De otro lado, la modificación de la composición química puede prevenir la precipitación de carburos durante la transformación bainítica. A partir de la utilización de silicio, en cantidades de 1.5% en peso aproximadamente [3], éste presenta una baja solubilidad en la cementita, lo cual produce un aumento local de la actividad del carbono. Como consecuencia, el flujo de carbono es reducido y se inhibe el desarrollo de cementita. El carbono que se expulsa como consecuencia de la formación de la ferrita bainítica, enriquece la austenita residual produciéndose así su

estabilización hasta la temperatura ambiente [4]. El resultado es una microestructura formada por placas muy finas de ferrita bainítica separadas por regiones de austenita enriquecida en carbono de entre 20nm y 40nm [5]. Esta microestructura brinda la posibilidad de mejorar simultáneamente la resistencia y la tenacidad del acero. La resistencia procede principalmente, del tamaño ultrafino de las placas de ferrita bainítica, mientras las láminas de austenita retenida, al ser muy dúctiles y encontrarse dispersas entre las placas de ferrita bainítica mejoran las propiedades de alargamiento del acero.

En el presente trabajo se evaluó la influencia de las condiciones de austenización, tiempo y temperatura, sobre la microestructura desarrollada durante la transformación bainítica de un acero fundido de bajo contenido de carbono que ha sido sometido al tratamiento de carbo-austemperado, con el objetivo de correlacionar las condiciones de procesamiento con las propiedades mecánicas obtenidas en el núcleo y la superficie del acero.

2. METODOLOGÍA

El acero utilizado en el presente trabajo fue obtenido por fundición en forma de cilindros con un diámetro de 60 mm y un largo de 200 mm. El proceso de fundición fue mediante moldeo en arena de sílice endurecidas con resina fenólicas; el acero fue elaborado en 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 elemental 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 1150°C durante 48h en atmósfera de vacío. Se realizaron ensayos dilatométricos en muestras de 3x10mm en un dilatómetro de alta resolución BAHR 805A con el fin de establecer las temperaturas críticas de procesamiento (Ac1, Ac3 y Ms) y la cinética de transformación bainítica [6-8].

Posteriormente, se cortaron y mecanizaron probetas para los ensayos de tracción y estas muestras fueron sometidas a carburización gaseosa a una temperatura de 920 °C/240 min, con posterior enfriamiento dentro del horno hasta temperatura ambiente. Luego, las muestras carburizadas se austenizaron a 830 °C durante 15 minutos de acuerdo a los resultados obtenidos en dilatometría, para luego proceder con el tratamiento isotérmico a 250 °C durante 480 min, y 300 °C durante 240 min. Al final de cada tratamiento las muestras fueron enfriadas a temperatura ambiente por medio de un temple en agua. Las pruebas de tracción se realizaron de acuerdo a la norma ASTM E8 [9], a temperatura ambiente con una velocidad de 1 mm/s en una máquina universal INSTRON 5984.

En las muestras obtenidas, se analizaron la microestructura y las fases en el núcleo 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]. Este ensayo se realizó con un ángulo 2θ entre 30° y 100°, con un paso estándar de entre 0,02 y 0,05 y una fuente de cobalto ($K\alpha_1$ de 1.789). La cuantificación de las fases se hizo mediante conteo de puntos de acuerdo a la norma ASTM E112 [11] y mediante técnicas de caracterización (DRX, MO y MEB) lo que permitió saber con la cantidad de austenita retenida, bainita, martensita y contenido de carbono presente en las muestras. Para la cuantificación de fases por DRX se hicieron análisis de las intensidades relativas de los picos mediante el software libre HighScore Plus.

3. RESULTADOS Y ANÁLISIS

La microestructura en estado *as-cast* de la aleación objeto de estudio se muestran en la Figura 1, donde se identifica una microestructura perlítica con ferrita (α) alotriomórfica, equiaxial y Widmanstätten en los límites de grano. Con la aplicación del ciclo de homogeneización, se logró obtener una microestructura homogénea, sin presencia de carburos, y compuesta por ferrita α poligonal (55%) y colonias de perlita (45%). Además, en comparación con la microestructura en estado *as-cast*, la cual presentó un tamaño promedio de grano de $970 \mu\text{m} \pm 30\mu\text{m}$, en la microestructura homogeneizada del acero con 0.3% de C, se logró obtener un tamaño de grano de $32 \mu\text{m} \pm 30 \mu\text{m}$, correspondiente al número de grano ASTM 6.5.

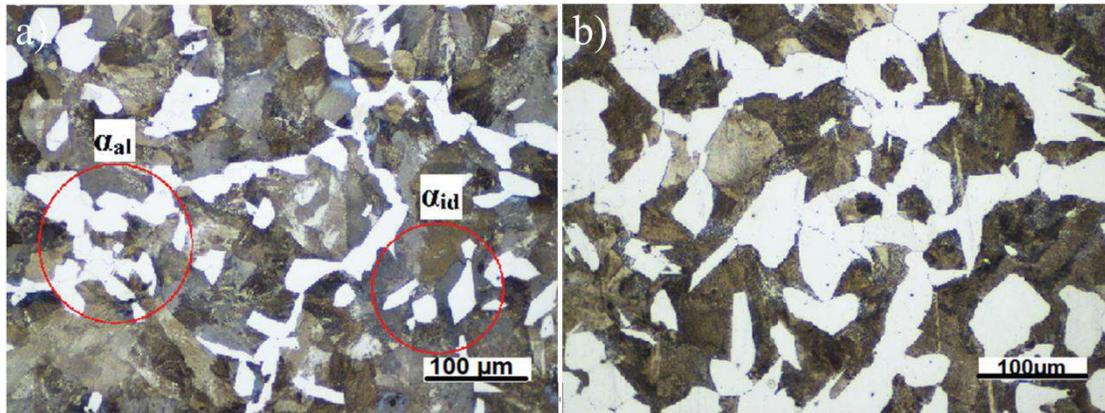


Figura 1. (a) Micrografía óptica en estado *as-cast*. (b) Micrografía óptica con tratamiento de homogeneización a 1150°C durante 48 horas.

En la Tabla 1, se presentan las temperaturas críticas obtenidas a partir de los ensayos dilatométricos. El límite superior de temperatura se encuentra en 857°C (Ac3), debajo de esta temperatura la ferrita (α) puede comenzar a nuclearse fuera de la austenita (γ) original, y dar paso a la formación de una estructura formada por ferrita+austenita, lo que representaría temperaturas superiores a 806°C (Ac1). Por otra parte, por debajo de Ac1 podríamos obtener una microestructura compuesta por ferrita+perlita.

Tabla 1. Temperaturas críticas obtenidas mediante dilatometría de alta resolución.

Acero (%p/p.)	Temperaturas críticas ($^{\circ}\text{C}$)		
	Ac1	Ac3	Ms
0,30	806	857	365

En la Tabla 2, se muestran los resultados obtenidos de la cuantificación de fases por DRX, en el núcleo. Se observa que la temperatura tiene gran influencia en la formación de ferrita bainítica (αb) y γ , pues al aumentar la temperatura también se aumenta la fracción volumétrica de estas fases, en el núcleo; y a su vez se disminuye la formación de α' ya que su temperatura de transformación Ms es inferior a la temperatura del tratamiento isotérmico aplicado. Este es debido a un enriquecimiento de carbono en la austenita lo que favorece la disminución de las temperaturas de transformación.

Tabla 2. Porcentajes de fracción volumétrica a las diferentes temperaturas de los tratamientos isotérmicos con una temperatura de austenización de 830°C.

T (°C)	T _{iso} (°C)	t _{iso} (min)	V _{apro} (%)	V _{ab} (%)	V _{α'} (%)	V _γ (%)	C _γ (%wt)
830	250	480	32	18	46	4	0,84
	300	240	30	30	33	7	0,99

En las zonas bainíticas de las muestras (Figura 2), la γ en placas presenta espesores que van desde 119nm hasta 147nm para los tratamientos isotérmicos realizados a 250 °C y de 80 nm a 100 nm para los tratamientos isotérmicos realizados a 300°C. Un aspecto importante de los espesores de placa austenítica alcanzados, lo discuten Rees y Bhadeshia [12], quienes sugieren que la distribución no uniforme de carbono debido a la retención de carbono en las láminas de austenita retenida (γ_{ret}) da lugar a una aceleración de la transformación.[13] El efecto de la retención de carbono es más significativo en los aceros de bajo contenido en carbono, debido a que éstos son más susceptibles de formar láminas de γ_{ret} que bloques de γ_{ret} , y en las láminas se puede acomodar una mayor fracción de carbono respecto al total, aportando de manera significativa con los niveles de ductilidad y resistencia mecánica en este tipo de materiales.

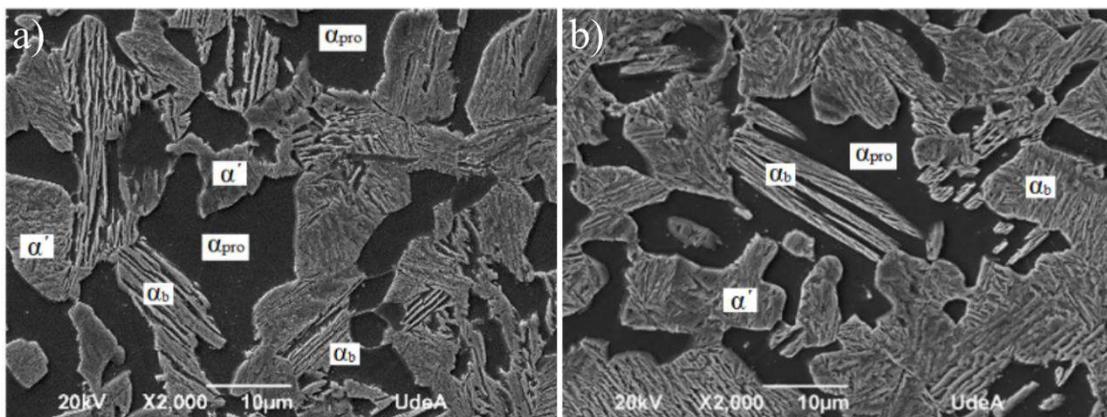


Figura 2. (a) Microestructura SEM, austenizada a 830°C/15 min y tratada isotérmicamente a 250°C/240min. (b) Microestructura SEM, austenizada a 830°C/15 min y tratada isotérmicamente a 300°C/480min.

De otro lado, debido al enriquecimiento en carbono de la γ originada por la formación de α , las temperaturas de inicio de transformación Bs para la α_b y Ms para la α' , disminuyen. En consecuencia, la γ se somete a tensiones inducidas por transformación de fase a temperaturas más bajas, donde tiene mayor resistencia contra la deformación plástica impuesta por las transformaciones displacivas [14,15]. La presencia de γ_{ret} en la estructura final del núcleo, favorece un incremento en los niveles de endurecimiento por deformación, así como mantener los niveles de dureza general de la microestructura. Como se puede observar en la Tabla 3, en el acero carbo-austemperado se presentan altos valores de esfuerzo último a la tracción (UTS), combinados con unos buenos resultados en porcentaje de elongación (TE) y energía de impacto en comparación con el tratamiento térmico convencional de temple y revenido. Cabe destacar que en el núcleo del material carbo-austemperado fue posible obtener un UTS similar al obtenido en temple y revenido

y altos valores de TE y energía de impacto lo que proporcionaría un aumento significativo en ductilidad y resistencia en el acero [16-19].

Tabla 3. Propiedades de carbo-austemperado, en el núcleo y carburización, temple y revenido.

	T_{aust} (°C)	T_{isot} (°C)	UTS (MPa)	$YS_{0,2\%}$ (MPa)	TE (%)	Energía Impacto (J)	HV10
Carbo-austemperado	830	300	1179±25	1152±11	10±0.2	12±0.4	510±7
		250	1390±26	1289±5	9.0±0.2	9±0.3	566±6
Núcleo (0.3 % C)	830	300	900±15	-	32±2	20±0.5	360±7
Temple y revenido	900	-	911±15	896±13	6±0.5	4±0.5	612±7

*Velocidad de enfriamiento 50 °C/s

4. CONCLUSIONES

Las condiciones de austenización (830°C), temperatura y tiempo de austemperado (250 °C/240 min y 300 °C/480 min.), favorecieron en el núcleo de las muestras carbo-austemperadas la disolución total de la perlita, asegurando el máximo contenido de carbono en la austenita de alta temperatura.

La austenización a 830 °C permite obtener en el núcleo del acero carbo-austemperado una microestructura multifásica libre de carburos con excelentes balances entre dureza y tenacidad.

A partir de las propiedades mecánicas obtenidas en el acero desde el carbo-austemperado, se contempla la ruta de procesamiento utilizada en esta investigación como una buena alternativa para reemplazar el tratamiento térmico convencional de carburización, temple y revenido.

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 y de la estrategia de sostenibilidad. A la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Antioquia por la financiación del viaje. Al Laboratorio de fundición y CENIM por el préstamo de sus diferentes ensayos.

6. REFERENCIAS

- [1] Testing of metallic materials - Rotating bar bending fatigue test. DIN 50113. German National Standard. 1982.
- [2] Morales-Rivas, L.; Caballero, F.; Garcia-Mateo, C. *Enycl. Iron, Steel, Their Alloy.*, pp. 3077–3087, 2016.
- [3] ASTM International. “Ensayo de tracción bajo la Norma ASTM E8,” *Astm*, pp. 46–57, 2011.
- [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] K. Hayrynen, K. Brandenburg, and J. Keough. “Carbo-Austempering TM - A New Wrinkle? Applied Process Inc. Technologies Div. Livonia, Michigan, USA, 2002.
- [6] García-Mateo, C, “Bainite and Martensite: Developments and Challenges” Madrid, 2018.
- [7] M. Steinbacher; H.-W. Zoch. “CarboBain: Case Hardening by Carbo-Austempering.”, HTM Journal of Heat Treatment and Material, Octubre 20, 2017.
- [8] ASTM International “Cuantificación por puntos bajo la norma E112”
- [9] K. Brandenburg, K. Hayrynen, and J. Keough. “Austempered Gears and Shafts: Tough Solutions”. Applied Process Inc. Technologies Div. Livonia, Michigan, USA, 2002.
- [10] Van Bohemen, S.; Santofimia, M.; Sietsma, J. *Scr. Mater.*, vol. 58, pp. 488–491, 2008.
- [11] F. CABALLERO, M. K. MILLER, and C. GARCIA-MATEO, “Influence of transformation temperature on carbide precipitation sequence during lower bainite formation”. *Mater. Chem. Phys.*, vol. 146, no. 1–2, pp. 50– 57, 2014.
- [12] P. ZHANG, F. ZHANG, Z. YAN, T. WANG and L. QIAN, “Wear property of low-temperature bainite in the surface layer of a carburized low carbon steel”. *Wear*, vol. 271, no. 5–6, pp. 697–704, 2011.
- [13] C. VIAFARA and J. VELEZ, “Transformación bainítica en aleaciones Fe-C”. *Ing. y Cienc.*, vol. 1, pp. 83–96, 2005.
- [14] M. DE J. SANTOFIMIA, La transformacion bainitica sin formación de carburos en aceros. Thesis of D.Sc., Universidad Complutense de Madrid, 2009.
- [15] A. VALENCIA, “Los aceros avanzados-Advanced Steels”. *Rev. Colomb. Mater.*, no. 2, pp. 1–13, 2012.
- [16] SPRINGER, *Advanced Steels. The recent scenario in steel science and technology*, vol. 53, no. 9. 2013.
- [17] F. CABALLERO, H. BHADSHIA, K. MAWELLA, D. JONES, and P. BROWN, “Very strong low temperature bainite”. *Mater. Sci. Technol.*, vol. 18, pp. 279–284, 2002.
- [18] Y. WANG, Z. YANG, F. ZHANG and D. WU, “Microstructures and mechanical properties of surface and center of carburizing 23Cr2Ni2Si1Mo steel subjected to low-temperature austempering”. *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 670, pp. 166–177, Jul. 2016.
- [19] K. HAYRYNEN, K. BRANDENBERG, and J. KEOUGH, “Carbo-Austempering TM - A New Wrinkle”. Applied Process Inc. Technologies Div. Livonia, Michigan, USA, 2002.