

## PRODUCCIÓN DE AUSFERRITA NANOESTRUCTURADA EN FUNDICIONES NODULARES SIN ALEAR Y ALEADAS CON COBRE Y NIQUEL

Mateo Montoya Mejía <sup>1\*</sup>, Ricardo E. Aristizábal <sup>2</sup>, Harold D. Machado <sup>3</sup>

1: Estudiante de maestría, Universidad de Antioquia. Medellín, Colombia.

2: Profesor Asociado, Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales, PhD, Universidad de Antioquia. Medellín, Colombia.

3: Estudiante de doctorado, Universidad de Antioquia. Medellín, Colombia.

\* E-Mail: mateo.montoyam@udea.edu.co

### RESUMEN

El hierro nodular austemperado (ADI por sus siglas en inglés), es un material con propiedades mecánicas excepcionales con aplicaciones potenciales en las industrias automotriz, agrícola y minera. La microestructura de ADI consiste en nódulos de grafito bien formados en una matriz de ausferrita (ferrita bainítica + austenita de alto contenido en carbono). La matriz ausferrítica se obtiene por austenización seguida de un tratamiento térmico de austemperado realizado en condiciones específicas de tiempo y temperatura. En este trabajo se estudió el efecto de los parámetros de austemperado para producir ferrita bainítica nanoestructurada. El estudio se llevó a cabo en dos hierros nodulares con composiciones químicas de 3.45C-2.72Si-0.80Ni-0.6Cu (% wt) y 3.53C-2.66 Si-0.12Ni-0.01Cu (% wt). Las condiciones de austenización fueron de 900 °C durante 2 horas. Las temperaturas de austemperado fueron de 200 °C y 230 °C para la primera aleación y 215 °C y 245 °C para la segunda aleación. Los tiempos fueron de 0,5 a 10 horas para ambos sistemas de aleación. La caracterización química y microestructural se realizó mediante espectrometría de emisión óptica, microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X. Los resultados indican que la microestructura producida por el proceso de austemperado depende en gran medida de la temperatura y del tiempo de transformación. La mayor fracción volumétrica de ferrita bainítica se alcanzó en los tiempos de transformación más largos. El Cu y el Ni no tienen una influencia clara en la formación de la ausferrita. La ferrita bainítica producida tiene un espesor de entre 7 y 70 nanómetros.

**Palabras clave:** Ausferrita, nanoestructuras, hierros nodulares.

### PRODUCTION OF NANOSTRUCTURED AUSFERRITE IN ALLOYED AND NON-ALLOYED DUCTILE IRON

#### ABSTRACT

Austempered ductile cast iron (ADI) is a material with exceptional mechanical properties with potential applications in the automotive, agricultural and mining industries. The microstructure of ADI consists on well formed graphite nodules in a matrix of ausferrite (bainitic ferrite + high carbon austenite). In this ductile iron, the ausferritic matrix is obtained by austenitising followed by austempering heat treatment carried out under specific conditions of time and temperature. In

this work, the effect of the austempering parameters were studied in order to produce nanostructured bainitic ferrite. The study was conducted in two ductile irons with chemical compositions 3.45C-2.72Si-0.80Ni-0.6Cu (wt%) and 3.53C-2.66 Si-0.12Ni-0.01Cu (wt%). The austenitization conditions were 900 °C for 2 hours. The austempering temperatures were 200 °C and 230 °C for the first alloy (high Cu- high Ni) and 215 °C and 245 °C for the second alloy (low Cu-low Ni). The austempering times were 0.5, 1, 2, 4, 8, and 10 hours for both alloy systems. The chemical and microstructural characterization were conducted by using optical emission spectrometry, optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction techniques. The results indicate that the microstructure produced by the austempering process depends strongly on temperature and transformation time. The higher volumetric fraction of bainitic ferrite was reached at the longest transformation times. The time to obtain the highest fraction of high carbon austenite decreases with temperature. Cu and Ni do not have a clear influence on the formation of ausferrite. The bainitic ferrite produced is between 7-70 nanometers thick.

**Keywords:** Ductile cast iron, austempering, nanostructure, ausferrite.

## 1. INTRODUCCIÓN

Los hierros nodulares austemperados (ADI por sus siglas en inglés) se caracterizan por poseer una microestructura constituida por nódulos de grafito embebidos en una matriz ausferrítica (ferrita bainítica + austenita de alto carbono). Convencionalmente los ADI se obtienen por el proceso de austemperado, este consiste en austenizar entre los 840 °C – 920 °C, posteriormente se realiza un enfriamiento rápido en un baño de sales líquidas que se encuentra a temperaturas comprendidas entre los 250 °C – 425 °C y se mantiene allí por un tiempo determinado. La reacciones presentes en la transformación isotérmica se compone de dos etapas; en la primera etapa la reacción se inicia con la nucleación de las placas de ferrita bainítica en los límites de grano austenítico [1]. En la segunda etapa la austenita enriquecida en carbono se descompone en ferrita y carburos, pero la presencia de elementos aleantes como silicio ayuda a retrasar tal descomposición durante la transformación bainítica [2]. Las mejores propiedades mecánicas se obtienen en los ADI al momento en el que finaliza la primera etapa de la transformación sin una iniciación de la segunda, ya que los carburos hacen que el material se fragilice [3]. El tiempo entre la finalización de la primera reacción y el inicio de la segunda reacción se conoce como “ventana de proceso”, la cual se ve influenciada por los elementos de aleación y la temperatura. Las propiedades mecánicas de los ADI dependen fuertemente de la distribución y tamaño de los constituyentes microestructurales; modificando los parámetros de tratamiento térmico (tiempo y temperatura) se pueden generar cambios en la microestructura como la disminución del espesor de las placas de ferrita bainítica o el aumento en la fracción volumétrica de austenita retenida brindando una amplia gama de posibilidades para la producción de partes para industrias tales como la minera, agrícola y automotriz [3]. La investigación de ADIs tratados isotérmicamente a muy bajas temperaturas (próximas a Ms) es un tema que ha tomado mucho interés durante los últimos años [4,5]. Cuando la transformación isotérmica se realiza a temperaturas muy cerca a Ms la relajación de las dislocaciones disminuye y aumenta la resistencia mecánica de la austenita madre, esto restringe los puntos de nucleación de la ferrita bainítica forzándola a crecer con espesores cada vez más pequeños [6]. En este trabajo se realizó el estudio de la obtención y caracterización microestructural de ausferrita nanoestructurada en fundiciones nodulares y la influencia que presenta el Cu y el Ni en dicha transformación.

## **2. METODOLOGÍA**

### **2.1. Material de estudio**

Los materiales de estudio se fabricaron en un horno de inducción de 250 kg de capacidad en la empresa ACUATUBOS S.A; se utilizó de 1.2 wt% de liga FeSi-Mg y de inoculante un 1% de FeSi. Los 250 kg del hierro base se dividieron en 4 coladas de aproximadamente 60 kg cada una con adiciones de diferentes Cobre y/o Níquel; adicionalmente se empleó 0,6% de pos-inoculante; la colada se vació en moldes de arena en verde fabricados con un modelo en escalera. De las 4 coladas obtenidas, se utilizaron solo las que presentaban alto Cu-alto Ni y la bajo Cu-bajo Ni, además se trabajó solo las secciones de 32 mm de espesor.

La caracterización química se realizó mediante espectrometría de emisión óptica (OES) y determinación gasométrica de carbono. La caracterización microestructural del material as-cast se realizó por microscopía óptica de acuerdo a las normas ASTM E3 y ASTM A247 [7,8].

### **2.2. Diseño de tratamiento térmico**

Se realizaron los cálculos de la temperatura de austenización con la ayuda del software FactStage®; de este se obtiene el diagrama hierro-carbono específico para cada sistema de aleación. El tiempo de austenización se consideró de forma tal que la matriz estuviera completamente austenítica[9] [10–12].

Para la elección de la temperatura de transformación isotérmica se realizó el cálculo de la temperatura  $M_s$  y  $B_s$  con ayuda del software MAP\_STEEL\_MUCG83 [13] considerando la matriz del material sin nódulos de grafito y considerando que el porcentaje de carbono en esta es el del equilibrio a la temperatura de austenización. Se construyeron los diagramas temperatura-tiempo-transformación (TTT) y diagramas de fenómeno de reacción incompleta teóricos de cada sistema de aleación. Se seleccionaron dos temperaturas de transformación para cada sistema de aleación ( $M_s + 25\text{ °C}$  y  $40\text{ °C}$ ). Los tiempos de transformación fueron de 0.5, 1, 2, 4, 6, 8 y 10 horas.

Para efectuar el ciclo de transformación isotérmica se utilizó un baño de sales compuesta de 50% de nitrito sódico y 50% de nitrato potásico. En la Figura 1 se presenta un esquema de todo el ciclo de tratamiento térmico realizado.

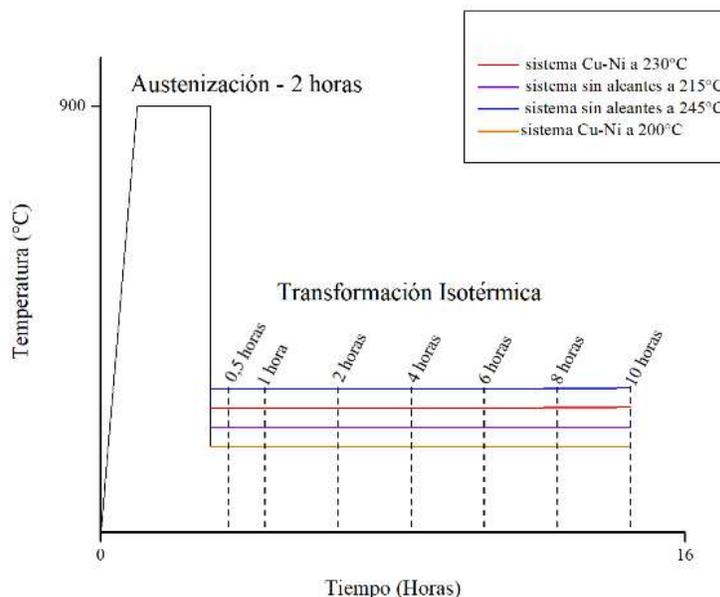


Figura 1. Esquema de ciclo completo de tratamiento térmico.

### 2.3 Caracterización microestructural

La caracterización metalográfica se realizó bajo la norma ASTM E3 [7]. Las muestras tratadas observaron por técnica de microscopia óptica y microscopia electrónica de barrido empleando como reactivo de ataque Nital al 2% y metabisulfito de sodio. La cuantificación de la ferrita bainítica y la austenita de alto carbono se realizó con ayuda de software X'PER HIGH SCORE PLUS empleando la norma ASTM E975-13 [14] por la técnica de difracción de rayos x (DRX) con fuente de Cobalto aplicando el método de Rietveld con un intervalo de barrido ( $2\theta$ ) entre  $35^\circ$  -  $120^\circ$ ; el porcentaje de carbono en la austenita fue calculado con el modelo de Nelson-Riley [15] y la ecuación 1 [16], la fracción volumétrica de ferrita bainítica se calculó empleando la ecuación 2. La medición de los espesores de ferrita bainítica se realizó con las imágenes SEM obtenidas y con ayuda del software libre IMAGE J [17].

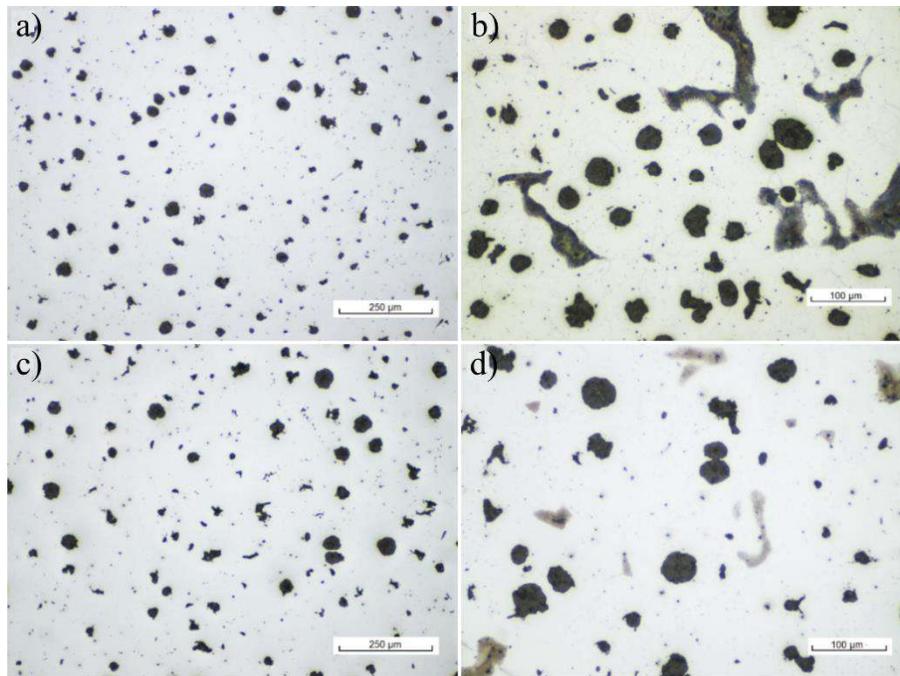
$$a_y = 0.3548 + 0.0044 * C_y \quad (1)$$

$$V_\alpha = (X_{T_0} - X) / (X_{T_0} + X_\alpha) \quad (2)$$

## 3. RESULTADOS Y ANÁLISIS

### 3.1. Composición química y caracterización microestructural del material as-cast

La composición química del sistema alto Ni-alto-es Ni-alto Cu fue 3.45C, 2.7Si, 0.80Ni y 0.6Cu (%w), con conteo de nódulos 284 nódulos/mm<sup>2</sup> con una nodularidad del 85%, con pequeñas zonas de perlita. La composición química del sistema bajo Ni-bajo Cu es de 3.53C, 2.66Si, 0.12Ni y 0.01Cu (%w), con un conteo de nódulos de 228 nódulos/mm<sup>2</sup> con una nodularidad del 78%, de matriz ferrítica con pequeñas zonas de perlita (Figura 2).

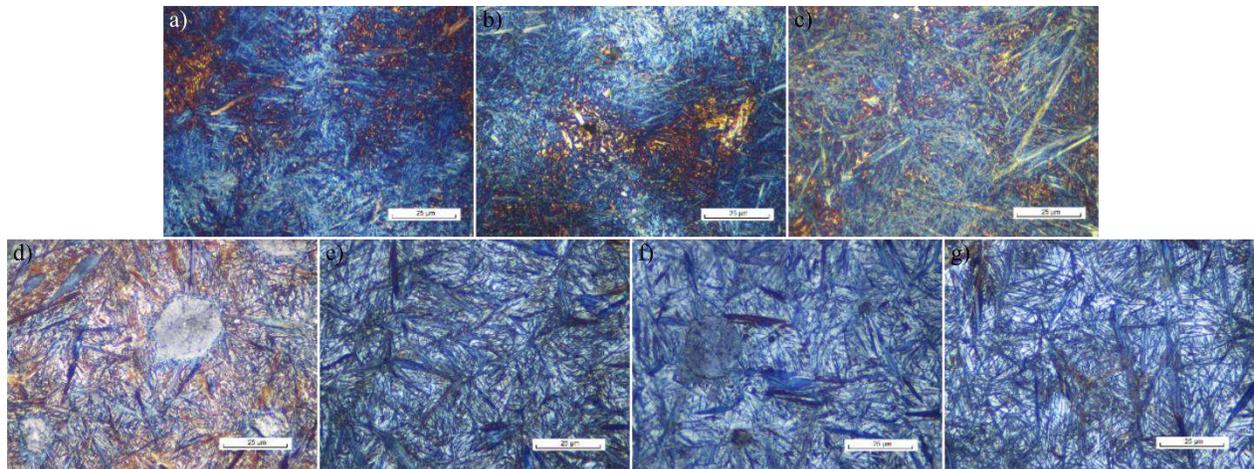


**Figura 2.** Micrografías de material estado as-cast a) Alto Ni-Alto Cu sin ataque, b) Alto Ni-Alto Cu atacada con nital 1%, c) Bajo Ni-Bajo Cu sin ataque, b) Bajo Ni-Bajo Cu atacada con nital 1%.

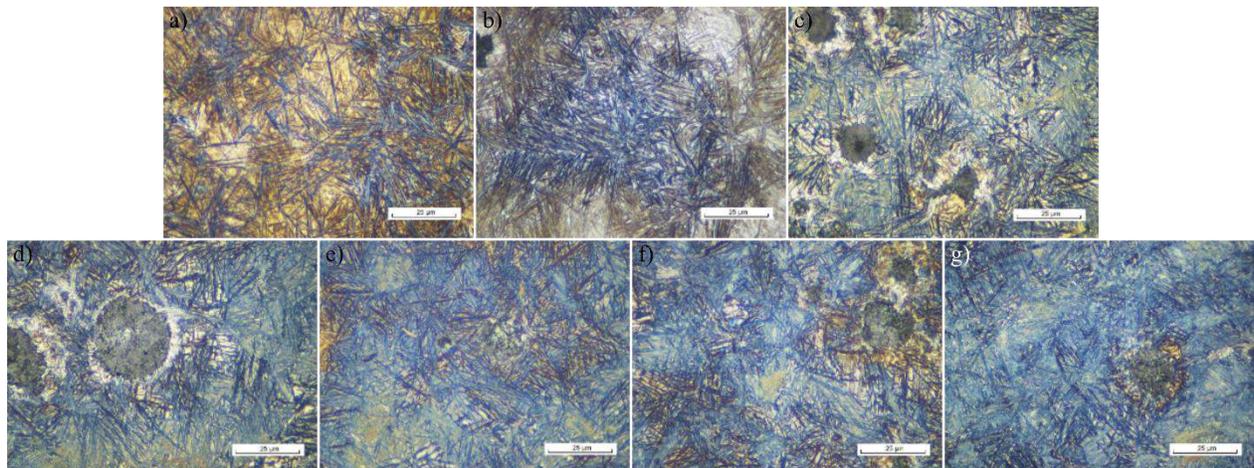
## 3.2. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DEL MATERIAL AUSTEMPERADO

### 3.2.1 Microscopía óptica

Para la muestra alto Ni-alto Cu austemperada a 200 °C. De 0,5 a 2 horas de transformación se observa martensita casi en la totalidad de la matriz, con unas leves trazas de ferrita bainítica, no se percibe una presencia de austenita de alto carbono hasta las 4 horas de transformación, de allí en adelante se observa una clara formación de ausferrita. En las muestras tratadas de 6 a 10 horas aparentemente no se observa una variación significativa en la cantidad de la ausferrita formada (Figura 3). En el sistema alto Ni-alto Cu austemperado a 230 °C se observa una alta presencia de martensita solo en la muestra tratada por 0,5 horas; a 1 hora de tratamiento térmico la transformación a avanzado lo suficiente como para estabilizar la austenita. Cualitativamente se observa la mayor cantidad de austenita retenida a las 2 horas de transformación isotérmica. De 4 horas de transformación en adelante se observa una disminución en la cantidad de austenita de alto carbono y un aumento en la cantidad de ferrita bainítica. En todos los tiempos de transformación se observa una ferrita bainítica mucho más gruesa alrededor de los nódulos de grafito acompañada de martensita (Figura 4).

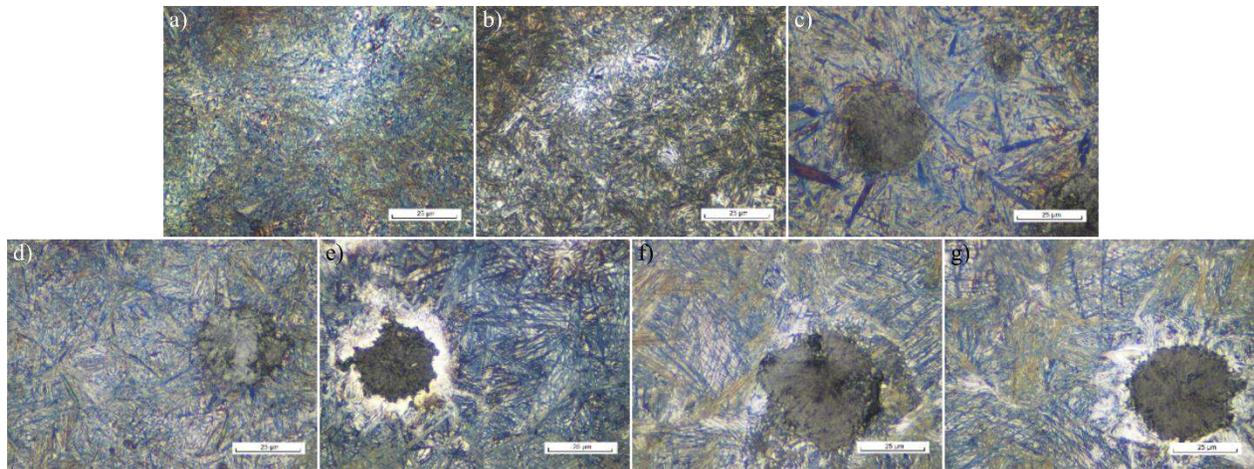


**Figura 3.** Micrografías sistema alto Ni-alto Cu austemperadas a 200 °C. En horas, a) 0,5, b) 1, c) 2, d) 4, e) 6, f) 8 y g) 10 h.

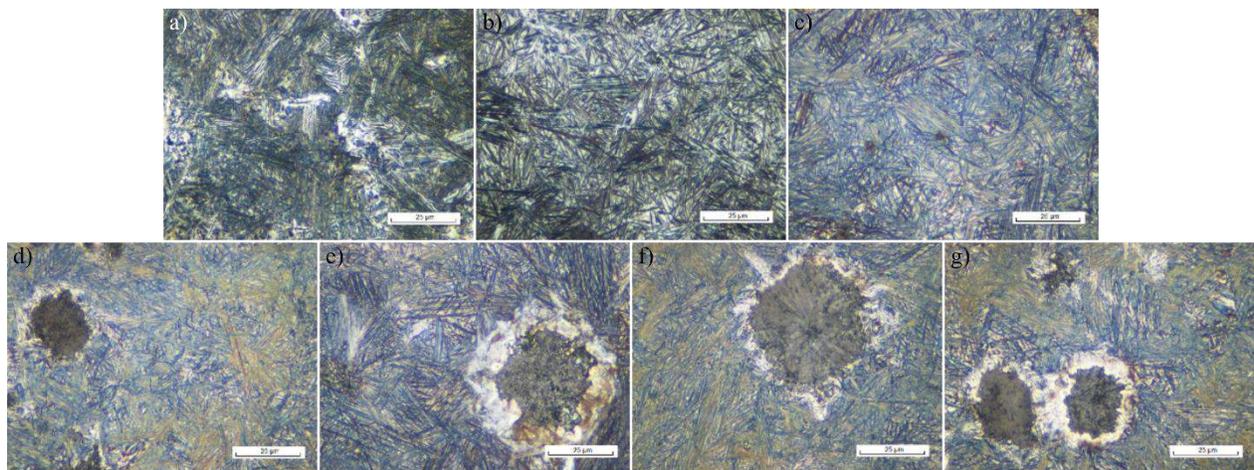


**Figura 4.** Micrografías sistema alto Ni-alto Cu austemperadas a 230 °C. En horas, a) 0,5, b) 1, c) 2, d) 4, e) 6, f) 8 y g) 10 h.

En el sistema bajo Ni-bajo Cu austemperado a 215 °C se observa alta presencia de martensita hasta 1 hora de transformación, de 2 horas en adelante se observa la presencia de ausferrita acompañada de plumas de martensita gruesas. De 4 horas en adelante la cantidad de martensita disminuye y aumenta la presencia de ausferrita. De 6 a 10 horas de transformación no se ve un cambio microestructural aparente. En todos los tiempos de transformación se observa alrededor de los nódulos de grafito ferrita bainítica más gruesa acompañada de martensita (Figura 5). En el sistema sin aleantes, austemperadas a 245 °C no se observa presencia significativa de martensita en ningún tiempo de transformación; la mayor cantidad de austenita de alto carbono aparentemente se alcanza en 1 hora, de 1 a 2 horas de transformación visualmente la cantidad de austenita de alto carbono se mantiene estable; de 4 a 10 horas de transformación la cantidad de austenita de alto carbono disminuye y en contraste aumenta la cantidad de ferrita bainítica. En todos los tiempos de transformación se observó la presencia de ferrita bainítica gruesa; esta ferrita bainítica gruesa se observó en pequeñas trazas, pero distribuida de forma homogénea en toda la matriz (Figura 6).



**Figura 5.** Micrografías Sistema bajo Ni-bajo Cu austemperadas a 215 °C. En horas, a) 0,5, b) 1, c) 2, d) 4, e) 6, f) 8 y g) 10 h.



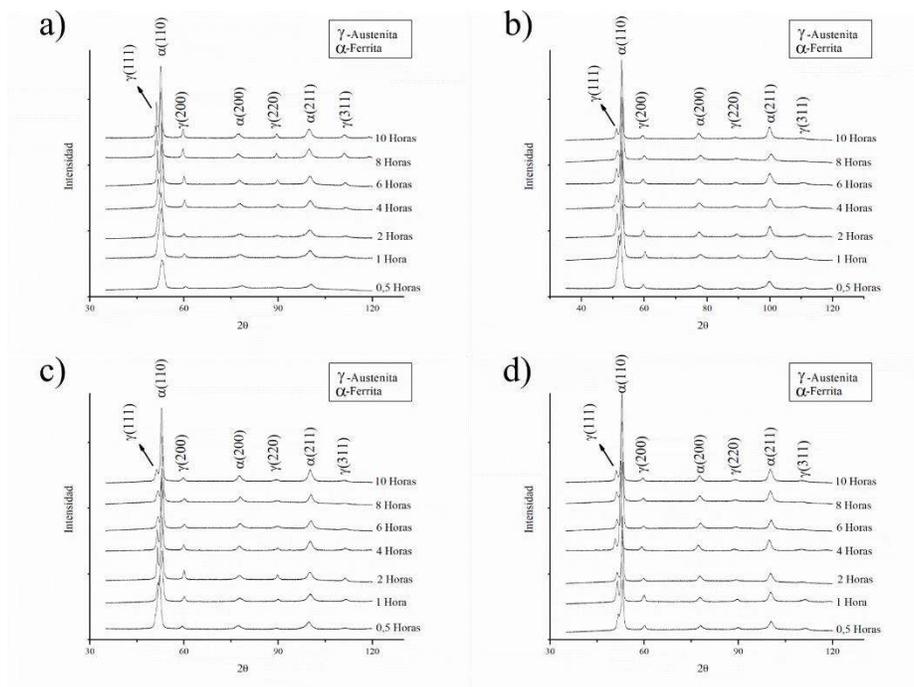
**Figura 6.** Micrografías Sistema alto Ni-alto Cu austemperadas a 245 °C. En horas, a) 0,5, b) 1, c) 2, d) 4, e) 6, f) 8 y g) 10 h.

### 3.2.2 Difracción de rayos X

#### 3.2.2.1 Identificación de fases

En el sistema alto Ni-alto Cu a 200 °C se observa que las reflexiones correspondientes de los planos cristalográficos de la austenita (111), (200), (220) y (311) aumentan en todos los tiempos de transformación, por otro lado, para el sistema alto Ni-alto Cu a 230 °C y bajo Ni-bajo Cu a 215 °C, este aumento de intensidad solo se observa hasta 2 horas de transformación; para el sistema bajo Ni-bajo Cu a 245 °C la intensidad máxima de los picos de austenita se observa a 1 hora de transformación, posteriormente, en todos los casos excepto el alto Ni-alto Cu a 200 °C, se observa una caída en la intensidad de los picos de austenita, lo que indica una disminución de la presencia de esta en la matriz y por lo tanto su descomposición a ferrita bainítica y carburos. Es necesario resaltar que las reflexiones representativas de los planos cristalográficos de la ferrita (110), (200) y (211) aumentan en intensidad en todos los tiempos de transformación y en todas las condiciones

de tratamiento, esto se puede deber a una formación de ferrita bainítica o martensita ya que los picos representativos de ambas fases se encuentran en la misma posición (Figura 7).



**Figura 7.** Difractogramas de muestras austemperadas de 0,5 a 10 horas. a) Alto Ni-Alto Cu 200 °C, b) Alto Ni-Alto Cu 230 °C, c) Bajo Ni-Bajo Cu 215 °C y d) Bajo Ni-Bajo Cu 245 °C.

### 3.2.2.2 Cuantificación de austenita de alto carbono

En la Tabla 1 se presentan los resultados obtenidos en la cuantificación de la austenita de alto carbono. En todas las condiciones evaluadas el comportamiento es similar; inicialmente la cantidad de austenita de alto carbono aumenta hasta estabilizarse, en este punto se considera el final de la primera etapa de la reacción y el comienzo de la ventana de procesamiento. Luego de la estabilización la cantidad de austenita de alto carbono empieza a disminuir lo cual es el indicio del comienzo de la segunda etapa del austemperado, es decir la descomposición de la austenita de alto carbono en ferrita y carburos, e indica la finalización de la ventana de procesamiento del material. Se observa, que indiferentemente del sistema de aleación, los valores máximos de austenita de alto carbono son de aproximadamente un 28% en volumen para todas las condiciones de tratamiento trabajadas, de igual forma para los sistemas alto Ni-alto Cu a 230 °C y bajo Ni-bajo Cu a 215 °C y 245 °C el mínimo de austenita de alto carbono posterior a la transformación fue aproximadamente un 17,67% en todos los casos.

Particularmente en el sistema alto Ni-alto Cu austemperado a 200 °C, se observa que a 4 horas de transformación se obtiene el máximo de austenita de alto carbono (27,42%) con un 0,97% en peso de carbón en dicha austenita. A una temperatura de 230 °C a las 2 horas de transformación se alcanza un máximo de austenita de alto carbono de un 28,22% con un 1,24% en peso de carbón. Por otro lado, en el sistema bajo Ni-bajo Cu a 215 °C, a 4 horas de transformación, el sistema se encuentra en la ventana de procesamiento donde alcanza un máximo de austenita de alto carbono presente en la matriz de un 27,69% con un 1,05% en peso de carbón. A 245 °C de austemperado,

en solo 1 hora de transformación alcanza un máximo de austenita de alto carbono del 28,84% con un 1,13% en peso de carbón.

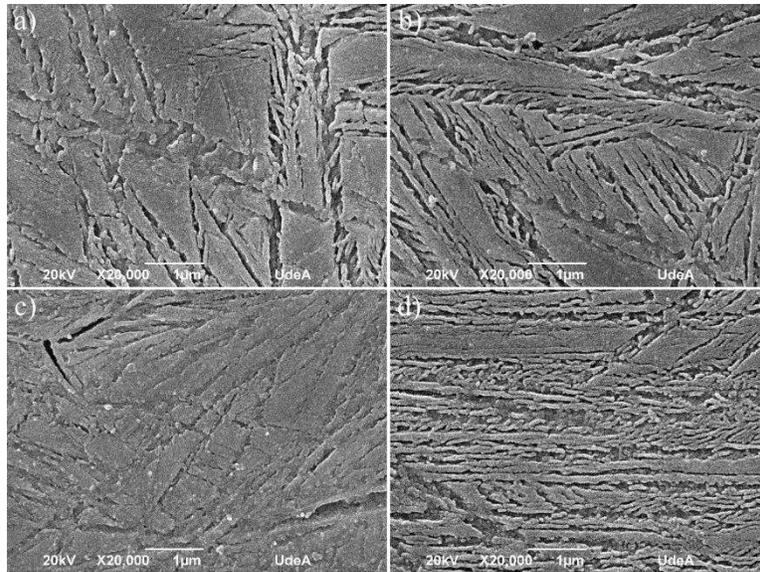
Los resultados mostraron que en todas las condiciones de austemperado el porcentaje de carbono en la austenita de alto carbono aumenta con el tiempo y, ajeno al sistema, a medida que aumenta la temperatura a la cual se realiza el austemperado, el porcentaje de carbono presente en la austenita en un mismo tiempo de transformación es mayor. Esto es de esperarse ya que temperaturas mayores la movilidad del carbono aumenta por lo cual la transformación de austenita a ferrita bainítica es más rápida y la cantidad de carbono que difunde hacia la austenita aleada a la ferrita bainítica formada es mayor y tiene la capacidad de acomodar más dislocaciones plásticamente por la relajación generada por las relativas altas temperaturas.

**Tabla 1.** Valores de porcentaje de austenita de alto carbono.

Tiempo de austemperado (Horas)	Austenita de alto carbono (% volumen)			
	Cu-Ni 200 °C	Cu-Ni 230 °C	Sin aleantes 215 °C	Sin aleantes 245 °C
0,5	18,34	11,68	16,76	20,64
1	13,58	20,56	26,18	28,84
2	15,98	28,22	27,69	18,47
4	27,42	23,30	22,65	20,06
6	26,24	25,86	21,88	17,88
8	28,59	22,62	24,58	17,02
10	27,69	16,61	18,72	17,67

### 3.2.3 Espesores de placa de ferrita bainítica

Las imágenes de microscopía electrónica de barrido de donde se tomaron las mediciones de los espesores de placas de ferrita bainítica de las muestras de cada sistema que presentan la mayor cantidad de austenita de alto carbono se presentan en la Figura 8.



**Figura 8.** Micrografías SEM mejores condiciones de tratamiento. a) Alto Ni-Alto Cu 200 °C-4h, b) Bajo Ni-Bajo Cu 215 °C-2h, c) Alto Ni-Alto Cu 230 °C-2h y d) Bajo Ni-Bajo Cu 245 °C-1h.

Se observa que el sistema alto Ni-alto Cu austemperado a 200 °C por 4 horas presenta una baja cantidad ferrita bainítica y una alta presencia de austenita en bloques junto a austenita de alto carbono. Por otro lado, el material austemperado a 230 °C por 3 horas evidencia un aumento en la cantidad de ferrita bainítica y una disminución en la cantidad de austenita en bloques. Para el sistema bajo Ni-Bajo Cu austemperado 215 °C por 2 horas, se observa una presencia considerable de ferrita bainítica junto una alta cantidad de austenita en bloques, por otro lado, la muestra austemperada a 245 °C por 1 hora la presencia de austenita en bloques es muy baja y predomina la austenita de alto carbono junto a la ferrita bainítica.

Comparando cada sistema se observa que, a medida que aumenta la temperatura de transformación la cantidad de austenita en bloques disminuye, lo cual es de esperarse dado que a mayores temperaturas la velocidad de formación de ferrita bainítica aumenta. Los espesores de ferrita bainítica en todas las muestras analizadas son muy similares, presentando en un 95% de las mediciones realizadas espesores menores a 70nm y en todos los casos espesores menores a 110nm.

Se espera que las propiedades mecánicas, en particular, la resistencia a la tensión y el módulo elástico de estos hierros nodulares austemperados nanoestructurados se vean aumentadas considerablemente sin una disminución significativa del porcentaje de elongación, comparado a los hierros nodulares austemperados tradicionales; también es de esperar, una disminución de la tenacidad debido al aumento de la dureza por el refinamiento de la microestructura.

#### 4. CONCLUSIONES

En ambos sistemas de aleación (alto Ni-alto Cu y bajo Ni-bajo Cu) para las mejores condiciones de tratamiento térmico (máximo de austenita de alto carbono en la matriz; Tabla 1) se obtuvo ausferrita nanoestructurada; los espesores y porcentajes de ferrita bainítica obtenidos son muy similares en todos los casos.

Los elementos Cu-Ni disminuyen la temperatura  $M_s$  de la aleación, lo que posibilita realizar austemperados a menores temperaturas lo cual permite la obtención de ferrita bainítica de menores

espesores, pero a costa de tratamientos más prolongados para llegar a la mejor condición (máxima cantidad de austenita de alto carbono y ferrita bainítica).

## 5. BIBLIOGRAFÍA

- [1] H. K. D. Bhadeshia, *BAINITE IN STEELS Transformations, Microstructure and Properties*, IOM Commun. 2001.
- [2] S. K. Putatunda, S. Panneerselvam, and M. Alshwigi, “Development of nanostructured austempered ductile cast iron (ADI),” *ASM Int. - 28th Heat Treat. Soc. Conf. HEAT Treat. 2015*, pp. 71–75, 2015.
- [3] S. K. Putatunda, S. Kesani, R. Tackett, and G. Lawes, “Development of austenite free ADI (austempered ductile cast iron),” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 435–436, pp. 112–122, 2006.
- [4] S. Savicevic, M. Vukcevic, M. Janjic, H. Avdusinovic, A. Gigovic, and Z. Jurkovic, “Influence of the Austempering Temperature on the Tensile Strength of the Austempered Ductile Iron (ADI) Samples,” *Metalurgija*, vol. 56, no. 1–2, pp. 149–152, 2017.
- [5] S. Panneerselvam, C. J. Martis, S. K. Putatunda, and J. M. Boileau, “An investigation on the stability of austenite in Austempered Ductile Cast Iron (ADI),” *Materials Science and Engineering A*, vol. 626, pp. 237–246, 2015.
- [6] C. Garcia-Mateo and F. G. Caballero, “Part Four Nanoenabled Materials and Coatings for Energy Applications,” pp. 707–724.
- [7] ASTM International, “E3-11: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens 1,” *ASTM Int.*, vol. i, pp. 1–12, 2011.
- [8] W. Conshohocken, “Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings 1,” pp. 1–13, 2017.
- [9] R. Viau, M. Gagné, and R. Thibau, “CuNi Alloyed Austempered Ductile Irons,” *AFS Trans.*, pp. 171–178, 2011.
- [10] T. N. Rouns and K. B. Rundman, “Constitution of Austempered Ductile Iron and Kinetics of Austempering.pdf,” *AFS Res.*, pp. 851–874.
- [11] M. Grech and J. M. Young, “Influence of Austempering Temperature on the Characteristics of Austempered Ductile Iron Alloyed with Cu and Ni.” pp. 1–8, 2011.
- [12] D. J. Moore, T. N. Rouns, and K. B. Rundman, “The Relationship between Microstructure and Tensile Properties in Austempered Ductile Iron,” *Trans. AFS*, vol. 95, pp. 765–74, 1987.
- [13] H. K. D. . Bhadeshia, “MAP\_STEEL\_MUCG83.” [Online]. Available: <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg83.html>.
- [14] ASTM International, “E975-13: Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation 1,” *Astm*, vol. 3, no. Reapproved 2008, pp. 1–7, 2009.
- [15] A. M. Ford and A. Bryant, “Precision X-Ray Diffractometry,” pp. 1–12, 2011.
- [16] B. D. Cullity, *Elements of DIFFRACTION*. 1978.
- [17] N. I. of Health, “Image J: Image Processing and Analysis in Java.” [Online]. Available: <https://imagej.nih.gov/ij/>.