



II CAIM 2010
Segundo Congreso Argentino
de Ingeniería Mecánica
San Juan - Noviembre 2010

Comportamiento Microestructural de Fundiciones Esferoidales y Austemperadas a Temperaturas Bajo y Sobre Cero Grado Celsius

F. R. Agüera ^{*(1,2,3)}, H. N. Álvarez Villar^(1,3,5), V. S. Fierro^(1,4), A. Ansaldi ⁽¹⁾, D Aquino^(1,4)
C. A. Muñoz^(2,6), J. C. De Cabo⁽²⁾

^{*(1)} *Instituto de Investigaciones Científicas y Técnicas para la Defensa – CITEDEF - MD.
Juan B. de La Salle 4397 (1603) Villa Martelli Pcia. Bs. As. Argentina
Tel/Fax: +54 -11 – 4709 – 8228 - E-mail: faguera@citefa.gov.ar*

⁽²⁾ *Universidad Tecnológica Nacional-FRBA, Medrano 951 (1179) CABA Argentina*

⁽³⁾ *Universidad de la Marina Mercante – UdeMM - DICyT. Rivadavia 2258, (1034) CABA Argentina*

⁽⁴⁾ *Escuela Superior Técnica - EST Cabildo 15 (1426) CABA. Argentina.*

⁽⁵⁾ *Universidad Tecnológica Nacional-FRH, París 532 (1708) Pcia. Bs. As. Argentina*

⁽⁶⁾ *Comisión Nacional de Energía Atómica - CAE*

RESUMEN

En ingeniería, es muy importante conocer las propiedades mecánicas de los materiales empleados en estructuras y mecanismos, fundamentalmente en los rangos extremos de trabajo de estas piezas. Desde el punto de vista de la ciencia de materiales, importan los valores de las propiedades significativas, pero también conocer las causas que intervienen en esos cambios de propiedades, es decir conocer los fenómenos físicos implicados.

En el presente trabajo se comparan y analizan los mecanismos de rotura que intervienen en la fractura de fundiciones de alta resistencia, fundamentalmente la respuesta a la absorción de energía en el ensayo de impacto, Charpy. En el estudio se han aprovechado las experiencias de los autores y las publicadas por investigadores extranjeros que trabajaron en condiciones similares pero sobre aleaciones que contenían porcentajes significativos de cobre y níquel. Se estiman la influencia de mecanismos frágiles como es el clivaje y mecanismos de rotura dúctil como la nucleación de microhuecos. Estos mecanismos se presentan según la temperatura a la que se realizan las experiencias y están relacionados con el comportamiento de las estructuras cristalinas de la aleación y la temperatura de transición de estas fases. Se comparan fundiciones esferoidales - SG y fundiciones esferoidales tratadas por austemperado, ADI. Los elementos de aleación como los que estabilizan la austenita o aquellos que se disuelven en la ferrita, brindan modos diferentes de fractura de acuerdo al comportamiento de estas fases a las temperaturas de ensayo. Las micrografías de los materiales analizados se observaron con microscopios ópticos y electrónicos de barrido, mientras que las fractografías fueron hechas con esta última técnica por ser la más apta debido a la buena profundidad de campo que posee. Se postulan las correlaciones existentes entre los resultados de energía absorbidos en los ensayos de choque y los micromecanismos identificados en el microscopio.

Palabras clave: Fundición Esferoidal – FE (Spheroidal Graphite Cast Iron - SG), Fundición Austemperada (Austempered Ductile Iron - ADI), Modos de fractura frágil /dúctil.

1. INTRODUCCION

Desde su aparición en 1948, desarrolladas por Henton Morrogh y Williams [1], las fundiciones esferoidales, *Spheroidal Graphite Cast Iron* - **SG**, también llamadas *nodular cast – iron o ductile cast iron* - **DI**, por la similitud entre estas y las obtenidas por tratamiento térmico de las fundiciones blancas, resultaron una alternativa muy interesante por sus propiedades tecnológicas y su precio atractivo. Morrogh y Williams experimentaron en la *British Cast Iron Reserch Association* la obtención de fundiciones esferoidales, usando una aleación hipereutéctica tratada con cerio – Ce, posteriormente Gagnebin, Millis y Pilliny (1949) usaron magnesio – Mg en lugar de Ce [2]. Para verificar que la esferoidización es correcta, la patente de las empresas que comercializaron estas aleaciones indicaban que el Mg debía encontrarse entre 0,040 y 0,050 % en el producto colado. Este último procedimiento fue el más aceptado, aunque posteriormente y en la actualidad se usaron y se usan mezclas de ferroaleaciones que pueden contener magnesio–cerio, calcio, tierras raras o bien Mg puro, dependiendo del espesor y tamaño de las piezas fabricadas. El Ce usado solo, sin ningún otro agregado, tiene una alta probabilidad de producir grafito explotado “*chunky*,” por eso, en secciones gruesas, se prefiere usarlo mezclado con Mg, o bien directamente usar Mg puro [3]

En bruto de colada las fundiciones esferoidales poseen una resistencia de 70kg/mm² y un 3% de deformación. Estas propiedades se mejoran fundamentalmente cuando reciben tratamientos térmicos adecuados al uso específico de cada componente, así es como mediante un recocido de ferritización es posible obtener una matriz completamente ferrítica, con esferoides de grafito, que poseen unos 50 kg/mm² de resistencia a la tracción con una deformación específica a la rotura del 15%, Figura 1a. Es particularmente interesante el caso de las ADIs - *Austempered Ductile Iron*, que se obtienen de fundiciones esferoidales tratadas mediante un *Austempering* desarrollado específicamente para estas fundiciones, Figura 1b. En este tratamiento, contrariamente al *Austempering* usado en el tratamiento de los aceros, no se completa la transformación de la austenita a bainita, sino que se realiza la transformación parcial de la austenita, durante un tiempo que determina la denominada “ventana de trabajo”. Cuando se alcanza la ventana de trabajo, definida por la temperatura del baño de sales y el tiempo para la transformación del porcentaje de austenita necesario, las propiedades son las adecuadas para obtener las mejores propiedades mecánicas para una aplicación determinada [4; 5]. La microestructura de las ADIs Figura1b, está compuesta por grafito en forma de esferoides, dispersos en una matriz metálica de **ausferrita**, que es una mezcla de ferrita acicular y austenita sobresaturada en carbono. Las **SG** en general y las **ADI** en particular, complementan bien las prestaciones con otros materiales como los aceros de bajo carbono, forjados, cuyos costos resultan mayores cuando se trata de series medianas o pequeñas. Estos materiales son aptos para fabricar todo tipo de tamaño de piezas, pero son más convenientes en aquellas medianas y grandes.

Las ADIs presentan una combinación de características de altas resistencia, ductilidad y tenacidad, junto con una muy buena resistencia al desgaste y a la fatiga [6; 7]. Las SG y las ADI son ampliamente usadas para fabricar grandes partes de máquinas que trabajan en condiciones severas en ambientes extremos. En vista de lo expresado, es de gran importancia conocer el comportamiento de las SGs y ADIs a baja temperatura [8;9;10] Un criterio muy importante para la selección de estos materiales, especialmente en aplicaciones en condiciones de baja temperatura, es la llamada *temperatura de transición dúctil - frágil*. Por esta razón en este trabajo se investiga la transición dúctil – frágil en el modo de fractura de las SGs y las ADIs.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTOS DE OBTENCION

Las fundiciones fueron estudiadas en las condiciones *as–cast* o SG, recocido perlítico, recocido de ferritización y austemperadas, ADI

La composición química de las fundiciones *as–cast*, se pueden ver en la Tabla 1,

Tabla 1: Composición Química de los Materiales

Material	C	Si	CEq	Mn	Mg	S	P	Cu	Cr	Ni	C+Si
S/Alear	3,45	3,22	4,52	0,27	0,045	0,014	0,03	0,07	-	-	6,67
c/Cu	3,64	2,49	4,44	0,30	0,066	0,014	0,014	0,46	0,04	-	6,13
c/Cu+Ni	3,48	2,19	4,18	0,26	0,066	0,012	0,020	1,57	0,04	1,51	5,58

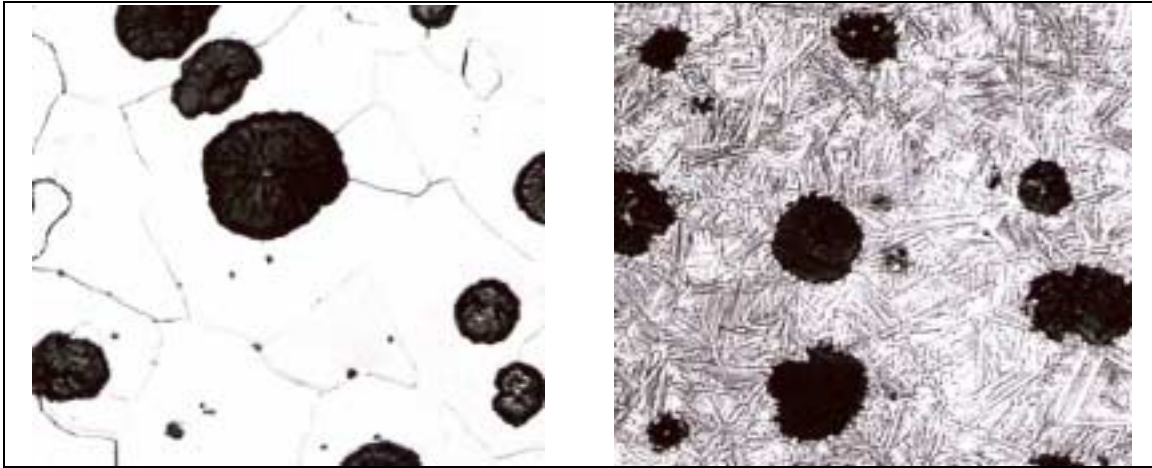


Figura 1: X 200, aumento fotográfico 1,5 veces, a) izquierda: SG ferrítica, b) derecha: ADI tipo I II.

El carbono equivalente – C_{eq} se determina como $\%C + 1/3 \%Si$ y es importante que se encuentre entre 4,4 a 4,7 %, recomendándose los valores mas altos para piezas delgadas y los mas bajos para piezas mas gruesa. Se prefiere una composición eutéctica o ligeramente hipoeutéctica para secciones gruesas.

Las fundiciones estudiadas fueron producidas en establecimientos comerciales y coladas en moldes de arena con forma de bloques “Y”, según norma ASTM A 897M. Las probetas fueron extraídas de la parte baja del molde a fin de evitar segregaciones, sopladuras y/o porosidad. En el caso de las fundiciones con tratamientos térmicos, después del maquinado, la mitad de las probetas fueron tratadas para obtener ADIs. Las probetas sin alear que debían tratarse fueron calentadas a 900°C durante una hora, dentro de cajas, luego de lo cual se pasaron a un baño de sales fundidas mantenido a 370°C donde permanecieron una hora y luego de retiradas se dejaron enfriar al aire calmo. Para el caso de las fundiciones aleadas se reporta un tratamiento para la obtención de ADIs con Cu, que consistió en calentar las probetas a 900°C durante dos horas, luego de lo cual se las sumergió en un baño de sales fundidas mantenido a 350°C durante otras dos horas. En el tratamiento de las fundiciones aleadas con Cu + Ni, se austenizaron las probetas a 900°C y se austemperaron a 350°C durante tres horas, con enfriamiento final al aire.

A las fundiciones sin alear, que se sometieron a recocido de ferritización, se les aplicó un tratamiento térmico subcrítico, habiendo sido calentadas treinta y seis horas a 680°C, en un horno con atmósfera oxidante y luego se dejaron enfriar dentro del horno, mientras que a las de matriz perlítica se las normalizó calentándolas una hora a 890°C, con enfriamiento al aire calmo

Las temperaturas y tiempos fueron seleccionada en base a experiencias propias, consejos de investigadores expertos y bibliografías reciente.

3. PROPIEDADES MECANICAS A TEMPERATURA AMBIENTE Y PARAMETROS DE ENSAYOS CHARPY

Las propiedades mecánicas de los materiales usados y ensayados a temperatura ambiente, se muestran en la Tabla 2. Se puede apreciar la resistencia mecánica de las ADIs, las que muestran un aumento significativo con respecto al resto de las fundiciones SG, tanto las *as-cast*, como la perlítica y la ferrítica. Esto se debe al cambio de la microestructura que pasa de perlita o perlita – ferrita en las SG a ausferrita en las ADIs.

4. ENSAYOS CHARPY DE FLEXION POR CHOQUE, TEMPERATURA DE TRANSICION

La energía absorbida en el ensayo de flexión por choque es uno de los indicadores que mejor refleja el comportamiento de los materiales ante la aplicación de cargas dinámicas, con secciones entalladas y a diferentes temperaturas. Tiene el inconveniente de que los valores obtenidos no pueden usarse en formulas de cálculo estructural, sin embargo el cumplimiento de valores mínimos de energía /superficie de fractura, o Resiliencia, son indicaciones frecuentes en planos y especificaciones de construcción de piezas

Tabla 2: Propiedades Mecánicas a Temperatura Ambiente

Material	σ_R [MPa]	$\sigma_{0,2}$ [MPa]	ξ_{def} [%]	HRc	Charpy [J] 20 °C
SG Perlítica	1068	764	4.3	40,2	20,0
SG Ferrítica	536	392	16,4	18,0	50,0
SG Cu	771	510	5	25,5	21,4
SG Cu+Ni	876	674	3.2	29,3	20,5
ADI s/alea	1062	866	4.5	40.0	72,0
ADI Cu	1110	995	7,9	47,5	106,1
ADI Cu+Ni	1073	901	11.1	41,0	122.1

Los gráficos de la figura 2 corresponde a las curvas de transición de siete materiales, a saber: SG Perlítica, SG Ferrítica, SG Cu (*as – cast* aleada con Cu), SG Cu + Ni (*as – cast* aleada con Cu + Ni), ADI Base (sin aleantes), ADI Cu (obtenida a partir de SG Cu), ADI Cu + Ni (obtenida a partir de SG Cu + Ni). [11]

Los ensayos fueron hechos de acuerdo a norma ASTM E23 - 02^a. Se hicieron tres ensayos por cada tipo de material y temperatura. Se usó un péndulo Shimatzu de 300 Joule y las probetas fueron confeccionadas sin entalla.

Las probetas ensayadas por debajo de la temperatura ambiente, fueron enfriadas en un baño de alcohol etílico y dióxido de carbono en forma de hielo seco, cuando la temperatura era de menos sesenta grados, - 60°C, mientras que para enfriar las probetas a menor temperatura se usó una mezcla de alcohol etílico y nitrógeno líquido, durante 10 minutos. Para los ensayos de los especímenes ensayados por encima de la temperatura ambiente, se usó una cámara ambiental, calentándolos durante treinta minutos. Después que las probetas estuvieron a temperatura, fueron ensayadas dentro de los cinco segundos luego que se retiraron de los dispositivos de acondicionamiento. Cinco segundos es un intervalo de tiempo aceptable para obtener valores válidos en esta prueba y no hay una pérdida significativa de temperatura que invalide los resultados.

La variación de energía de impacto absorbida por las probetas en el ensayo, a lo largo de las tres zonas es ajustada, usando la función (1), propuesta por Todinov y otros, (1999).

$$E = E_L + (E_U - E_L) \{1 - \text{Exp} [-k (T - T_0)^m]\} \quad (1)$$

Donde:

E = energía de impacto tomada a la temperatura **T**;

E_L = energía en la zona de baja temperatura, *lower shelf*;

E_U = energía en la zona de alta temperatura, *upper shelf*;

k y **m** = son parámetros determinados por el desplazamiento de la curva a lo largo del eje de temperaturas.

El cálculo de los parámetros de la curva de transición vienen indicados en la Tabla 3. Los valores para la temperatura de transición ($T_{0,5}$) están definidos por el promedio entre la temperatura del *upper shelf*, y la del *lower shelf*.

Tabla 3: Valores de E_u , E_l y Temperatura de Transición

Material	E_u [J]	E_l [J]	$T(0,5)$ [°C]
SG Perlítica	62	8	50
SG Ferrítica	118	8	25
SG Cu	50	6	50
SG Cu+Ni	22	6	0
ADI s/alea	115	19	0
ADI Cu	118	10	-20
ADI Cu+Ni	138	10	-20

En las Figuras 2, 3 y 4 se muestran los gráficos de las curvas de transición de los materiales ensayados a flexión por choque, Charpy.

Las curvas de transición presentan algunos aspectos característicos, de los cuales los más importantes son: E_u - *Upper Shelf* o zona de máximos valores de resiliencia, E_l - *Lower Shelf* o zona de mínimos valores de resiliencia, $T_{(0,5)}$ temperatura de transición dúctil frágil,

Como puede observarse en la figura 2, se distinguen dos grupos de curvas bien diferenciadas: las SGs y las ADIs. Dentro de las SGs, las ferríticas se diferencian de las otras, por presentar un alto valor de energía absorbida en el *Upper Shelf*.

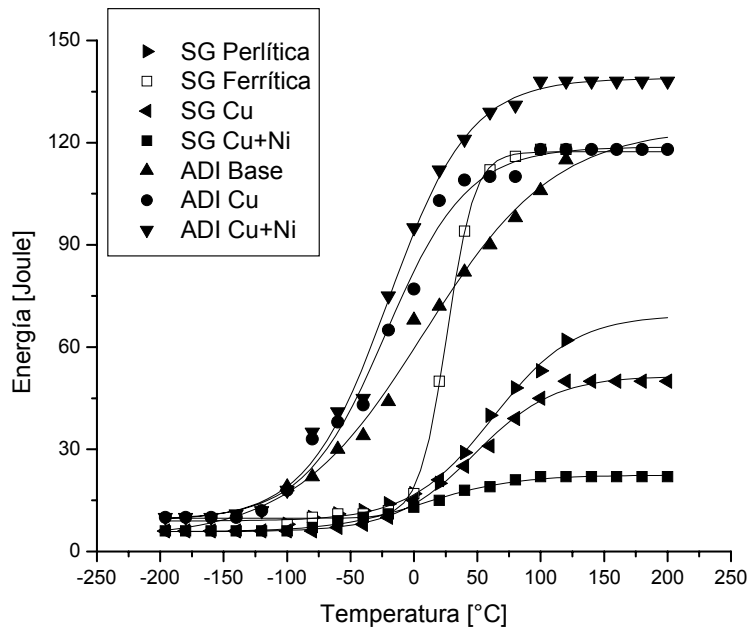


Figura 2: Gráficos comparativos de ensayos Charpy de probetas de fundiciones SG y ADI

Como características principales este grupo presenta los valores de *upper shelf* bajos y no se nota influencia de los aleantes. Dentro del grupo de las SGs, solo la fundición ferrítica alcanza valores de *upper shelf* similar a las ADIs. Este comportamiento hace de las ferríticas fundiciones aptas para trabajar a temperaturas superiores a 50°C, siendo el límite de temperatura máximo de su uso la resistencia a la tracción y/o la fatiga, de todas maneras su temperatura de transición $T_{(0,5)}$ es una limitación en su empleo porque se pasa de un comportamiento dúctil a otro muy frágil en un rango de temperatura más estrecho que con las otras aleaciones analizadas. También cabe aclarar que el *Lower Shelf*, está en el entorno de los 0°C, cosa que limita su uso a temperaturas bajo 0°C. La temperatura de transición es usada comúnmente para describir el comportamiento del material a baja temperatura e igualmente en ingeniería sirve para la selección de los materiales.

Dentro del grupo de las ADIs, Figura 4, encontramos los máximos valores de energía absorbidos en el *Upper Shelf* muy superiores a las SGs, salvo el caso de las SGs ferríticas que alcanza el valor de una ADI sin aleantes, pero con mucho menor Resistencia y Tensión de Fluencia. En este grupo se puede ver la influencia de los aleantes Cu y Cu+Ni, los que mejoran los porcentajes de ausferrita presentes en las estructuras finales de las ADIs. Es conocido, que los materiales con estructuras cristalinas BCC, como la ferrita, son sensibles a las bajas temperaturas, por lo que devienen frágiles súbitamente al bajar las temperaturas. Por el contrario los materiales con estructura FCC, como la austenita, son más estables, exhibiendo una baja, o leve posibilidad de modo de fractura frágil. En consecuencia la presencia de austenita sobresaturada en una fracción de volumen del 16,5 al 19% para las ADI aleadas con Cu o Cu+Ni, respectivamente, significa una importante influencia en el comportamiento, muy importante a bajas temperaturas, ya que retarda la aparición de la fractura frágil. Además se ha demostrado que el refinamiento de la microestructura de ausferrita, esto es la formación de ferrita acicular fina con la presencia de austenita formando una capa (film) entre los manojos de ferrita, promueve un gran incremento en la ductilidad de las ADI, especialmente en casos donde la fracción en volumen de austenita está por debajo del 25%, aproximadamente.

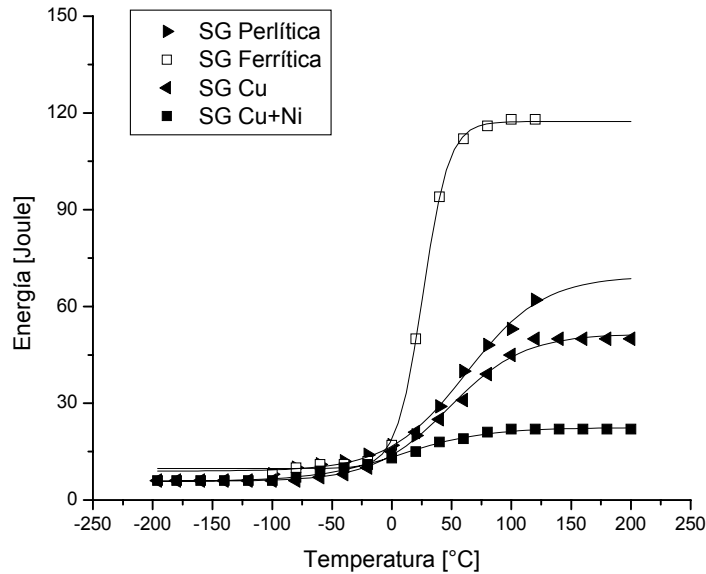


Figura 3: Gráficos comparativos de ensayos Charpy de probetas de fundiciones SG

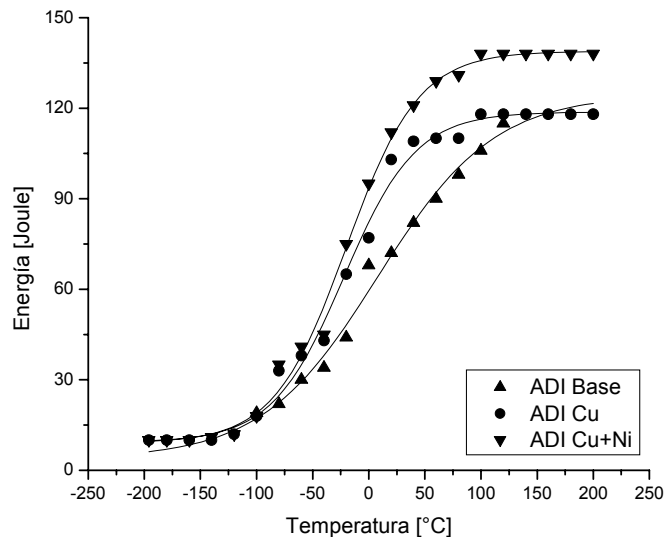


Figura 4: Gráficos comparativos de ensayos Charpy de probetas de fundiciones ADI.

5. MICROESTRUCTURA

Se realizaron probetas para observación micrográfica en microscopio óptico. Las muestras fueron tomadas de las probetas Charpy. Se usaron técnicas de preparación metalográficas de pulido mecánico y luego fueron atacadas con Nital 2. Se usó un microscopio óptico Axiobert 100 A de Carls – Zeiss. Los materiales aleados con Cu y Cu +Ni, fueron observados de forma similar, según se desprende del trabajo publicado. [11]

En la Figura 1a se observan las microestructuras de la SG ferrítica y una ADI sin aleantes. En todos los casos la esferoidización del grafito fue mayor al 90% con un promedio de la fracción en volumen de grafito del 10,5%.; el tamaño de los nódulos fue de 25 – 50 μm y el conteo nodular de 80 - 98 nódulos / mm^2 . La microestructura as-cast de las SG fue predominantemente perlita con un porcentaje de ferrita variable entre un 10% de ferrita en las no aleadas hasta perlita pura en las aleadas con Cu + Ni. Las microestructura de las ADI de todas las composiciones químicas fue similar Figura 1b, compuesta por ausferrita, que es una mezcla de ferrita, acicular y austenita sobresaturada en carbono.

Sin embargo, aleando las ADIs con Cu+Ni, la apariencia acicular de la microestructura cambia a una morfología mas laminar de la ferrita ausferrítica. También incrementando el contenido de Cu y Ni se incrementa el espaciado de la ferrita ausferrítica y las placas de austenita, además se reduce la cantidad

de ferrita ausferrítica. El agregado de Cu y Ni a las ADI demora la cinética de transformación de la austenita, corriendo el máximo de austenita sobresaturada de 2 a 3 horas promoviendo el incremento de la fracción en volumen de austenita sobresaturada en carbono. La fracción en volumen de austenita se reporta en 16,5% y del 19% para ADI aleado con Cu y con Cu + Ni respectivamente.”

6. FRACTOGRAFIA

En las Figura 5 y 6 se muestra la micrografía obtenida con un microscopio electrónico de barrido - SEM, obtenida de la superficie de fractura de una probeta SG ferrítica, rota por impacto Charpy a baja temperatura, - 40°C. Este tipo de fractura se denomina frágil y es compatible con los menores valores de energía absorbida por impacto. Dicha fractura se produce a través de los planos de clivaje, que son planos compactos o los de más alta densidad atómica.

Las fracturas de SGs en la condición *as-cast*, a todas las temperaturas, son casi totalmente frágiles. A baja temperatura (*lower shelf*) las fracturas son por clivaje, produciéndose fractura transgranular, con presencia de formas de ríos como se ven en la Figuras 5 y 6.

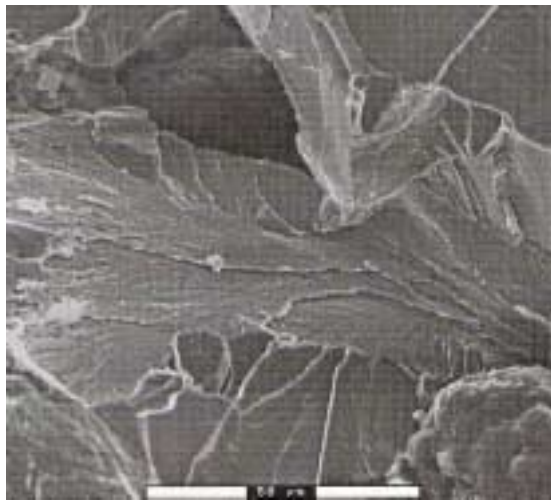


Figura 5: Fractografía de fundición esferoidal ferrítica mostrando modo de fractura frágil, siguiendo los planos de clivaje.

En Figura 6, se muestra un detalle de la fractura frágil, mostrando nódulos de grafito expuestos en el plano de la fractura, muchas veces estos nódulos son cizallados junto con la matriz metálica. En la fotofractografía se observan algunos ríos que parten incluso de los bordes de los nódulos, área donde normalmente se presentan estructuras dúctiles.

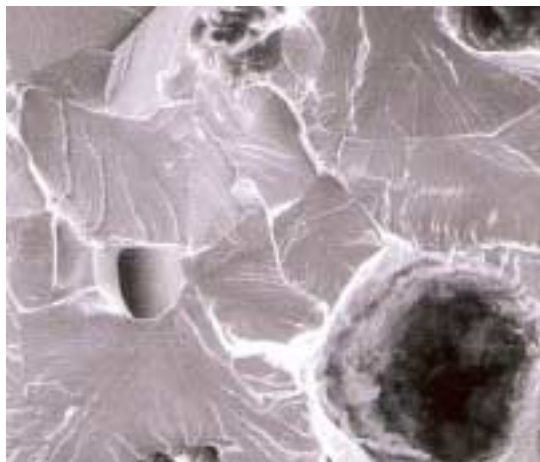


Figura 6: 500X ampliado fotografico X2. Rotura frágil, detalle de una zona de gran fragilidad, fractura transgranular, clivaje, a través de planos densos, ríos en la matriz y pocos nódulos expuestos.

En Figura 7, se muestra la fractura dúctil de una probeta SG ferrítica, ensayada a alta temperatura, 100°C. En la fractografía se observa la presencia de gran cantidad de área dúctil, caracterizada por los “*dimples*”

formados por la coalescencia de microhuecos que semejan una “telaraña”, con mayor densidad en los bordes de los nódulos de grafito

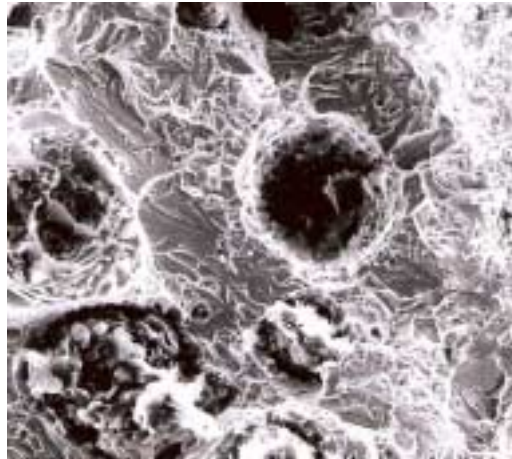


Figura 7: X500 Fractografía de fundición esferoidal ferrítica mostrando rotura dúctil, caracterizada por la presencia de “dimples”.

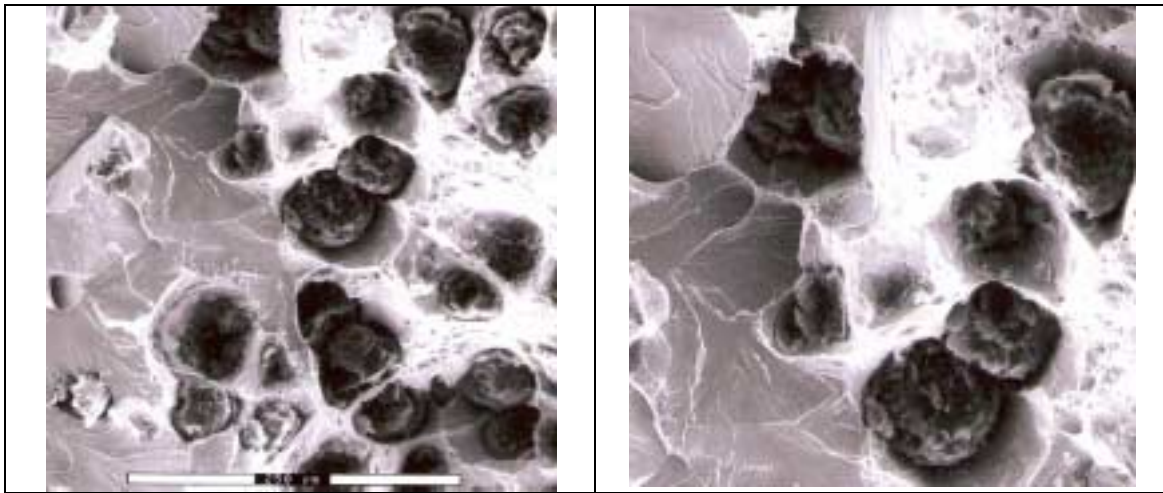


Figura 9: Fractografía y detalle de la misma, izquierda y derecha, de una probeta de ADI sin aleantes, mostrando la zona de transición dúctil – frágil. A la izquierda de ambas fotos se observa la zona frágil y a la derecha de las mismas la zona dúctil

Durante la observación y análisis de las fractografías, se observó que estos dos mecanismos están presentes en todos los casos y se relacionan con los valores obtenidos en el ensayo Charpy, es decir, a bajos valores de resiliencia, corresponde un alto porcentaje de área de la probeta con rotura por clivaje, mientras que al observar probetas con mayores porcentajes de área de rotura con *dimples*, la energía correspondiente absorbida en el impacto es mayor. Si bien existe esta correlación entre el aspecto de la superficie fracturada y la energía obtenida en el correspondiente ensayo de flexión por choque, siempre es más objetivo tomar el valor obtenido en el péndulo, y en todo caso contrastarlo con la observación microscópica de la Fractografía.

7. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Como se ve en las fractografías al incrementarse la temperatura crece la fracción dúctil, se pudo analizar que el porcentaje de fractura dúctil en las SG aleadas con Cu es mayor que en las aleadas con Cu+Ni. Esta diferencia se atribuye a la microestructura. La microestructura de las SG con Cu consiste en perlita con un 10% de ferrita, mientras que las SG, aleadas con Cu+Ni, la microestructura es totalmente perlítica. A altas temperaturas la presencia de ferrita en las SG con Cu, promueve mayor porcentaje de fractura dúctil. En las ADI aleadas con Cu y C+Ni, ambas fundiciones muestran comportamientos similares en las fracturas a bajas temperaturas. Las fracturas son esencialmente de clivaje en su mayor extensión. En la temperatura de transición (región central) el modo de fractura cambia de clivaje a mixto, con incremento de la cantidad

de *dimples* que caracterizan la coalescencia de microhuecos. Cerca de la temperatura de transición ($T_{0,5}$) la fractura consiste generalmente en partes iguales de rotura por mecanismo frágil y dúctil.

El comportamiento de las fracturas en las ADIs a diferentes temperaturas, se explicaría de la manera siguiente:

-A alta temperatura, 120°C o más, la zona plástica delante de cada fisura presenta una gran extensión porque la ferrita y la austenita son dúctiles y presentan a esas temperaturas, un comportamiento completamente dúctil.

- En la zona de transición la ferrita deviene frágil, mientras que la austenita permanece dúctil. La zona plástica delante de cada fisura es entonces más reducida por la fragilidad de la ferrita, en este caso se tiene un modo de fractura mixto.

-A baja temperatura, *lower shelf*, ambas estructura ferrita y austenita pierden plasticidad, siendo la fragilización de la ferrita mayor, debido a su celda cristalina BCC. También coadyuva a la fragilidad el hecho que, una fracción de la austenita se transforma en martensita por trabajo mecánico, *Transformation Induced Plasticity*, conocida por su abreviatura como TRIP y produce fractura frágil por mecanismo de clivaje.

Además de definir la temperatura de transición como el promedio de las temperaturas del *lower shelf* y el *upper shelf*, ($T_{0,5}$), como se dijo anteriormente, también puede definirse como la temperatura a la cual la fractura de las probetas presenta el 50% como fractura dúctil y el resto como frágil. Estas diferentes definiciones corresponden bien al caso de las ADI, pero no así al caso de las SG, donde no siempre existe esta relación.

Otros aspectos que modifican los valores de energía absorbida y la fractura de las probetas son:

.- la microestructura de solidificación de la aleación, relacionada con el tamaño de las celdas de solidificación;

.-el tamaño y composición de las últimas fracciones en solidificar, o sea las denominadas LTF – *last to freeze* ;

.- la composición química de la matriz metálica, incluyendo aleantes e impurezas,

.- la velocidad de aplicación de las cargas en el ensayo Charpy.

.- la nodularidad y el conteo nodular

8. CONCLUSIONES

- Los análisis muestran que las curvas de absorción de energía son influenciadas por las fases presentes en las microestructuras de las probetas, ferrita, austenita y cementita y los microconstituyentes: perlita, ausferrita, y su distribución en la microestructura

- Los resultados obtenidos muestran que las curvas de temperatura de transición son influenciadas por los aleantes Cu y Cu+Ni, y los tratamientos térmicos.

- Las curvas en el caso de las ADI, tienen mejor comportamiento que las SGs en todos los rangos de temperatura y especialmente apreciadas a bajas temperaturas, mostrando altas energías absorbidas, esto es atribuido a la presencia de ausferrita.

- El modo de fractura de las SGs está influenciado principalmente por la matriz perlítica que es una estructura de baja absorción de energía por choque a cualquier temperatura de ensayo y la presencia de ferrita cuyo comportamiento ya se explicó.

- El modo de fractura de las ADIs cambia gradualmente de totalmente dúctil a altas temperaturas, *upper shelf*, a modo de fractura mixto en la zona de transición y a clivaje con fractura frágil en la zona de muy bajas temperaturas, *lower shelf*.

9. REFERENCIAS

- [1] H. Morrogh W.J. Williams Journal Iron and Steel Institute London, Vol 155, p 321 (1947) IK
- [2] J. Apraiz Barreiro "Fundiciones" 2da Edición, 1963, pag.143, Ed. Dossat- Plaza de Santa Ana 9- Madrid.
- [3] AFS - Ductile Iron Handbook, pag.202 – 203, 1993 Des Plaines, Illinois.
- [4] G. L. Rivera, R. E. Boeri, J.A. Sikora; Cast Metal, 8 (1995), nº 1, 1.
- [5] G. L. Rivera, R. E. Boeri, J.A. Sikora; Advanced Materials Research, 4-5 (1997), 169.
- [6] Laino, Ortiz, Dommarco "The influence of wear resistance of austempering temperature on the wear resistance of ductile iron under two different tribosystems." , ISIJ International Vol.49, Nº 1, 2009
- [7] Laino, J. Sikora, Dommarco "The influence of chemical composition and solidification rate on the abrasion and impact properties of CADI." , ISIJ International Vol.49, Nº 8, 2009
- [8] Ratto P.J.J. Ansaldi A.F., Fierro V.E., Agüera F.R., Alvarez Villar H. N., and Sikora J.A. (2001) "Low temperature impact test in austempered ductile iron and other spheroidal graphite cast iron structure", ISIJ International 41(4) ; 372- 380 . Japón
- [9] V. E. Fierro, J.A. Sikora, A. F. Ansaldi, P.J.J. Ratto, F. R. Agüera, H. N. Alvarez Villar.
."Comportamiento Mecánico de Fundiciones Esferoidales entre -100°C y + 200°C"

Jornadas SAM –IV Coloquio Latino Americano de Fractura y Fatiga, Neuquén, 2000.

- [10] Fierro V. E. , Sikora J. A., Ansaldi A. F. , Ratto P. J. J., Agüera F. R. and Alvarez Villar H. N. "Mechanical Behaviour of Spheroidal Graphite Cast Iron in the Temperature Range" Between – 100°C and +100°C". Latin American Applied Research, Vol 33: pp. 7 – 12. - 2003. Argentina.
- [11] Rajmovic D., Eric O. y Sijaning L "Transition temperature and fracture mode of as-cast and Austempered Ductile Iron". Journal of microscopy, Vol 232, Pt 3 -2008. pp. 605-610. April 2008 The Royal Microscopical Society U.K.

Agradecimientos: A las autoridades del CITEDEF, los directivos de la UdeMM y la Dirección del Departamento de Mecánica de la UTN – FRBA, quienes apoyaron la realización del presente trabajo.