ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO EN HIERROS NODULARES DE ESTRUCTURAS BIFÁSICAS

María de J. Pérez-López[1], Claudia V. Valdés[2], Marisol Figueroa[2], , Efraín Almanza[1]*

- ✓ Este artículo forma parte del "Volumen Suplemento" **S1** de *la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales* (*RLMM*). Los suplementos de la RLMM son números especiales de la revista dedicados a publicar memorias de congresos.
- ✓ Este suplemento constituye las memorias del congreso "*X Iberoamericano de Metalurgia y Materiales (X IBEROMET)*" celebrado en Cartagena, Colombia, del 13 al 17 de Octubre de 2008.
- ✓ La selección y arbitraje de los trabajos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*, quien nombró una comisión *ad-hoc* para este fin (véase editorial de este suplemento).
- ✓ La *RLMM* no sometió estos artículos al proceso regular de arbitraje que utiliza la revista para los números regulares de la misma.
- ✓ Se recomendó el uso de las "Instrucciones para Autores" establecidas por la *RLMM* para la elaboración de los artículos. No obstante, la revisión principal del formato de los artículos que aparecen en este suplemento fue responsabilidad del Comité Organizador del *X IBEROMET*.

Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 2009; **S1** (2): 611-617

ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO EN HIERROS NODULARES DE ESTRUCTURAS BIFÁSICAS

María de J. Pérez-López[1], Claudia V. Valdés[2], Marisol Figueroa[2], , Efraín Almanza[1]*

1: Div. de Estudios de Posgrado e Investigación, Instituto Tecnológico de Saltillo, México
2: Alumnas del programa de Maestría en Ciencias en Materiales

** E-mail: mjperez@its.mx*

Trabajos presentados en el X CONGRESO IBEROAMERICANO DE METALURGIA Y MATERIALES IBEROMET
Cartagena de Indias (Colombia), 13 al 17 de Octubre de 2008
Selección de trabajos a cargo de los organizadores del evento

Publicado On-Line el 29-Jul-2009
Disponible en: *www.polimeros.labb.usb.ve/RLMM/home.html*

Resumen

En este trabajo un hierro nodular no aleado y uno aleado al 1Ni-0,24Mo-0,13Cu fueron sometidos a un calentamiento en la región intercrítica de dos fases ($\alpha + \gamma$) a temperaturas comprendidas entre 780 – 830°C por 90 minutos y posteriormente austemperizados en un baño de sales a temperaturas de 375°C o 315°C por 60 minutos para generar una estructura bifásica con diferentes porcentajes en volumen de ausferrita y ferrita proeutectoide. Una comparación de las propiedades mecánicas resultantes con las de hierros nodulares procesados por un tratamiento de austemperizado convencional a 860°C, muestra que la resistencia a la tensión no es afectada de manera significativa, sin embargo la resistencia al impacto se incrementa de manera importante. Los mejores valores de energía al impacto (130 – 135J) se obtuvieron para ambos hierros cuando fueron tratados a 830°C y austemperizados a 375°C.

Palabras Claves: *hierro nodular, calentamiento intercrítico, austemperizado, propiedades mecánicas*

Abstract

In the present work an unalloyed and alloyed 1Ni-0,24Mo-0,13Cu nodular irons were heat treated in the intercritic region of two phases ($\alpha + \gamma$) at temperatures between 780-830°C by 90 minutes and then austempering in a salt bath at temperatures of 375°C or 315°C by 60 minutes in order to generate a dual matrix structure with different amounts of ausferrite and pro-eutectoid ferrite. A comparison on mechanical properties with the nodular irons heat treatment by a conventional austempering at 860°C, showed that the tensile strength is not affected significantly, however, the impact strength increases considerably. The best values of impact strength (130-135J) were obtained for both irons when they were treated at 830°C and austempering at 375°C.

Keywords: *Nodular iron, intercritical heating, austempering, mechanical properties*

1. INTRODUCCIÓN

Los hierros nodulares austemperizados (ADI austempered ductile iron por sus siglas en ingles) han sido ampliamente estudiados durante la última década por su excelente combinación de propiedades mecánicas [1-3]. Durante el mantenimiento a la temperatura isotérmica de austemperizado entre 280 y 420ºC, la austenita madre (γ) se descompone de acuerdo a la reacción I: $\gamma = (\alpha)+(\gamma_{HC})$. Esta estructura difiere de la de los aceros austemperizados que consiste de ferrita y carburos. Por la diferencias microestructurales presentes, el producto de la reacción de austemperizado en los hierros nodulares se conoce como ausferrita mas que bainita. La gran cantidad de silicio presente en los hierros dúctiles suprime temporalmente la precipitación de la fase carburo durante el austemperizado y retiene cantidades importantes de austenita de alto carbono. La γ_{HC} que forma parte de la ausferrita es térmicamente inestable y con tiempos prolongados a la temperatura de austemperizado o recalentamiento posterior se descompone en ferrita y carburos $-\gamma_{HC} = \alpha + carburos$-, esta segunda reacción es indeseable ya que deteriora las propiedades mecánicas de los ADI, en particular la ductilidad y tenacidad [4-5].

En la literatura esta bien establecido el efecto de los elementos de aleación sobre la cinética de las reacciones y estabilidad de la estructura[6], el efecto de la temperatura y tiempo de austemperizado sobre

el tipo y proporción de fases presentes [4-5] y la dependencia de la fracción volumen de fases presentes con las propiedades mecánicas [1-5]. Aunque los ADI presentan una buena combinación de propiedades mecánicas, la industria automotriz demanda mejores niveles de ductilidad sin demérito en la resistencia. En la literatura [7,8] se propone, que una optimización en los niveles de ductilidad puede obtenerse mediante el desarrollo de estructuras bifásicas (ferrita-ausferrita) por tratamiento térmico. Los ADI de estructura duplex o bifásica se obtienen por austenitización parcial de los hierros dúctiles en la región bifásica ($\alpha + \gamma$) y posterior austemperizado. La temperatura de calentamiento en la región bifásica corresponde propiamente a la región $\alpha+\gamma$+grafito para los hierros. Kobayasi [7] reporta que la combinación de resistencia-elongación en hierros dúctiles con matriz ferrita-ausferrita son superiores a las obtenidas en hierros dúctiles austemperizados de manera convencional. Rousiere [8] demuestra que hierros nodulares con matriz ferrita-ausferrita exhiben el doble en resistencia a la tensión y elongaciones similares a los hierros con matriz ferrita. Otros resultados relacionados con estructuras bifásicas indican que las propiedades en hierros dúctiles con matriz ferrita-ausferrita son superiores a las de hierros de estructuras duplex ferrita-martensita [9].

Aunque las propiedades mecánicas reportadas son mejoradas, no existe información sobre el efecto que la cantidad inicial de ferrita proutectoide tiene sobre el comportamiento mecánico cuando los hierros son calentados en la región intercrítica ($\alpha + \gamma$ + grafito).

2. PARTE EXPERIMENTAL

La composición química de los hierros nodulares empleados en este trabajo se presenta en la Tabla 1. Los hierros fueron elaborados en un horno de inducción de alta frecuencia empleando chatarra de acero, retorno de hierro nodular, grafito, alambre de cobre, níquel electrolítico y Fe-Mo. La nodulización se realizó en un reactor cubierto "Tundish cover" empleando Fe-Si-5%Mg como esferoidizante del grafito. El metal fue vaciado después de haber sido inoculado con una aleación de Fe-Si (75%) en moldes de arena sílica para obtener bloques en "Y" de acuerdo a la norma ASTM A897M-90 [10].

Las probetas de tensión con un diámetro de 6.4 mm en su sección reducida (ASTM-897M-90) y probetas de impacto de 10x10x55 mm sin entalla (ASTM-397-91 [11]) fueron maquinadas de la parte inferior de los bloques en "Y". El tratamiento térmico para todos los hierros consistió en un calentamiento a la temperatura intercrítica de 780, 800 y 830°C por 90 minutos seguido de austemperizado a 375 o 315°C por tiempos de 60 minutos, el tratamiento finalizó con el enfriamiento de las piezas en un baño de agua fría.

Tabla 1. Composición química de los hierros nodulares.

Elemento (% en peso)	*Tipo de hierro*	
	No aleado	*1Ni-0,24Mo-0,13Cu*
C	3,78	3,41
Si	3,09	2,58
Mn	0,45	0,47
S	0,01	0,04
P	0,05	0,03
Mg	0,03	0,08
Ni	---	1,01
Mo	---	0,23
Cu	---	0,14
CE	4,82	4,27

CE: Carbón equivalente

El ensayo de tensión se realizó a temperatura ambiente en una máquina de ensayos universal de 10T a una velocidad de desplazamiento del cabezal de 1mm/min, mientras que, el ensayo de impacto se efectuó en una máquina de ensayos Charpy con una capacidad de 325J, un mínimo de 3 muestras fue ensayada para cada condición. El análisis de imágenes acoplado a un microscopio óptico fue empleado para medir las proporciones de fases presentes.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Microestructura al estado de colada

Un resumen de las características microestructurales y propiedades de los hierros al estado de colada se presenta en la Tabla 2. La morfología de los nódulos de grafito en los hierros dúctiles es esférica, con una cuenta de nódulos de 135 a 160 nódulos/mm^2, y un porcentaje volumen de grafito entre 7 y 8.

La microestructura de la matriz metálica es ferrítico-perlítica del tipo ojo de buey (bull-eye) para ambos hierros (Figura 1). La presencia de cobre que es un elemento perlitizante incrementa el porcentaje de perlita a 42% en la microestructura del hierro aleado con 1Ni-0,24Mo-0,13Cu.

Tabla 2. Características microestructurales y propiedades mecánicas de los hierros al estado de colada.

Característica	*Tipo de hierro*	
	No aleado	*1Ni-0,24Mo-0,13Cu*
Perlita, %	20	42
Ferrita, %	73	50
Grafito, %	7	8
Nódulos/mm^2	135	160
Nodularidad	92	95
Límite de cedencia, MPa	350	250
Resistencia última a la tensión, MPa	404	370
Elongación, %	15	5,3
Resistencia al impacto, J	83	19

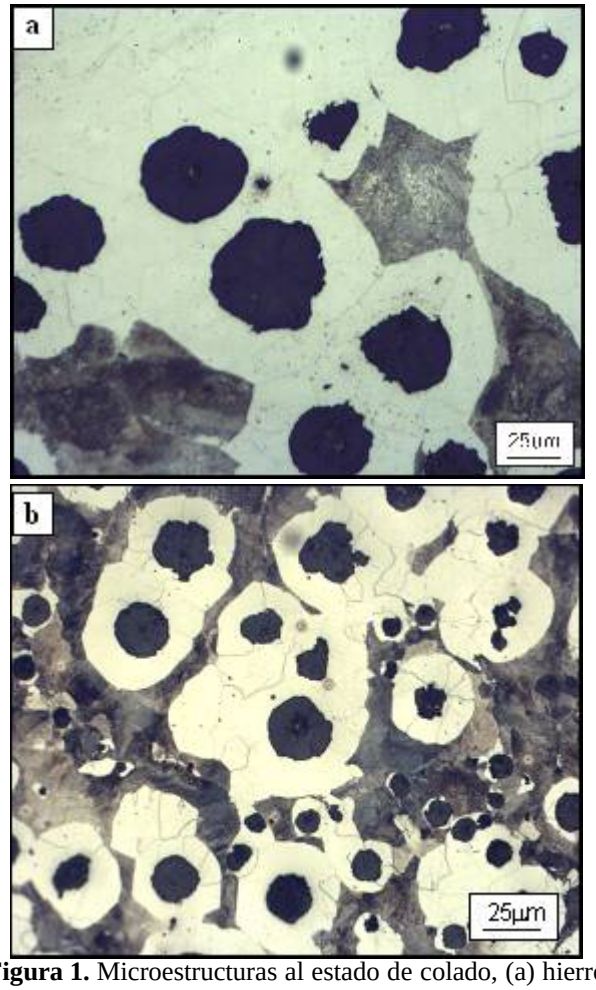


Figura 1. Microestructuras al estado de colado, (a) hierro no aleado y (b) hierro aleado 1Ni-0,24Mo-0,13Cu.

Microestructura bifásica

El calentamiento de los hierros en la región intercrítica entre 780 a 830°C, produce una estructura inicial consistente en $\alpha_p + \gamma$, con diferentes proporciones de ferrita proeutectoide (α_p) y austentia (γ) para cada hierro que es función de la composición química de los hierros y la temperatura de austenitización parcial utilizada, Tabla 3.

Tabla 3. Características microestructurales y propiedades mecánicas de los hierros al estado de colada.

Tipo de hierro	*Temperatura intercrítica, °C*	*Porcentaje volumen de α_p*	*Porcentaje volumen de ausferrita*
No aleado (7% grafito)	780	93	0
	800	85	8
	830	42	51
1Ni-0,24Mo-0,13Cu (8% grafito)	780	33	59
	800	30	62
	830	19	73

Durante el calentamiento la austenita inicia su nucleación y crecimiento en las interfases α/Fe_3C de la perlita presente en la matriz metálica. Aparentemente, la presencia de altas cantidades de perlita en el hierro aleado promueve mayores cantidades de austenita durante el calentamiento con un decremento en la cantidad de ferrita. Adicionalmente la presencia de elementos de aleación como el níquel y molibdeno que cierran el intervalo de temperaturas A_1 yA_f (A_1: temperatura mínima a la cual inicia la formación de austenita durante el calentamiento y A_f: temperatura más elevada a la que la ferrita es estable) que conduce a la obtención de mayores cantidades de austenita al incrementarse la temperatura de calentamiento intercrítica.

Durante el mantenimiento isotérmico posterior, a la temperatura de austemperizado (370 o 315°C), la austenita madre (γ) transforma en ausferrita (ferrita y austenita de alto carbono). La cantidad de ausferrita formada en función de la temperatura de calentamiento intercrítica se incluye en la Tabla 3.

La estructura ausferrítica aparece preferentemente en los límites de la celda eutéctica desarrollando una red semicontinua que crece desde el límite de la celda eutéctica hacia el interior de la misma dependiendo de la cantidad de austenita previamente

formada, Figuras 2 y 3. En todos los casos cuando la ferrita prouetectoide esta presente, se localizó rodeando a los nódulos de grafito o muy cerca de ellos. Además se observó que el calentamiento del hierro no aleado a 780 y 800ºC, promueve la formación de una estructura ferrítica, condición que inhibe la formación de la estructura bifásica.

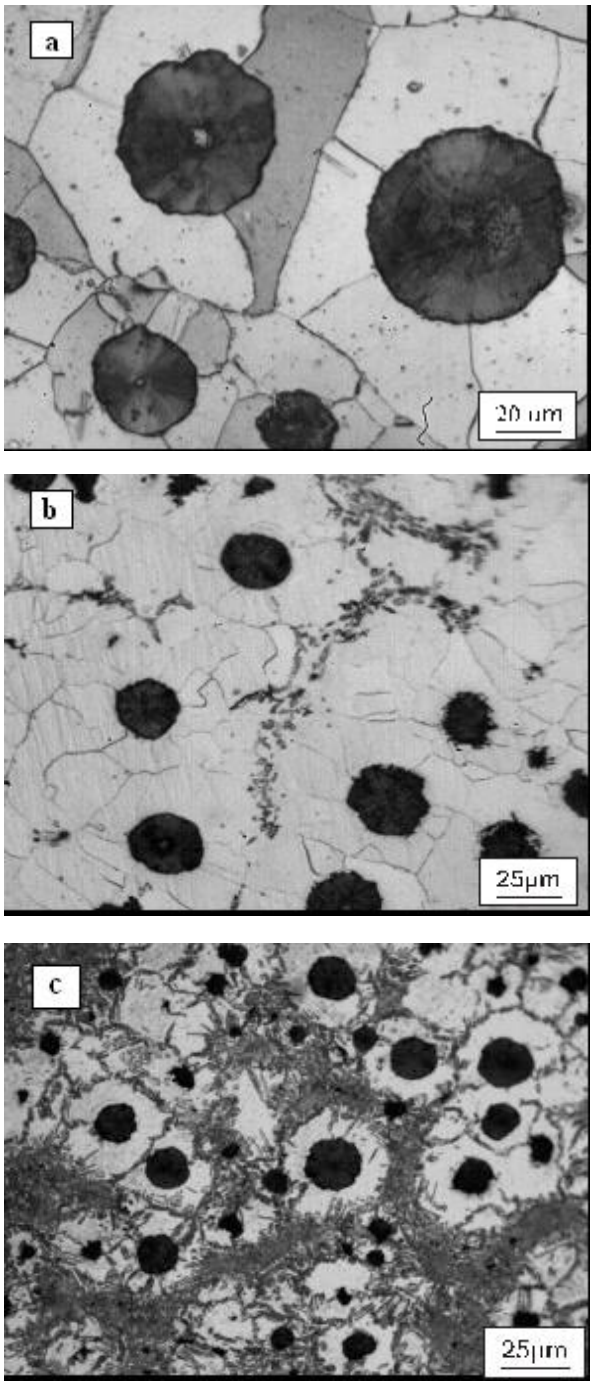


Figura 2. Cambios microestructurales en función de la temperatura de calentamiento intercrítica para el hierro no aleado y austemperizado a 375ºC, (a) 780ºC, (b) 800ºC y (c) 830ºC.

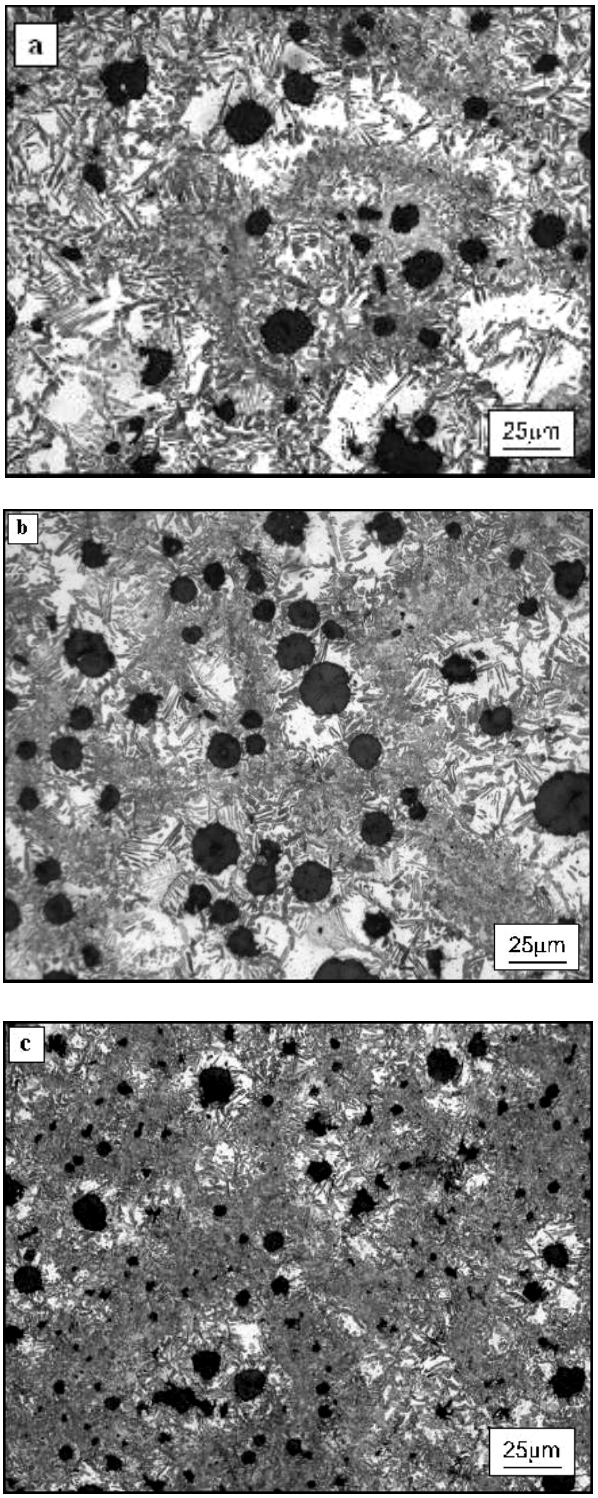


Figura 3. Cambios microestructurales en función de la temperatura de calentamiento intercrítica para el hierro aleado y austemperizado a 375ºC, (a) 780ºC, (b) 800ºC y (c) 830ºC.

La temperatura de austemperizado afecta la morfología de la estructura ausferrítica (Figura 4).

El mantenimiento a temperaturas isotérmicas bajas (315ºC), produce un mayor sobreenfriamiento que promueve una mayor nucleación y menor crecimiento de las agujas de ausferrita. Por otro lado cuando el austemeprizado se realiza a temperaturas en el orden de 375ºC, el menor sobreenfriamiento incrementa la difusividad del carbono favoreciendo el crecimiento de las agujas de ferrita y ausferrita, que resulta en estructuras mas gruesas.

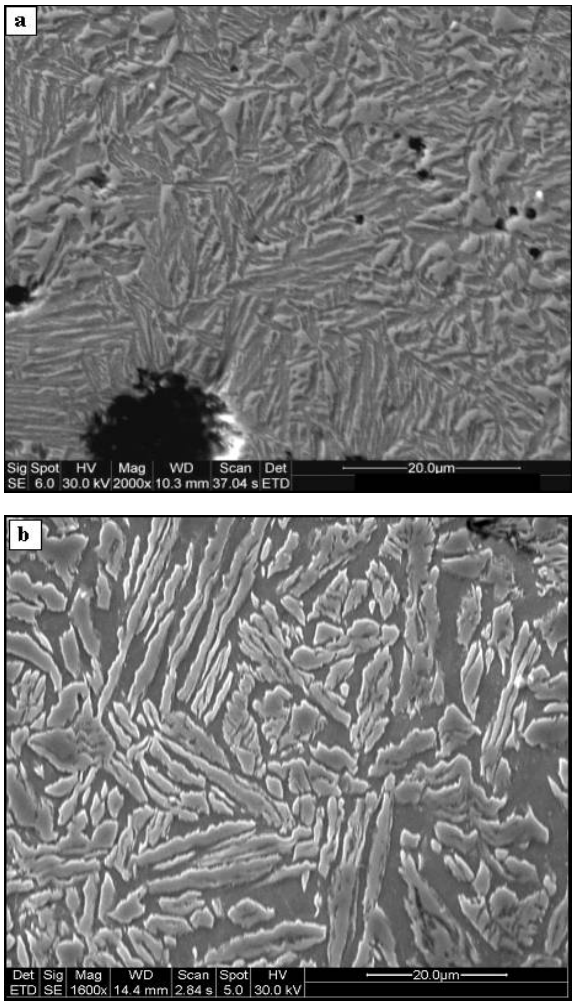


Figura 4. Micrografias electrónicas de barrido para el hierro 1Ni-0,24Mo-0,13Cu con un calentamiento intercrítico a 800ºC y austemperizado (a) 315ºC y (b) 375ºC.

Propiedades mecánicas

La Figura 5, muestra los valores de resistencia última a la tensión (RUT), porcentaje de elongación y resistencia al impacto de los hierros nodulares tratados térmicamente. Las variaciones observadas se atribuyen al tipo y cantidad de fases presentes en función de la temperatura de calentamiento intercrítica así como la temperatura de transformación isotérmica. Para ambos hierros se observó un incremento en la RUT y un descenso en la elongación a medida que se incrementa la temperatura de calentamiento intercrítica, que se asocia con la mayor cantidad de estructura ausferrítica acicular.

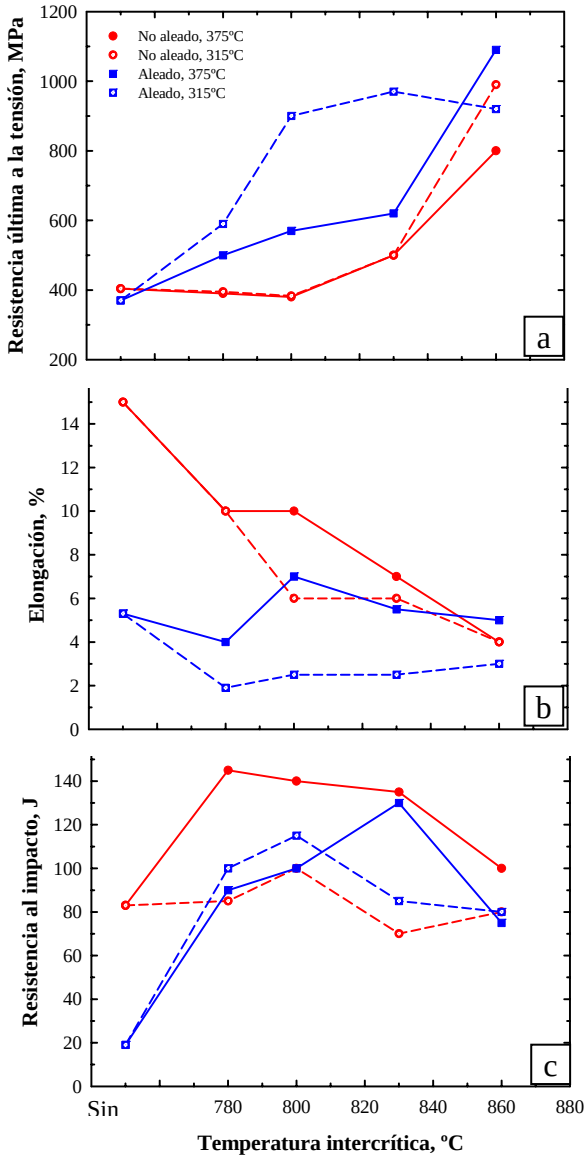


Figura 5. Propiedades mecánicas en función de la temperatura de calentamiento intercrítica y temperatura de austemperizado.

Respecto a la resistencia al impacto, se puede apreciar un incremento importante en la propiedad al comparar con los registrados en las muestras sin tratamiento térmico, los mejores valores de tenacidad entre 130 a 135J se obtuvieron para ambos hierros cuando fueron calentados a 830ºC y austemperizados a 375ºC, con estructuras bifásicas constituidas por 51 y 73% de ausferrita para el hierro no aleado y aleado respectivamente. La presencia de elementos aleantes Ni, Mo y Cu, promueven una cinética de desarrollo más rápida de la reacción I que promueve porcentajes más elevados de ausferrita **[**6**].**

Es importante comentar, que aunque el hierro no aleado presentó valores mas elevados de resistencia al impacto cuando se calentó a 780 y 800ºC, ellos corresponden a estructuras monofásicas constituidas por una matriz metálica de tipo ferrítica (Tabla 3).

En la Figura 5, también se puede apreciar que la morfología del constituyente ausferrítico afecta el comportamiento mecánico. A 315ºC, la mayor fineza de la ausferrita conduce a más elevados valores de RUT, en tanto que la elongación y la resistencia al impacto presentaron valores inferiores que los obtenidos cuando el austemperizado se realizó a 375ºC.

Un aspecto a destacar es que los hierros en los que se obtuvo una estructura bifásica exhiben energías de impacto superiores a los ADI de la misma composición y austemperizados de manera convencional es decir, sometidos a austenitización completa a 860ºC y tratados isotérmicamente a 375 o 315ºC (Figura 5). La presencia de ferrita proeutectoide que es una fase suave, es muy efectiva para mejorar la resistencia al impacto de hierros de estructura bifásica, por otro lado la ausferrita que es una estructura de mayor resistencia restringe la deformación de la ferrita proeutectoide bajo esfuerzos tensiles y por lo tanto se reduce la ductilidad a medida que se incrementa la continuidad de la red ausferrítica.

Superficies de fractura

Las superficies de fractura de muestras de impacto sin entalla después de tratadas térmicamente a 830ºC y austemperizadas a 375ºC, condición que corresponde a los mejores registros de resistencia al impacto se muestran en la Figura 6. La apariencia de la fractura es de naturaleza mixta dúctil – frágil, en las que las zonas de fractura por clivaje son mayores a medida que se reduce el contenido de ferrita proeutectoide y mas fina es la morfología de la ausferrita formada a la temperatura de mantenimiento isotérmica.

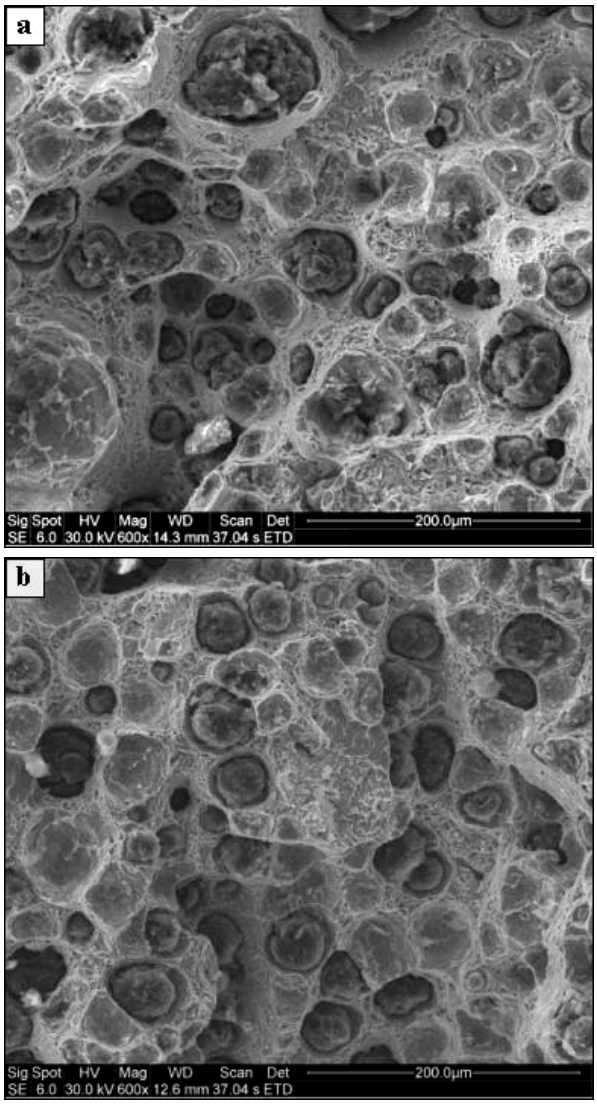


Figura 6. Superficies de fractura para el hierro aleado 1Ni-0,24Mo-0,13Cu con un calentamiento intercrítico a 830ºC y austemperizado (a) 315ºC y (b) 375ºC.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se estudió el efecto que la temperatura de calentamiento intercrítica y temperatura de austemperizado tienen sobre el comportamiento mecánico de hierros nodulares no aleados y aleados con 1Ni-0,24Mo-0,13Cu, cuando se someten a austenitización parcial ($\alpha+\gamma$) a temperaturas entre 780-830ºC y austemperizados a 375 o 315ºC. Se encuentra que las propiedades mecánicas son fuertemente dependientes de estructura generada. En particular se encuentra que

una red semicontinua de ausferrita en la estructura bifásica promueve elevados valores de resistencia al impacto (130-135J), los cuales son comparables a la de hierros con una matriz completamente ferrítica (calentados a 780 ºC) y superiores a los de hierros con estructuras ausferríticas (austenitización a 860ºC).

5. REFERENCIAS

[1]Bayati H, Elliott R. *Materials Science and Tech.* 1995; **11**: 284-293.

[2]Darwish N, Elliott R. *Materials Science and Tech.* 1993; **9**: 882-889.

[3]Pérez MJ, Cisneros M, López H. *Wear* 2006; **260** (7-8): 879-885.

[4]Grech M, Bowen P, Young JM. *AFS Trans.* 1991; **2**: 338-374.

[5]Hamid AS, Elliott R. *Materials Science and Tech.* 1996; 12: 780-787.

[6]Cisneros MM, Pérez MJ, Campos R, Valdés E. Int. J. of Cast Metals Res. 1999; **11**: 425-430.

[7]Kobayashi T, Yamada S. Metallurgical and Materials Trans. 1996; 27A: 1961-1971.

[8] Rousiere D, Aranzabal J. Metallurgical Sci. and Tech. 2000; **18** (1): 24-29.

[9] Rashidi AM, Moshrefi M. Materials Letters. 2000; 45: 203-207.

[10] Norma ASTM A897M, Standard specification for austempered ductile iron casting, Vol. 01.02: Annual Book of American Society for Testing and Materials, 1991.

[11] Norma ASTM A397, Standard specification for austempered ductile iron casting, Vol. 01.02: Annual Book of American Society for Testing and Materials, 1991.