

# Modelo estadístico de la energía de impacto Charpy en función de la temperatura en fundiciones esferoidales.

**P. Ratto<sup>1</sup>, N. Alvarez Villar<sup>1,2</sup>, V. Fierro<sup>1,2</sup>, A. Ansaldi<sup>1</sup>, F. Agüera<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> DEIMAT - CITEFA, Juan Bautista de Lasalle 4397 Villa Martelli, Buenos Aires (B1603ALO)

<sup>2</sup> DICYT - UdeMM

pratto@citefa.gov.ar

Se describe un modelo de generación de la superficie de fractura aplicable a fundiciones esferoidales. Este modelo da cuenta de la forma y características de la curva energía de impacto Charpy versus temperatura de ensayo obtenida empíricamente en ensayos de laboratorio, así como de la curva de fractoténacidad vs temperatura. El modelo recurre a los conceptos de mecánica estadística y a la aleatoriedad de distribución de "partículas críticas" necesarias para la generación de la fractura en fundiciones esferoidales, particularmente las de tipo ADI (Austempered Ductile Iron). A la vez se reparametrizaron las curvas obtenidas para energía de impacto versus temperatura y distintas condiciones de solidificación, en el marco de un relevamiento sistemático de las propiedades de las fundiciones de grafito esferoidal.

A model for the fracture surface creation in spheroidal graphite cast iron is described. This model resembles the shape of the empirically Charpy impact test curve, as well for toughness. This model appeals to mechanical statistics and to the fuzzy distribution of "critical particles" required for the creation of the fracture in SG cast iron, and particularly in ADI (Austempered Ductile Iron). The curves obtained for impact energy vs. temperature for different solidification condition has been reparametrized, to accomplish a systematic relief of the spheroidal graphite cast iron properties.

## Motivación

Este trabajo se origina en un comportamiento particular observado en las propiedades mecánicas de las Fundiciones de Grafito Esferoidal Austemperizadas: mientras que el resultado de ensayos de impacto Charpy sin entalla es notablemente sensible al tamaño de pieza de solidificación, esta relación no se observa en el caso de ensayos de fractomecánica por flexión en tres puntos prefisuradas. Aunque no es clara la interrelación entre ambos métodos, se acepta que ambos ensayos dan una medida de la tenacidad del material y de la temperatura de transición. Por tanto, debería observarse una dependencia similar en dichos parámetros para ambos tipos de ensayos.

## Escenario

Las fundiciones de grafito esferoidal son materiales compuestos. Una matriz cuya microestructura se define por el tratamiento térmico aplicado post-colada, y nódulos de grafito de forma esferoidal. También hay presentes partículas de segunda fase e inclusiones, de menor tamaño.

A partir de una misma composición base, se obtienen fundiciones con distintas matrices de propiedades mecánicas bien diferenciadas. En su estado as-cast, o de

bruto de colada, la matriz presenta una conformación mayormente ferrítica. Los tratamientos más comunes en uso son el recocido subcrítico que da por resultado una matriz totalmente ferrítica, el normalizado que da una matriz perlítica, y el austemperizado que da las matrices de ADI. El constituyente de las ADI se denomina ausferrita: una composición de agujas muy finas de ferrita acicular y austenita reactivada.

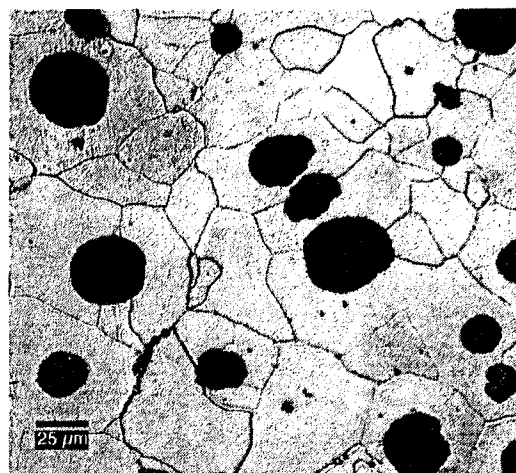


Figura 1: matriz ferrítica obtenida mediante tratamiento térmico a partir de la fundición base.

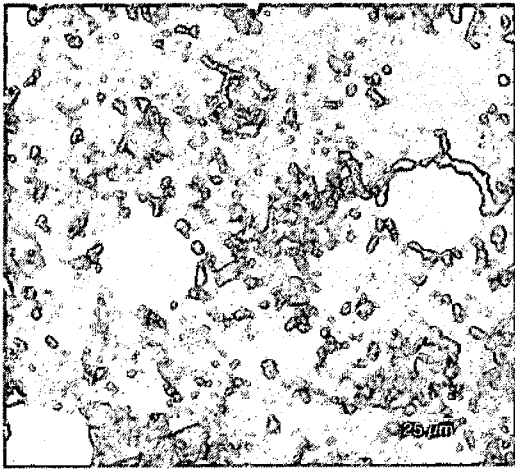


Figura 2: matriz perlítica obtenida por tratamiento térmico a partir de la misma fundición base que la matriz ferrítica de la Figura 1.

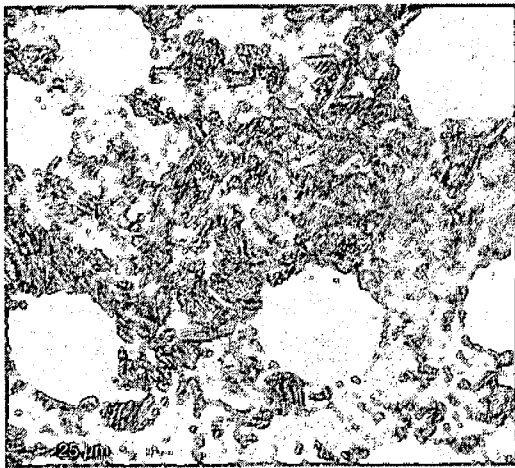


Figura 3: matriz ADI obtenida por tratamiento térmico a partir de la misma fundición base que las matrices de las figuras Figura 2 y 3.

En pos de la caracterización de la conducta a bajas temperaturas, realizamos ensayos de tracción, de impacto Charpy sin entalla<sup>1,2</sup> y de fractoténacidad por flexión en tres puntos sobre un amplio rango de temperaturas, entre  $-100^{\circ}\text{C}$  y  $+200^{\circ}\text{C}$  según el ensayo.

El material de base fue fundido en forma de bloques "Y" con dos espesores diferentes, 13 y 75 milímetros.

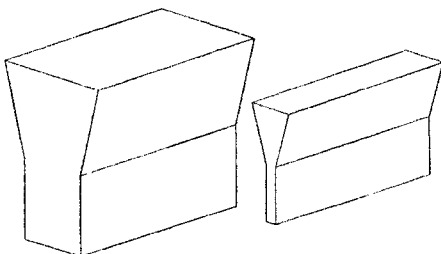
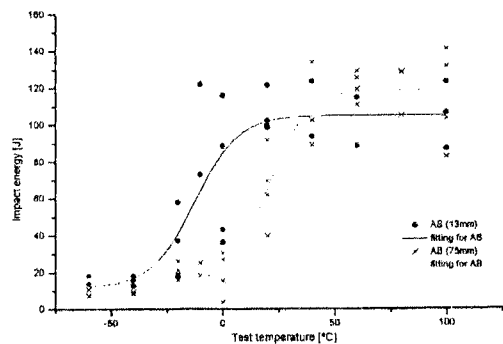


Figura 4: Bloques "Y" de 75 y 13 milímetros de espesor.

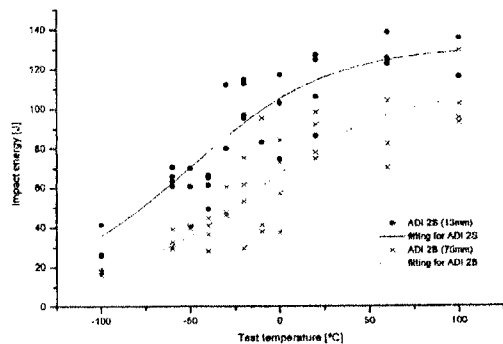
Se buscaba una influencia del tamaño del bloque original de fundición en las propiedades del material.<sup>4,5,6</sup>

Al realizar los ensayos de impacto Charpy sin entalla apareció un corrimiento marcado en la temperatura de transición. Este corrimiento no apareció en los ensayos equivalentes de fractoténacidad.

En las Figuras 5 y 6 se muestran resultados de ensayo de impacto Charpy vs. Temperatura para dos tipos de matrices diferentes obtenidas por tratamiento térmico a partir de la misma fundición base. Los dos lotes de probetas en cada gráfico corresponden a dos tamaños de pieza de solidificación.



a)

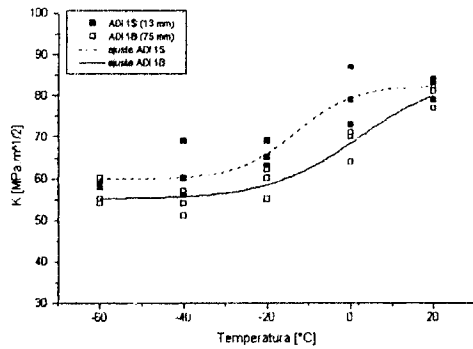


b)

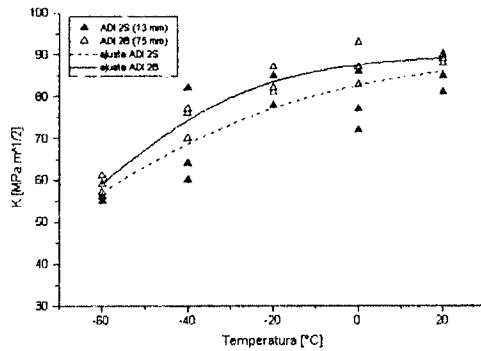
Figura 5: Energía absorbida en impacto Charpy vs temperatura para matrices a) As-cast y b) ADI.

El ajuste de los datos se realizó con una curva exponencial de tipo Oldfield<sup>7,8</sup>. Este ajuste proporciona estimaciones para la temperatura de transición dúctil-frágil, para el upper y lower shelf de la curva energía vs temperatura y para el ancho de la zona de transición<sup>9</sup>.

La diferencia en el comportamiento de los resultados de los ensayos de Charpy y de fractoténacidad motivó la postulación de un modelo de generación de superficies basado en la mecánica estadística (en una primera aproximación).



a)



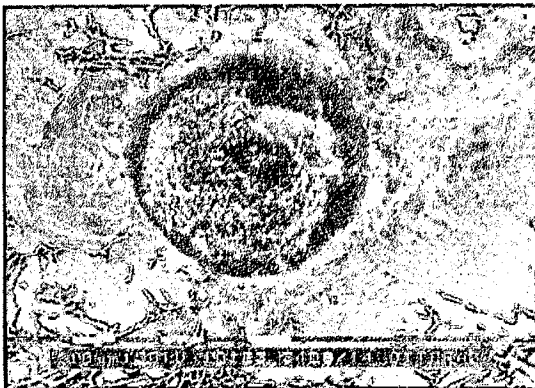
b)

Figura 6: Fractoténacidad vs temperatura para dos matrices ADI distintas. Los dos lotes de probetas corresponden a dos tamaños de pieza de solidificación.

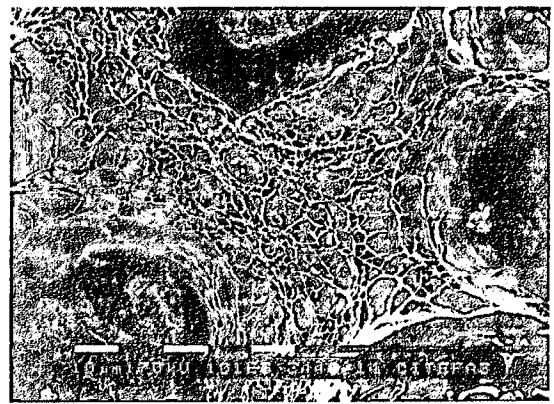
### Mecanismos de fractura

El modo de fractura actuante depende de varios aspectos: distribución local de nódulos, ambiente (temperatura), imperfecciones y orientación cristalin. En el caso de los metales fundidos se suman a lo anterior defectos propios de las fundiciones: microrechupes, microporosidad (por gases), microsegregaciones e inclusiones.

Los metales muestran, en general, modos de fractura complejos: combinación de los mecanismos de crecimiento y coalescencia de microvoids, clivaje transgranular y clivaje intergranular<sup>10</sup>. Estos últimos son los modos de fractura puros en los materiales policristalinos.



a)



b)

Figura 7: Mecanismos de fractura en ADI: a) cuasiclivaje, b) coalescencia de microvoids.

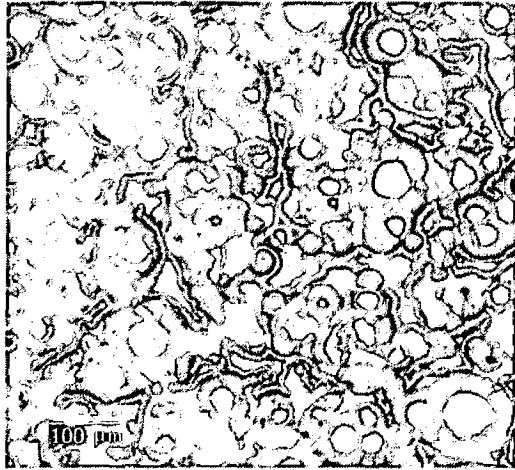
En la fundición, los nódulos actúan como concentradores de tensión internos por tratarse de discontinuidades en la matriz metálica. Así queda limitada la capacidad de mostrar comportamiento "dúctil". Por lo tanto, si bien el inicio de las superficies de fractura está asociado con cierta plasticidad local, la fractura en un rango amplio de temperaturas progresa con la contribución de los mecanismos de clivaje<sup>11</sup>.

En los metales, la fractura se da con gran frecuencia por clivaje transgranular, esencialmente splitting cristalográfico. Ese es el modo normal de fractura de baja tenacidad, a menos que los bordes de grano (célula) sean afectados por un ambiente o proceso específicos (en ese caso puede observarse una transición a fractura intergranular). Si bien se conoce poco de los mecanismos de este tipo de fragilización, se supone necesario que haya migración o difusión de elementos y/o compuestos fragilizantes a borde de grano y/o célula.

La fractura por clivaje se inicia por discontinuidades en la matriz. Estas discontinuidades estarán activas o no, de acuerdo con sus tamaños relativos. En el caso de las fundiciones esferoidales, las discontinuidades críticas (en ausencia de un concentrador de tensiones) serán con frecuencia puntos de decohesión entre nódulos y matriz. En presencia de un concentrador de tensión, las discontinuidades críticas surgirán de la interfase entre matriz y otras segundas fases presentes (generalmente inclusiones y carburos segregados).

Curry & Knott (1978) postularon un tratamiento estadístico para la fractura con baja tenacidad<sup>12</sup>, postulando una dependencia con el número de partículas críticas por unidad de volumen. Al ser un mecanismo propuesto para aceros, queda claro que las partículas críticas son las segundas fases que participan del proceso de fractura y están asociadas a las discontinuidades de la matriz que son origen de las superficies de fractura. Una suposición importante de este modelo implica que la energía consumida en la generación de la superficie de fractura está determinada por el entorno del inicio.

Es razonable pensar que los valores de tenacidad medida resultan de la mayor o menor probabilidad de que opere el mecanismo de clivaje. Esa probabilidad puede atribuirse a características microestructurales (en términos de número de partículas críticas) y a la temperatura. En el caso de las fundiciones esferoidales, la cantidad y el tamaño de los nódulos de grafito dependen entre otras variables del tamaño de pieza de solidificación<sup>13</sup>.



a)



b)

Figura 8: Micrografías obtenidas mediante técnica de revelado color<sup>14</sup>. El aumento de las fotos es el mismo (100x). Los diferentes tamaños de estructura de solidificación dependen solamente del tamaño del bloque "Y" original: a) 13mm, b) 75mm.

Curry & Knott trabajan con expresiones tipo distribución de Weibull (de falla acumulada) de dos parámetros para expresar la frecuencia de falla (para una temperatura dada) en función del nivel de tenacidad<sup>15</sup> ( $K_{IC}$ ).

$$F = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{K_{IC}}{\theta_K} \right)^m \right]$$

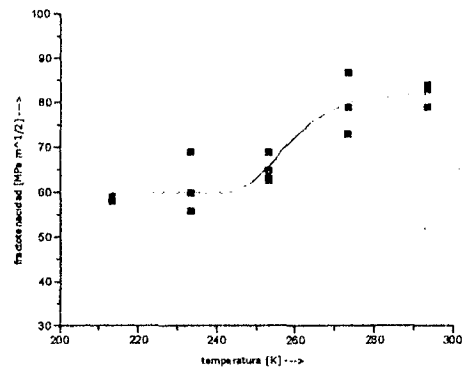
Una expresión equivalente para el caso de la resiliencia obtenida en el ensayo de Charpy será:

$$F = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{R}{\theta_R} \right)^m \right]$$

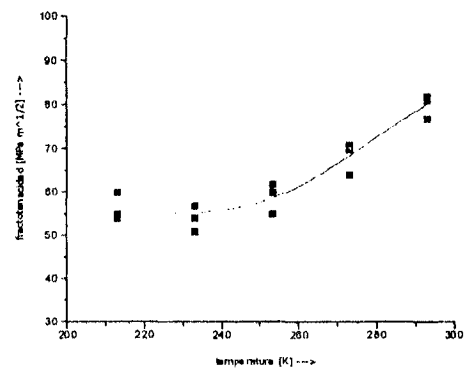
donde los distintos  $\theta$  (parámetro de escala de la distribución) son propiedad del material, que dependen de la microestructura y la temperatura. Los  $m$  dan una medida del scatter y constituyen el factor de forma en la distribución tipo Weibull.

Asumiendo que el número de partículas críticas por unidad de volumen depende de la tensión localmente aplicada, Curry & Knott definen las condiciones del entorno del inicio únicamente a partir de parámetros fractomecánicos:  $K$  y/o  $J$ . Puede inferirse que otras medidas de la tenacidad, en nuestro caso tomamos  $R$  (la energía absorbida por impacto Charpy), resultarían igualmente válidas en la medida que se consideren las particularidades de los inicios de las superficies de fractura.

En una probeta entallada el entorno de inicio es, naturalmente, el extremo de la entalla mecánica. En este caso se obtendrán mediciones de tenacidad intrínsecas de la matriz, ya que los nódulos no serán necesariamente determinantes en el proceso de fractura y serán otras las discontinuidades activas. Por lo tanto, este tipo de ensayos pueden utilizarse como control de la microestructura.



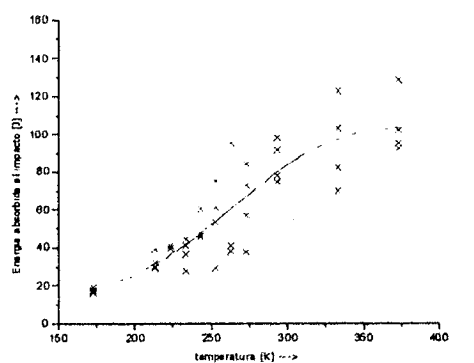
a)



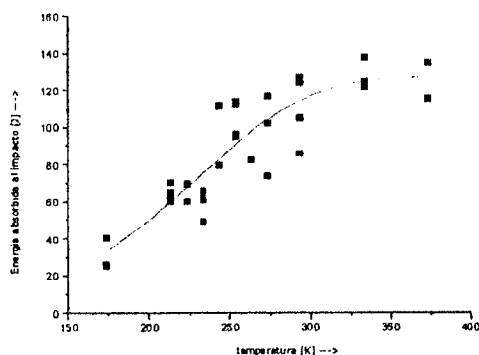
b)

Figura 9: Datos de ensayos de fractomecánica para muestras de ADI, similares a los mostrados más arriba, ahora con un ajuste del tipo Weibull.

En el caso de una probeta sin entalla, las condiciones del entorno de inicio dependen primariamente de las propiedades bulk del material. La fisura no se inicia en una entalla ubicada a una distancia aleatoria del defecto crítico más cercano, sino en uno de esos defectos. Por lo que la separación entre el lugar de inicio y el defecto crítico más cercano ahora depende fuertemente de las características de la matriz. En ese caso la tenacidad está controlada por la nodularidad, densidad nodular y tamaño de los esferoides. Esto será así en la medida que no estén presentes macrodefectos (defectos de fundición). La tenacidad medida a su vez depende de la matriz, pero por las características geométricas de las probetas (dónde sólo son posibles mediciones macro) puede esperarse un mayor scatter en los datos.



a)



b)

Figura 10: Datos de energía absorbida al impacto en Charpy vs temperatura para probetas de ADI. El ajuste es del tipo de Weibull. Nótese el mayor scatter de los datos.

### Conclusiones:

La curva de Oldfield ajusta correctamente los valores de tenacidad en el rango de temperaturas ensayadas identificando, además, parámetros del material tecnológicamente importantes como ser la temperatura de transición. Con el nuevo enfoque presentado es posible introducir parámetros relacionados con la física de los procesos involucrados.

Más aún, es posible explicar las diferencias entre las curvas tenacidad-temperatura de ensayo obtenidas a partir de ensayos fractomecánicos y de impacto Charpy. La explicación radica en el hecho de que el número y naturaleza de las partículas críticas, y su ubicación con

respecto a la zona de inicio de la fisura, difiere sensiblemente para ambos ensayos.

Queda planteada la posibilidad de una síntesis de ambos enfoques.

### Bibliografía:

- 1 ASTM A 327M-91, Standard Test Method for Impact Testing of Cast Iron
- 2 ASTM A 897M-90, Standard Specification for Austempered Ductile Iron Casting
- 3 ASTM A 536-84, Standard Specification for Ductile Iron Castings
- 4 Ratto, Ansaldi, Fierro, Agüera, A. Villar, Sikora, "Low temperature impact test in Austempered Ductile Iron and other spheroidal graphite cast iron structures", *ISIJ International*, 41 (2001), N°4 372-380
- 5 Fierro, "Fractoténacidad en ADI", IT-UNSAM, Buenos Aires, 2001
- 6 Ratto, "Propiedades mecánicas a bajas temperaturas de ADI", FCEN-UBA (en preparación)
- 7 Ratto, Fierro, Sikora, Ansaldi, Agüera, A. Villar, "Comportamiento mecánico de fundiciones esferoidales entre -100°C y +200°C", Jornadas SAM 2000
- 8 W. Oldfield. Curve fitting impact test data: a statistical procedure, *ASTM Standardization News*, 24-29, Nov. 1975
- 9 Fierro, Sikora, Ansaldi, A. Villar, Ratto, Agüera, "Propiedades fractomecánicas de fundiciones esferoidales as cast y austemperizadas", Jornadas SAM 2000
- 10 Wolpi, "Understanding how components fail", ASM (1988)
- 11 Ratto, Fierro, Ansaldi, A. Villar, Agüera, "Estudio de superficies de fractura en fundición esferoidal con distintas matrices", Jornadas SAM 2001
- 12 Curry & Knott, "Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel", *Metal Science*, 1978, p. 511-514
- 13 Rivera, Boeri & Sikora, *Advanced Materials Research*, 4-5 (1997), 169-174
- 14 Rivera, Boeri & Sikora, *Cast Metals*, 8 (1995), N°1 1-5
- 15 Anderson, "Fracture mechanics. Fundamentals and applications", CRC Press (1995)