

DESARROLLO DE UN NUEVO TIPO DE FUNDICIÓN ESFEROIDAL CON ESTRUCTURA MULTIFÁSICA

M. LAGARDE, A. BASSO, R. DOMMARCO y J. SIKORA

Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Mar del Plata, ARGENTINA

E-mail (autor de contacto): mlagarde@fi.mdp.edu.ar

RESUMEN

En los últimos años se han venido desarrollado dos nuevos tipos de Fundición Esferoidal (FE) conocidos como “ADI Dual Phase” y “Carbídico Austemperado Ductile Iron” (CADI). Basándose en las experiencias obtenidas en el desarrollo de estos materiales, los autores se vieron motivados a estudiar la posibilidad de obtener otro nuevo tipo de FE denominada Fundición Esferoidal Multifásica (MPDI), que combina las características microestructurales de las anteriores.

Se diseñó y se preparó una FE aleada con Cr, que presentaba matriz perlítica y carburos libres en estado bruto de colada. Se colaron bloques “Y” y se determinaron las temperaturas críticas superior (T_{Csup}) e inferior (T_{Cinf}) del intervalo intercrítico (región donde coexisten ferrita, austenita y grafito), mediante tratamientos térmicos y análisis microestructurales en muestras previamente ferritizadas. Se estudió también la estabilidad de los carburos.

Una vez determinados los límites del intervalo intercrítico, fue posible obtener muestras con distintas cantidades de ferrita libre, ausferrita y carburos, mediante austenizados a $T_{Cinf} < T_C < T_{Csup}$, seguidos de una etapa final de austemperado.

Se comprobó también la posibilidad de obtener MPDI directamente desde la estructura de colada, realizando austenizados incompletos en el mismo rango de temperaturas que para las muestras previamente ferritizadas. Los resultados demuestran que la cinética de la transformación perlita \rightarrow austenita es relativamente rápida (aproximadamente una hora) y, por lo tanto, totalmente compatible con la práctica industrial, lo que genera interesantes perspectivas tecnológicas para este nuevo material.

Tópico 2: Materiales Metálicos

Palabras clave: Fundición Esferoidal, Microestructura multifásica, Carburos, Ausferrita, Ferrita

1. INTRODUCCIÓN

Desde su descubrimiento en los años 40', las fundiciones con grafito esferoidal (FE) han incrementado notoriamente su campo de aplicación gracias a los beneficios propios del proceso de fusión y colada (bajo costo y versatilidad en la producción), en conjunto con su amplio rango de propiedades mecánicas y tecnológicas. Sin embargo, la investigación en FE continúa, siendo algunos de los últimos avances el desarrollo de FE austemperadas con carburos libres (CADI) y FE austemperadas con microestructuras “Dual Phase” (ADI Dual Phase).

FE Austemperadas con Carburos Libres (CADI). La mayoría de las partes de maquinarias en la industria están expuestas a desgaste. El mecanismo principal de desgaste, en cuanto a pérdida de volumen, es la abrasión [1], y está constantemente presente en múltiples piezas asociadas a las industrias minera, de la construcción y agrícola.

Es conocido que algunas variedades de ADI presentan no solo elevada resistencia y tenacidad, sino también buena resistencia a la abrasión en comparación a los aceros. Se ha observado que el ADI se comporta también satisfactoriamente bajo condiciones de abrasión de alta y baja severidad, siempre que el tratamiento térmico sea seleccionado apropiadamente [2,3]. No obstante, para condiciones

particulares de abrasión, en los últimos años se ha desarrollado un nuevo tipo de ADI con carburos libres (CADI) [4,5]. La presencia de carburos refuerza la matriz contra la penetración de las partículas abrasivas pero, al mismo tiempo, reduce la resistencia al impacto [3-5].

Existen diferentes formas de promover la precipitación de carburos para producir CADI, tales como el control de la composición química (reducción de la amplitud del intervalo de temperaturas entre el diagrama estable y el metaestable), el control de la velocidad de solidificación, o ambas en simultaneo [6, 7]. Por lo tanto, la cantidad de carburos y microconstituyentes en la matriz se pueden controlar seleccionando la composición química y ajustando los parámetros del tratamiento térmico respectivamente. Por otro lado, el subenfriamiento afecta marcadamente a la microsegregación. En efecto, a menor velocidad de enfriamiento, mayor es el efecto de la microsegregación, incrementando la probabilidad de precipitación de carburos en las últimas zonas en solidificar (LTF) y promoviendo así la formación de carburos aleados. Por lo tanto, el tamaño, morfología y composición de los carburos puede variar ampliamente, desde los típicos carburos ledeburíticos (no aleados) hasta carburos muy aleados [8-11], dependiendo de las condiciones de enfriamiento. Se ha demostrado que los carburos no aleados, producto de una alta velocidad de enfriamiento y libres de elementos aleantes, son menos estables que los carburos altamente aleados y por ello tienen tendencia a disolverse durante la etapa de austenización del tratamiento térmico [12].

Como se mencionó, la aplicación del CADI es reciente, y está mayormente relacionada a maquinaria para minería y agricultura. En determinadas situaciones, la resistencia a la abrasión del CADI es comparable a la del acero templado y revenido, o a las fundiciones blancas; pero con la ventaja de tener un costo de producción menor [7]. Sin embargo, el desafío en el desarrollo del CADI es obtener un balance óptimo entre resistencia a la abrasión y al impacto en cada aplicación.

FE Austemperizadas Dual Phase (ADI Dual Phase). Actualmente está en desarrollo un nuevo tipo de FE, usualmente denominadas ADI Dual Phase. La matriz de las ADI Dual Phase está compuesta por ausferrita (igual que la microestructura de un ADI convencional) y ferrita libre (o alotriomórfica). El objetivo de este nuevo tipo de FE es combinar la elevada resistencia y tenacidad de la ausferrita con la alta ductibilidad de la ferrita [13-17].

Se han utilizado diferentes métodos para obtener microestructuras ADI Dual Phase [13-15]. Uno de los métodos más empleados es el utilizado por Basso et al. [15,16] y Kilicli et al. [17], que consiste en un austenizado incompleto a temperaturas dentro del intervalo intercrítico, donde coexisten las fases austenita (γ) ferrita (α) y grafito (Gr), Figura 1. Luego de esta etapa del tratamiento térmico, se debe llevar a cabo un ciclo de austemperizado para transformar la austenita en ausferrita. Este tratamiento térmico, permite obtener microestructuras con diferentes cantidades y morfologías de ferrita libre y ausferrita, dependiendo de la temperatura de austenización intercrítica (T_{IC}).

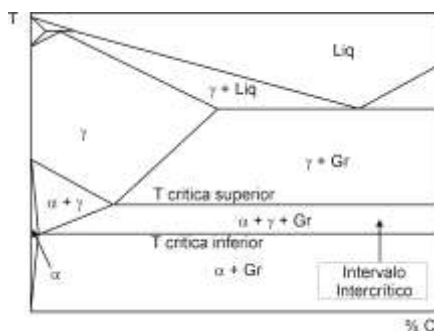


Figura 1. Diagrama de fase pseudobinario Fe-C para un contenido de Si constante.

Se han llevado a cabo varios estudios para evaluar la influencia de distintas variables en la microestructura y propiedades mecánicas de las ADI Dual Phase [13-17], tales como temperatura de austenización, temperatura de austemperado y tamaño de pieza. Los resultados mostraron que se

pueden obtener buenas combinaciones de propiedades mecánicas para ciertas variantes de estructuras ADI Dual Phase [14-17].

FE Multifásicas (MPDI). Basados en las experiencias obtenidas al estudiar CADI y ADI Dual Phase, los autores del presente trabajo consideraron la posibilidad de obtener una nueva microestructura que combine las principales características de ambas variantes.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Colada y preparación de las muestras

Se obtuvieron bloques “Y” de 25 mm de espesor (ASTM A897M) que fueron colados en la empresa Titania S.A. El material se obtuvo en un horno de inducción de 100 kg de capacidad, utilizando como carga chatarra de acero y retorno de fundición. La nodulización se realizó mediante el método sándwich utilizando Fe-Si-Mg como nodulizante. Para la inoculación se utilizó Fe-Si (75 %Si). La colada fue aleada con aproximadamente 2 % de Cr para obtener carburos libres aleados y estables. Se cortaron muestras de los bloques “Y” y se mecanizaron luego con forma prismática.

2.2. Tratamientos Térmicos

Se ferritizó la mayor parte del material empleando un ciclo de “alta temperatura”, consistente en un austenizado a $T_{\gamma}=900$ °C en un horno mufla durante $t_{\gamma}=9$ horas, seguido de enfriamiento lento en horno hasta $T=740$ °C y mantenimiento durante $t_{\gamma}=10$ horas. Luego, las muestras fueron enfriadas en el horno.

Las temperaturas críticas superior (T_{Csup}) e inferior (T_{Cinf}) del intervalo intercrítico se determinaron usando la metodología descrita en un trabajo anterior [15]: se calentaron muestras ferritizadas, de 12 mm de diámetro y 25 mm de longitud, hasta temperaturas comprendidas entre 740 y 880 °C, a intervalos de 10 °C, con el objetivo de cuantificar el grado de transformación de ferrita en austenita en función de la temperatura. El tiempo de permanencia en el horno de cada muestra fue de $t=2$ horas, y luego fueron templadas en agua. La microestructura resultó compuesta por diferentes cantidades de ferrita (matriz original) y martensita (austenita templada), según la temperatura empleada.

Se estableció como temperatura crítica inferior, T_{Cinf} la temperatura a la cual se aprecian las primeras áreas de martensita dentro de la microestructura, y como temperatura crítica superior, T_{Csup} , la menor temperatura a la que ya no se observó ferrita en la matriz.

Si bien el objetivo final del trabajo fue obtener matrices compuestas por carburos libres y diferentes porcentajes de ferrita y ausferrita, en esta etapa del estudio se reemplazó el austemperizado por un temple en agua, para simplificar y reducir el tiempo para completar el ciclo térmico.

2.3. Estudio de la composición química y microestructura

La composición química de la aleación se determinó utilizando un espectrómetro de emisión óptica con excitación por chispa, marca Baird DV6.

La microestructura se analizó empleando un microscopio Óptico marca Olympus G7. Las muestras se cortaron y las superficies de interés fueron desbastadas con lija al agua y luego pulidas a espejo con paño, utilizando como abrasivo una suspensión de partículas de alúmina. La microestructura se reveló mediante ataque químico con Nital 2 %.

El porcentaje de las diferentes fases, incluyendo los carburos, se determinó en el microscopio óptico utilizando el software Image Pro Plus. Los valores reportados son el promedio de al menos cinco determinaciones en cada muestra. Se midió el porcentaje de carburos en la microestructura en bruto de colada, y también después del ferritizado, para analizar la estabilidad de los mismos durante la etapa de austenización del tratamiento térmico.

Para la cuantificación de carburos, las muestras se atacaron con Persulfato de Amonio al 10 % y el porcentaje de carburos se midió en distintas áreas de la microestructura con magnificación 5X. El error estimado de esta medición fue del 5%.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Caracterización de la microestructura en bruto de colada.

La composición química de la colada se muestra en la Tabla 1, donde se ve que la composición química de la muestra es ligeramente hipoeutéctica (carbono equivalente, EC ~ 4.1).

Table 1. Composición Química de la colada (wt %).

C	Si	Mn	Cu	Cr	Mg	P	S	CE
3.2	3.1	0.49	0.3	1.92	0.04	0.02	0.02	4.1

El principal aleante utilizado fue el Cr, para promover la precipitación de carburos aleados. También se emplearon pequeñas cantidades de Cu para aumentar la austemperabilidad. En la Figura 2 se observan las microestructuras de muestras en bruto de colada, donde pueden apreciarse carburos libres sobre una matriz totalmente perlítica. La nodularidad fue mayor al 90 % y el conteo nodular de 110 nod/mm², de acuerdo a la norma ASTM A247. El contenido de carburos en bruto de colada fue de aproximadamente 15%.

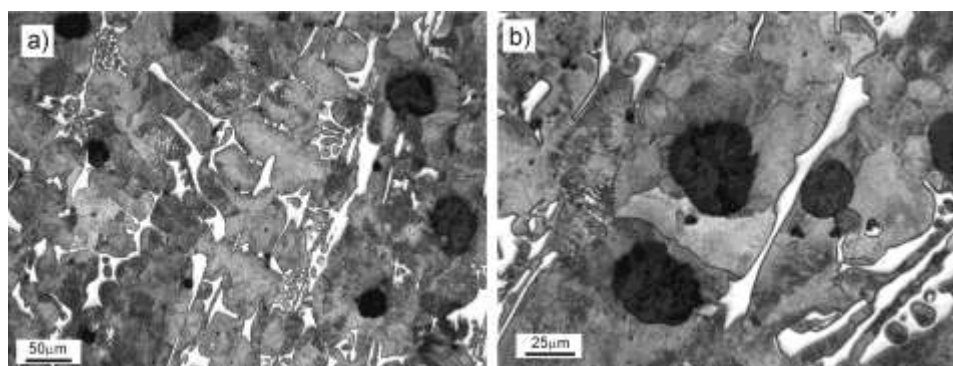


Figura 2. Microestructuras en estado bruto de colada, a) 20X y b) 50X. Nital 2%.

3.2. Caracterización de la microestructura luego de los tratamientos térmicos

Los contenidos de carburos libres en estado bruto de colada y luego del ferritizado, se muestran en la Tabla 2 para las zonas central y subsuperficial correspondientes a la región calibrada de los bloque “Y”. En la zona central no se observó disolución de los carburos libres. Esto se debe a la alta estabilidad térmica de los carburos, ubicados principalmente en las zonas LTF, debido al alto contenido de Cr de esta colada (en comparación con una FE regular) y a la tendencia del Cr a segregar hacia dichas zonas[11]. En cambio, se puede ver en la Tabla 2 que existe una pequeña diferencia entre el contenido de carburos en condición bruto de colada y luego del ferritizado en la región subsuperficial del bloque “Y”. Esto se explica por la mayor velocidad de enfriamiento en esta zona, que resulta en un contenido menor de Cr en los carburos, haciéndolos menos estables.

Table 2. Contenido de Carburos libres (vol. %) en la microestructura directo de colada y luego del ferritizado, en el centro del Bloque “Y” y cerca de la superficie.

Condición	Ubicación	
	Centro	Subsuperficial
As cast	14	15
Recocido	13	11

Luego del ferritizado, la matriz de las muestras fue ferrítica, con una fina dispersión de pequeños carburos, como se puede ver en las Figuras 3 a) y b). Estos pequeños carburos se formaron en el tratamiento de ferritizado (durante la etapa de austenización a temperatura constante). En esta

colada la cementita de la perlita posee un elevado contenido de Cr por lo que no se logra disolver totalmente aún luego de permanecer muchas horas a elevada temperatura (740 °C) dentro del horno.

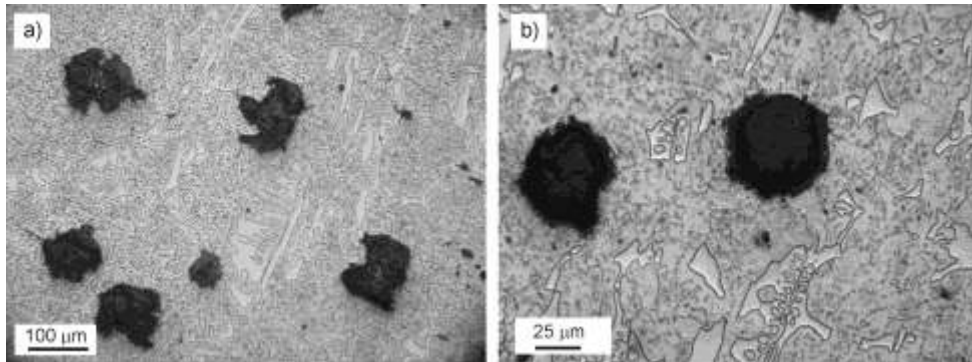


Figura 3. Microestructuras luego del ferritizado a dos magnificaciones, a) 20X y b) 50X. Nital 2%.

3.3 Determinación de T_{Cinf} y T_{Csup}

Las temperaturas T_{Cinf} y T_{Csup} se determinaron de acuerdo al procedimiento descrito en la sección 2. La temperatura T_{Cinf} resultó 810 °C, mientras que la T_{Csup} fue 860 °C. Comparando este resultado con el de trabajos anteriores [15-17], se observa que la adición de Cr tiene una fuerte influencia sobre las temperaturas del intervalo intercrítico, reduciendo su amplitud ya que este elemento aumenta la T_{ICinf} y a su vez disminuye (en menor proporción) la T_{ICsup} .

Las microestructuras de las muestras sometidas al ciclo térmico de austenizado incompleto seguido de temple en agua se muestran en la Figura 4. En todos los casos la región gris oscura corresponde a martensita, y las grandes regiones blancas, a los carburos aleados. En las muestras austenizadas a menores temperaturas, el resto de las zonas blancas corresponden a ferrita libre, dentro de la cual se pueden ver pequeños carburos (cementita globulizada). A temperaturas cercanas a T_{Cinf} , por ejemplo $T = 810$ °C (Figura 4a), la microestructura es mayoritariamente ferrítica. A medida que se incrementa la temperatura dentro del intervalo intercrítico se produce el avance de la reacción ferrita → austenita, por lo tanto a temperaturas cercanas a T_{Csup} , $T = 850$ °C (Figura 4e), la martensita es el principal componente de la matriz metálica.

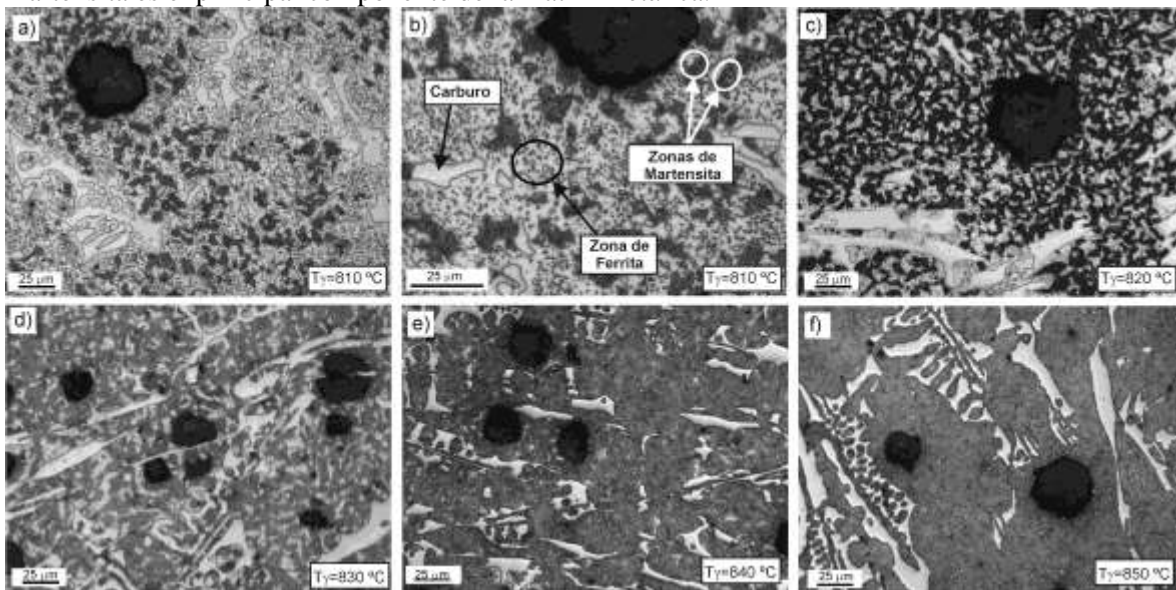


Figura 4. Microestructuras obtenidas luego del austenizado a diferentes temperaturas dentro del intervalo intercrítico.

En base a estos resultados, se pudo comprobar que para la aleación estudiada, utilizando tratamientos térmicos que incluyen un austenizado incompleto y un temple posterior, se pueden obtener microestructuras multifásicas, compuestas por diferentes porcentajes de ferrita, martensita y carburos libres.

3.4. Microestructuras obtenidas desde bruto de colada.

El ciclo térmico descrito anteriormente para la obtención de una microestructura multifásica, tiene como desventaja tecnológica el ciclo de ferritizado previo al tratamiento intercrítico. Por esta razón, se analizó la posibilidad de obtener microestructuras multifásicas similares utilizando muestras en estado bruto de colada.

Las fases presentes en el intervalo intercrítico ($\alpha + \gamma + Gr$) y sus cantidades relativas corresponden al estado de equilibrio termodinámico, por lo tanto, luego de un determinado tiempo de permanencia a una temperatura en el rango $T_{Cinf} < T_{IC} < T_{Csup}$ se deberían obtener estas fases, independientemente de la microestructura de partida. Debido a ello, es importante encontrar el tiempo necesario para alcanzar el equilibrio termodinámico.

Con este propósito se mantuvieron cuatro muestras de material en estado bruto de colada en el horno a $T=830\text{ }^{\circ}\text{C}$ (temperatura dentro del intervalo intercrítico) durante 1, 2, 3 y 4 horas, y luego fueron templadas en agua. Los porcentajes de martensita y ferrita obtenidos para los distintos tiempos de permanencia en el horno fueron exactamente iguales y, al mismo tiempo, iguales a los de las muestras tratadas a esa temperatura luego del ferritizado previo. Por lo tanto, pudo establecerse que con una hora de permanencia a la temperatura intercrítica, ya se alcanzan las fases y cantidades de equilibrio. La única diferencia observada fue que a medida que aumenta el tiempo de permanencia en el horno, la cementita remanente (obtenida por la transformación perlitita \rightarrow ferrita) se hace más globular.

Una vez definida la cinética de la reacción, se sometieron muestras de material en bruto de colada al tratamiento térmico dentro del intervalo intercrítico, a distintas temperaturas T_{IC} . Las temperaturas utilizadas fueron $T_{IC} = 810, 820, 830, 840$ and $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ y el tiempo de permanencia en el horno fue $t_{IC}=2$ horas. Las microestructuras obtenidas se pueden ver en la Figura 5, y son similares a aquellas de la Figura 4 (obtenidas a partir de material ferritizado). A medida que la temperatura T_{IC} aumenta el contenido de martensita en la microestructura también aumenta y el de ferrita disminuye. Dentro de la ferrita se puede ver la fina dispersión de cementita globulizada. Estos resultados confirman que se puede obtener FE con microestructura multifásica empleando material en bruto de colada, evitando así el ferritizado previo.

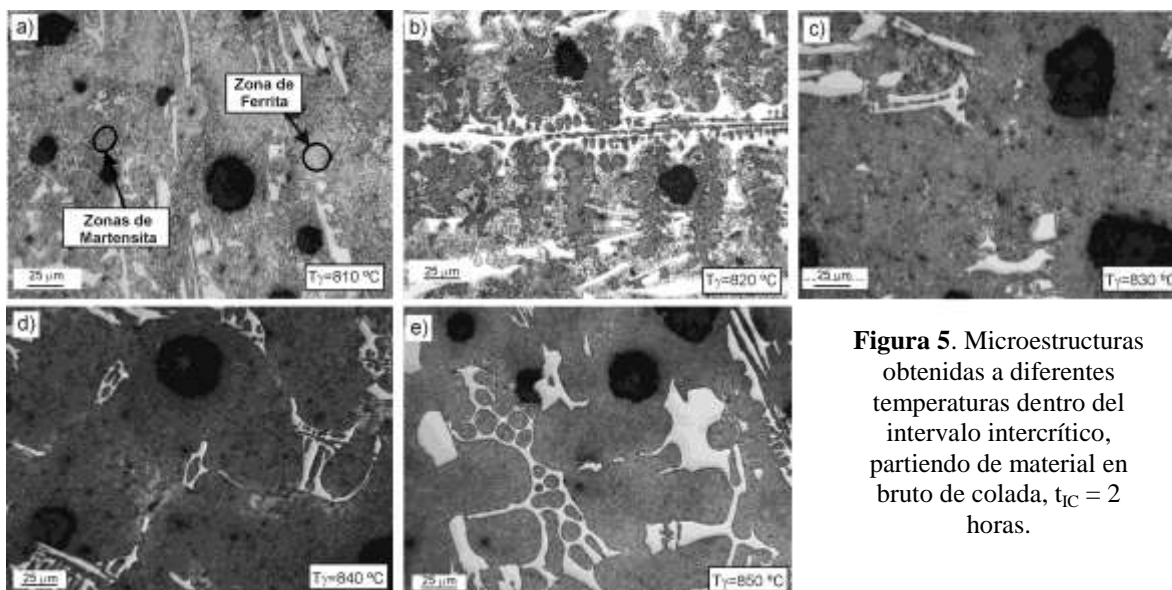


Figura 5. Microestructuras obtenidas a diferentes temperaturas dentro del intervalo intercrítico, partiendo de material en bruto de colada, $t_{IC} = 2$ horas.

3.5. Microestructuras Multifásicas Compuestas por Ausferrita + Ferrita + Carburos

Como ya se mencionó, el objetivo de este estudio fue desarrollar y caracterizar un nuevo tipo de FE con microestructura multifásica, compuesta por distintas cantidades de carburos libres, ferrita alotropomórfica y ausferrita. Para ello, luego de una austenización incompleta dentro del intervalo intercrítico, las muestras deben ser sometidas a un austemperado, en lugar del temple utilizado en los puntos anteriormente descritos. De esta manera, se promueve la transformación austenita → ausferrita en lugar de austenita → martensita. En la Figura 6 se muestran algunas microestructuras multifásicas. Como se puede ver, la única diferencia entre estas microestructuras y las de las Figuras 4 y 5 es la presencia de ausferrita en lugar de martensita. Sobre cada micrografía de la Figura 6 están detalladas las temperaturas de austenización y de austemperado. Se observa que la cantidad de ausferrita es mucho mayor en la muestra austenizada a mayor T_{IC} , en correspondencia con la cantidad de martensita en las microestructuras de las Figuras 4 y 5. Las Figuras 6 b), d) y f) son ampliaciones de las Figuras 6 a), c) y e) respectivamente. En la Figura 6 f) se aprecia claramente la morfología acicular de la ausferrita.

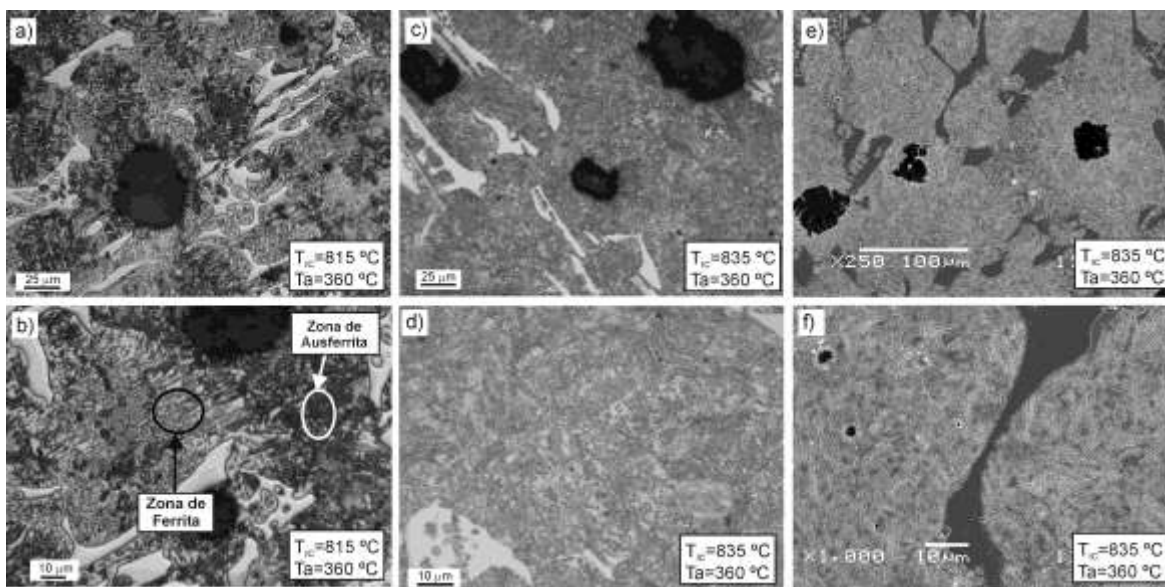


Figura 6. Microestructuras multifásicas obtenidas de muestras austenizadas a dos temperaturas distintas: a) y b) 815 °C y c), d), e) y f) 835 °C; Ta = 360 °C.

4. CONCLUSIONES

1 – A partir de tratamientos térmicos que involucran un austenizado incompleto dentro del intervalo intercrítico del diagrama de equilibrio Fe-C-Si, aplicados a una FE aleada con Cr=2%, se lograron obtener microestructuras compuestas por carburos libres, ferrita libre y ausferrita (o martensita, dependiendo de la etapa final de enfriamiento).

2 – Dependiendo de la temperatura de austenización dentro del intervalo intercrítico, se obtuvieron microestructuras con diferentes cantidades de ferrita y ausferrita (o martensita), y carburos libres precipitados en la solidificación.

3 – La misma microestructura multifásica puede ser obtenida a partir de material ferritizado o en estado bruto de colada.

4 – Se pudo determinar que el Cr tiene un fuerte efecto en las temperaturas críticas superior (T_{Csup}) e inferior (T_{Cinf}) del intervalo intercrítico, aumentando la T_{Cinf} y reduciendo la T_{Csup} (el intervalo se reduce en comparación a FE con composición química similar pero sin Cr).

5- El contenido de carburos libres obtenidos durante la solidificación permanece aproximadamente constante luego de los tratamientos térmicos. Esto se debe a su elevada estabilidad termodinámica como consecuencia del alto contenido de Cr.

REFERENCIAS

1. K.S. Al-Rubaie; "Equivalent hardness concept and two body abrasion of iron-base alloys", *Wear* 243 (2000), pp.92-100.
2. S. Laino, H. R. Ortiz and R. C. Dommarco. The Influence of Austempering Temperature on the Wear Resistance of Ductile Iron under Two Different Tribosystems, *ISIJ International*, Vol. 49 (2009), No. 1, pp. 132-138.
3. US Patent # 6,258,180 B1, "Wear resistant ductile iron", Julio de 2001.
4. ADI Treatments Limited; "Furnace is key to CADI solutions", *Foundry Trade Journal* (2006), pp. 58-59.
5. S.Laino, J.A.Sikora and R.C. Dommarco; "Development of Carbide Austempered Ductile Iron (CADI)," *Wear* 265 (2008) 01-07.
6. J.R. Keough and K.L. Hayrynen, Carbide austempered ductile iron (CADI), *Ductile Iron News* 3 (2000).
7. K.L. Hayrynen and K.R. Brandenburg, Carbide austempered ductile iron (CADI)—the new wear material, *Am. Foundry Soc.* 111 (2003) 845–850.
8. R.B. Gundlach, J.F. Janowak, S. Bechet and K. Rohrig, On the problems with carbide formation in gray cast iron, in: *Materials Research Society Symposium Proceedings*, 34, 1985, pp. 251–261.
9. J. Lacaze, G. Torres Camacho and C. Bak, Microsegregation in mottled spheroidal graphite cast iron, *Int. J. Cast Met. Res.* 16 (2003) 167–172.
10. L. Nastac and D.M. Stefanescu, Modeling of the stable-to-metastable structural transition in cast iron, *Adv. Mater. Res.* 4–5 (1997) 469–478.
11. H. Zhao and B. Liu.; Modeling of stable and metastable eutectic transformation of spheroidal graphite iron casting, *ISIJ Int.* 41 (2001) 986–991.
12. M. Caldera, G. Rivera, R. Boeri and J. Sikora.; Precipitation and dissolution of carbides in low alloy ductile iron plates of varied thickness, *Mater. Sci. Technol.* 21 (10) (2005) 1187–1191.
13. J. Aranzabal, G. Serramoglia and D. Rousiere; Development of a new mixed (ferritic – ausferritic) ductile iron for automotive suspension parts. *Int. J. Cast Met. Res.* 16(1), (2002) 185–190.
14. C. Verdu, J. Adrien and A. Reynaud; Contributions of dual phase heat treatments to fatigue properties of SG cast irons. *Int. J. Cast Met. Res.* 18(6), (2005) 346–354.
15. A. Basso, R. Martinez and J. Sikora; Influence of austenitizing and austempering temperatures on microstructure and properties of dual phase ADI. *Mater. Sci. Technol.* 23(11), (2007) 1321–1326.
16. A. Basso, R. Martinez and J. Sikora; Influence of part size on dual-phase ADI microstructure and properties: comparison with fully ferritic and fully ausferritic matrices. *Mater. Sci. Technol.*, 25(10), (2009) 1271–1278.
17. V. Kilicli and M. Erdogan; Effect of ausferrite volume fraction and morphology on tensile properties of partially austenitized and austempered ductile irons with dual matrix structures. *Int. J. Cast Met.* 20(4), (2007) 202–214.
18. S. Laino, J. A. Sikora and R. C. Dommarco. Influence of Chemical Composition and Solidification Rate on the Abrasion and Impact Properties of CADI, *ISIJ International*, Vol. 49 (2009), No. 8, pp. 1239-1245.