

Microestructura y propiedades mecánicas de una fundición esferoidal ferrítica en bruto de colada para su uso en piezas de grandes dimensiones*

A. Suárez-Sanabria** y J. Fernández-Carrasquilla**

Resumen

Con objeto de estudiar el efecto de la velocidad de enfriamiento, composición y microestructura sobre las propiedades mecánicas de una fundición de grafito esferoidal y matriz ferrítica en estado de bruto de colada, para su uso en piezas de grandes dimensiones, se fabricó un cubo de 300 mm de arista mediante colada en moldes de arena. Este cubo contiene, como es habitual, silicio y magnesio procedentes del inoculante (ferrosilicio) y del nodulizante (Fe-Si-Mg). Se investigaron los efectos del tamaño, forma y distribución de las partículas de grafito y microestructura de la matriz sobre la resistencia mecánica, resistencia a impacto y tenacidad de fractura, de dos zonas del cubo formadas con distinta velocidad de enfriamiento: el centro térmico-geométrico y la superficie. Se ofrecen las composiciones químicas de ambas zonas y las técnicas utilizadas para realizar los ensayos mecánicos y el análisis metalográfico.

Palabras clave

Fundición esferoidal ferrítica. Bruto de colada. Piezas de grandes dimensiones. Velocidad de enfriamiento. Propiedades mecánicas.

Microstructure and mechanical properties of as-cast ferritic spheroidal cast iron for heavy section

Abstract

In order to carry out a study of the effect of the cooling rate, the composition and the microstructure upon the mechanical properties of a cast iron with nodular graphite and ferrite matrix for heavy sections, one cube with an edge of 300 mm was manufactured through casting in sand molds. This cube contains, as it is habitual, silicon and magnesium which proceed from the inoculant (ferrosilicon) and from the nodulizant (Fe-Si-Mg). The effects of the size, shape and distribution of the graphite nodules and of the microstructure of the matrix upon the mechanical resistance, impact behaviour and fracture toughness of this cast iron are investigated in two zones of the cube which have been casted with a different cooling rate: the thermal centre and the surface. The chemical compositions and the techniques used to perform the mechanical tests and the metallographic analysis are supplied.

Keywords

Ferritic spheroidal cast iron. As-cast. Heavy section. Cooling rate. Mechanical properties.

* Trabajo recibido el día 24 de septiembre de 2004 y aceptado en su forma final el día 15 de julio de 2005.

** Departamento de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales. Universidad Pública de Navarra. Campus de Arrosadía. 31011 Pamplona. España.

1. INTRODUCCIÓN

Las fundiciones de grafito esférico con matriz ferrítica se vienen utilizando, en los últimos años, en el sector de la energía eólica para fabricación de piezas tales como los bujes de aerogeneradores, debido a su elevada tenacidad a bajas temperaturas. Es el material fundido más ampliamente utilizado ya que es comparable con el acero estructural en su resistencia estática y tolera el daño a fatiga, a causa de la forma esférica de su grafito enclaustrado en una matriz de ferrita. Por otro lado, el procedimiento de moldeo permite la fabricación de piezas de geometrías complejas a un coste efectivo, si existe suficiente volumen de producción.

Es bien sabido que la microestructura de las fundiciones viene condicionada por el espesor de la pieza, de manera que, en función de éste, las propiedades mecánicas nunca pueden tener los mismos valores en el interior, cuya velocidad de enfriamiento es menor, que en el exterior de la misma. Generalmente, las propiedades mecánicas en el interior son peores que en el exterior. Esto ocurre, especialmente, en piezas de grandes dimensiones.

En estos casos, los trabajos deben ir encaminados a considerar todos aquellos aspectos que favorezcan que la microestructura y, consecuentemente, las propiedades mecánicas en el centro térmico-geométrico de las piezas (en este trabajo, aproximadamente a 150 mm hacia el interior de la misma) cumplan las exigencias de la norma para probetas testigo.

En cuanto a los defectos observados en algunos casos y que se deben evitar, hay que resaltar la presencia, en determinadas piezas, de grafito "Chunky" y de perlita. La experiencia indica que el grafito "Chunky" no se presenta en piezas fabricadas con espesores inferiores a 70 mm e incluso algo superiores a este valor, pero sí es posible su aparición en piezas de grandes dimensiones, como la que es objeto de estudio en este trabajo. Es muy importante evitar la aparición de este tipo de grafito degenerado ya que implica una gran disminución en los valores de las propiedades mecánicas. Por otro lado, en algunos casos, aparece perlita en el centro térmico-geométrico de la fundición en vez de hacerlo en el exterior, donde sería más normal su ocurrencia, debido a la mayor velocidad de enfriamiento. Según aumenta este contenido en perlita, se incrementa la resistencia mecánica y la dureza, pero disminuye considerablemente el alargamiento y la capacidad de soportar el impacto, de forma que, aunque la norma a la que se acoge el material objeto de estudio no exige contenidos máximos de

perlita, se acepta, generalmente, no sobrepasar un 7% de perlita.

Cuando el problema es la aparición de un porcentaje excesivo de perlita, existe solución, ya que un tratamiento térmico de ferritización la haría desaparecer. Ahora bien, este tratamiento cuesta, aproximadamente, 0,15 €/kg., lo que repercute de un modo importante en el precio de piezas que pueden llegar a pesar 10 toneladas. Por tanto, interesa trabajar sobre el supuesto de mejorar la calidad de los productos fabricados sin considerar la aplicación posterior de tratamientos térmicos. Sin embargo, si el grafito cristaliza en forma degenerada, por ejemplo, del tipo "Chunky", no existe solución capaz de arreglar la geometría de dicho grafito, por lo que hay que tener un especial cuidado en la fabricación del material para evitar que esto ocurra.

En esta investigación se pretende, además de estudiar la posible aparición de los defectos citados, caracterizar una fundición de grafito esférico con matriz ferrítica en estado bruto de colada, para su uso en piezas de grandes dimensiones, desde el punto de vista de las propiedades mecánicas y de la microestructura, analizando, también, la posible influencia de la velocidad de enfriamiento, con la intención de buscar o, al menos, sugerir posibles mejoras del material, siempre a conseguir en el estado citado de bruto de colada.

2. MATERIALES

El material objeto de estudio está designado como EN-GJS-400-18U-LT en la norma UNE-EN 1563 [1] para fundición de grafito esférico y se corresponde con el material GGG 40.3 de la norma, ya en desuso, DIN 1693, en este caso, con muestras de ensayo obtenidas a partir de probeta adosada. Se trata de un material destinado a resistir al impacto a baja temperatura. Según el espesor determinante de pared del componente en que se use esta fundición, dicha norma exige diferentes valores mínimos de las propiedades mecánicas. El caso tratado aquí se clasifica dentro del rango de espesor determinante de pared mayor de 60 mm y menor o igual a 200 mm. No obstante, algunas piezas muestran espesores superiores a 200 mm y el comprador puede exigir al fabricante que se cumplan en ellas las mismas propiedades mecánicas que en espesores inferiores a 200 mm. Para investigar el comportamiento del material en estos casos, se pensó en la fabricación de un cubo de fundición de 300 mm de arista, que supera los 200 mm del rango de la norma e impone condiciones más desfavorables, aún, en el centro térmico-geométrico.

El cubo contiene, como es habitual, silicio y magnesio procedentes del inoculante (ferrosilicio) y del nodulante (Fe-Si-Mg). La inoculación se realizó en cuchara y después de la solidificación no se le aplicó tratamiento térmico alguno, ya que uno de los objetivos del trabajo fue mejorar las propiedades del material en bruto de colada, evitando así añadir un coste adicional.

Una vez fabricado el cubo, se cortaron dos secciones de aproximadamente 30 mm de espesor, cada una. La primera, lo más centrada posible, se dividió, a su vez, en 8 prismas de aproximadamente 30 x 30 mm² de sección, cada uno, que se referenciaron, desde un extremo hasta el opuesto, con los números 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7 y 8. A partir de la primera sección, se obtuvieron los datos relativos a impacto, tracción y microestructura en los lugares concretos que se especifican en el apartado 3. La segunda sección se cortó paralelamente a la anterior, constituyendo el material adyacente a la misma, subdividiéndose, a su vez, en 5 prismas de 60 mm de anchura, cada uno, denominados 1A, 2A, 3A, 4A y 5A, desde un extremo hasta el opuesto. Estos últimos prismas se utilizaron en los ensayos que proporcionaron los valores de tenacidad de fractura.

Se intentó obtener resultados principalmente en dos zonas del cubo: la correspondiente al centro térmico-geométrico y la exterior (centro de una cara), para poder comparar los valores a distintas velocidades de enfriamiento.

3. RESULTADOS

3.1. Análisis químicos

En la tabla I se ofrece la composición química de la fundición, determinada mediante espectrómetro de emisión sobre probeta sólida.

Además, para investigar si ha ocurrido alguna posible segregación, se realizaron análisis químicos mediante un equipo LECO (C y S) y un espectrómetro de ICP sobre muestras disueltas en ácidos, correspondientes al centro térmico-geométrico y

Tabla I. Composición química del cubo de fundición, % en peso.

Table I. Chemical composition of the cast iron cube, weight%.

C	C _{eq}	Si	Mn	P	S	Al	Mg
3,8	4,5	2,08	0,12	0,021	0,011	0,011	0,036

parte exterior (centro de una cara), obteniéndose los porcentajes que se muestran en la tabla II.

También, se evaluaron las dos zonas citadas (centro térmico-geométrico y parte exterior) mediante microanálisis semicuantitativo, en lugares determinados, mostrándose los datos correspondientes en el apartado de evaluación microestructural.

3.2. Evaluación microestructural

Se realizó la caracterización metalográfica de dos zonas del cubo de partida: el centro térmico (aproximadamente el centro geométrico), y el exterior (centro de una cara externa). Para ello, se extrajeron las probetas de las zonas correspondientes del prisma de referencia 5. Para el estudio, se empleó un microscopio metalográfico invertido Olympus, modelo PME 3-313 UN, asociado al programa de análisis de imagen Omnimet-3, versión 1.5a de Buehler.

En primer lugar, se prepararon minuciosamente las probetas, teniendo cuidado, sobre todo, de no alterar el grafito, aún a costa de que permaneciese alguna raya de pulido residual. Este cuidado es fundamental, ya que si se desprende parte de las partículas de grafito no tiene sentido aplicar el análisis de imagen, debido a que considera formas geométricas que no son las reales, con los consecuentes errores. En estado de pulido, sin ataque químico, se analizaron las siguientes propiedades:

- Porcentaje de área que ocupa el grafito.
- Número de partículas de grafito por mm². Para obtener este dato, es necesario elegir, primeramente, un adecuado mínimo diámetro a ser considerado en el conteo. Debe ser suficientemente grande como para evitar contar rasgos irrelevantes, como restos de partículas de pulido o inclusiones, y suficientemente pequeño como para asegurar que se cuentan todas las partículas de grafito. Para fundición nodular de espesor de pared normal —como es este caso—, el tamaño de nódulo mínimo

Tabla II. Análisis químico del centro térmico y del centro de una cara exterior del cubo de fundición, % en peso.

Table II. Chemical analysis of the thermal centre and the centre of an exterior face of the cast iron cube, weight%.

Elemento	C	C _{eq}	S	Si	Mn	P	Mg
Centro térmico	3,75	4,46	0,008	2,02	0,12	0,10	0,027
Zona exterior	3,75	4,51	0,010	2,15	0,12	0,12	0,024

aceptado en las medidas usadas para producir las micrografías de referencia estándar de 10 μm . de diámetro^[2]. Sin embargo, en este trabajo se ha tenido que elegir un tamaño mínimo de aproximadamente 14 μm , debido a que el equipo empleado no es capaz de medir, de modo completamente satisfactorio, partículas menores de 13 x 13 píxeles, siendo el tamaño de píxel empleado, $p = 1,0949 \mu\text{m}/\text{píxel}$.

- Diámetro circular medio de las partículas de grafito. Este parámetro ofrece el diámetro de un círculo que posee el mismo área que el objeto a estudiar. Se ha pensado en él como el más conveniente para sustituir al “diámetro medio”, en la fórmula de la distancia internodular.
- Distancia internodular o entre partículas de grafito. A partir de los dos últimos datos, y mediante una fórmula empleada por Ruxanda *et al.*^[2], en base a trabajos de Seher *et al.*^[3], es posible obtener un valor aproximado de la distancia media existente entre las partículas de grafito. La fórmula es:

$$\lambda_G = 55.4 \cdot \left(\frac{d_{med}}{\text{Número de nódulos / área}} \right)^{1/3} \quad (1)$$

siendo, d_{med} , el diámetro medio de las partículas de grafito expresado en micras, que dividido por el número de nódulos por milímetro cuadrado, conduce al valor de λ_G expresado en micras.

- Porcentaje de nodularidad. Este dato, de gran importancia a la hora de establecer relaciones con las propiedades mecánicas, se calcula mediante la siguiente fórmula:

$$\% \text{ Nodularidad} = \frac{\text{Área de partículas aceptables}}{\text{Área de part. aceptables} + \text{inaceptables}} \cdot 100 \quad (2)$$

El criterio de aceptabilidad se basa en el método del factor de forma. En función de lo apreciado en la bibliografía, se ha decidido obtener la nodularidad a partir de dos factores de forma distintos: la esferoidicidad^[2] y el *ratio* de aspecto^[4]. Se han considerado aceptables, desde el punto de vista de la esferoidicidad, aquellas partículas de grafito que la posean por encima de 0,65 y respecto al *ratio* de aspecto, aquellas en que éste sea menor de 2.

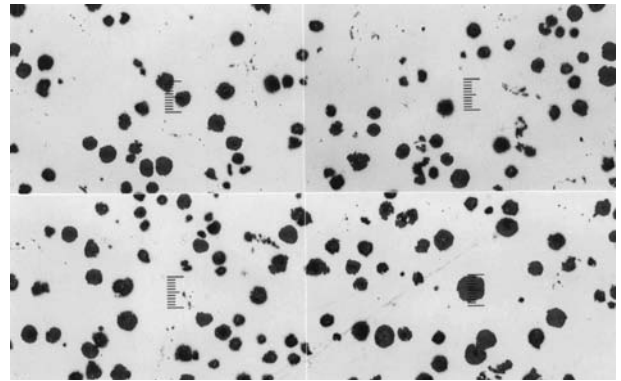


Figura 1. Microestructura en estado de pulido del centro térmico del cubo de fundición. Escala = 10 μm .

Figure 1. As polished microstructure of the thermal center of the cast iron cube. Scale = 10 μm .

Las definiciones de cada factor de forma se formulan de las siguientes maneras:

$$\text{Esferoidicidad} = \frac{4 \cdot \pi \cdot A}{P^2} \quad (3)$$

donde, A es el área de la partícula considerada y P, su perímetro; y

$$\text{Ratio de aspecto} = \frac{\text{Longitud del Feret mayor}}{\text{Longitud del Feret menor}} \quad (4)$$

El *ratio* de aspecto provee una relación entre la altura y la anchura de un objeto, en el que un *Feret* es la distancia entre dos tangentes paralelas en cada lado del mismo.

La elección del estudio utilizando estos dos parámetros se debe a que, ambos, tienen un fuerte peso en la bibliografía, en función de lo que se quiera relacionar a partir de ellos, a pesar de ofrecer resultados de nodularidad de diferencia apreciable.

- Distribución por tamaño de las partículas de grafito. Se han obtenido los porcentajes de las partículas de grafito de tamaños 4 (0,12 a 0,25 mm reales), 5 (0,06 a 0,12), 6 (0,03 a 0,06), 7 (0,015 a 0,03) y 8 (<0,015 mm reales), usando los intervalos citados a partir de la norma UNE-EN ISO 945^[5].

Las medidas de estas propiedades se realizaron con un factor de calibración o tamaño de píxel, $p = 1,0949 \mu\text{m}/\text{píxel}$, adecuado según se desprende de la bibliografía^[2] y que implica una ampliación de 50x en el equipo empleado.

El área analizada ha sido, aproximadamente 13 mm^2 (13,258), mediante el estudio de 30 campos

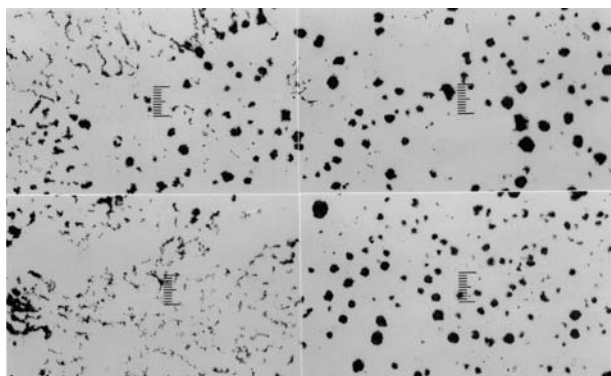


Figura 2. Microestructura atacada con Nital al 2% del centro térmico del cubo de fundición. La perlita aparece en torno a las microporosidades. Escala = 5 μm .

Figure 2. Microstructure etched with 2% Nital of the thermal centre of the cast iron cube. The pearlite appears around the microporosities. Scale = 5 μm .

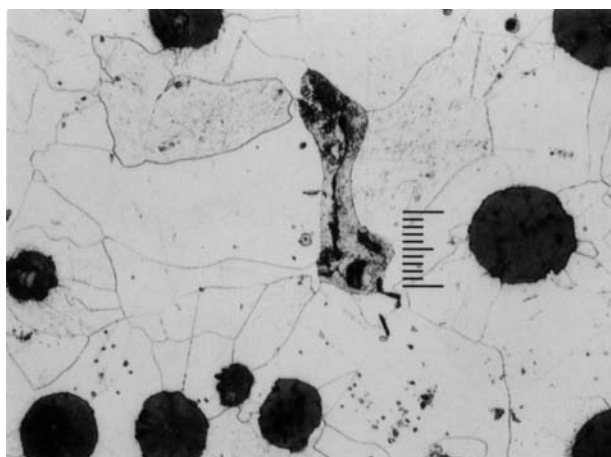


Figura 3. Microestructura en estado de pulido de la zona exterior del cubo de fundición. Escala = 10 μm .

Figure 3. As polished microstructure of the exterior zone of the cast iron cube. Scale = 10 μm .

contiguos de 0,442 mm², cada uno. De esta forma, se supera el número de 15 campos de estudio, mínimo considerado para obtener unos resultados fiables, según Capelleti *et al.*^[6]. Se puede observar, en las figuras 1 y 2, la microestructura en estado de pulido de las dos zonas de estudio, el centro térmico-geométrico y el centro de una cara exterior del cubo, respectivamente, representando cada figura un área de, aproximadamente 2,6 mm² reales.

Las propiedades citadas se han obtenido a partir del estado de pulido de las probetas correspondientes, de forma que el grafito se pueda apreciar con claridad para realizar los análisis. Pero, también son interesantes las propiedades del porcentaje de perlita y el tamaño de grano de la ferrita, para lo cual es

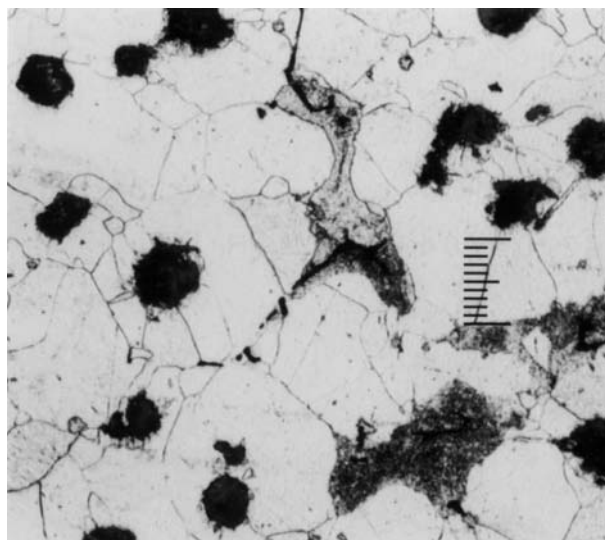


Figura 4. Microestructura atacada con Nital al 2% de la zona exterior del cubo de fundición. La perlita aparece en torno a las microporosidades. Escala = 5 μm .

Figure 4. Microstructure etched with 2% Nital of the exterior zone of the cast iron cube. The pearlite appears around the microporosities. Scale = 5 μm .

necesario realizar un ataque de oxidación que, en este caso, ha sido mediante Nital al 2%. Se puede observar el resultado en las figuras 3 y 4, que se corresponden con el centro térmico-geométrico y el centro de una cara exterior del cubo, respectivamente. Posteriormente, se han estimado los dos factores citados de la siguiente manera:

- porcentaje de perlita: se ha realizado una estimación visual por comparación con figuras de referencia obtenidas en la literatura^[7].
- tamaño de grano de ferrita: se ha estimado visualmente, comparando cada muestra en el microscopio óptico, a 100 aumentos, con unos patrones de referencia ASTM E-112^[8] y un ocular apropiado de la firma Olympus.

Cuantitativamente, no se han estimado estas dos características mediante el análisis de imagen, debido a la dificultad que entraña el hecho de que tanto la perlita como el grafito y las juntas de grano poseen un nivel de tonalidad gris similar, haciendo muy difícil la segmentación o detección de la imagen.

Los resultados obtenidos del análisis metalográfico se muestran en la tabla III.

Además de los rasgos microestructurales comentados, se ha realizado un microanálisis mediante una sonda de rayos X acoplada a un microscopio electrónico de barrido, en las dos zonas de estudio. En ambas, se han estudiado regiones de la matriz que acogen tanto partículas de grafito degeneradas como nódulos con una formación aceptable. Los resulta-

Tabla III. Características metalográficas del centro térmico y del centro de una cara exterior del cubo de fundición.

Table III. Metallographic features of the thermal centre and the centre of an exterior face of the cast iron cube.

Características metalográficas		Centro térmico	Zona exterior	
1	% de área de grafito	13,7%	12,7%	
2	número de partículas de grafito/mm ²	93	187	
3	Diámetro circular de las partículas de grafito (μm)	42	25	
4	Distancia internodular, λ_G (μm)	42,5	28,3	
5	% nodularidad en base al <i>ratio</i> de aspecto	97,9%	92,5%	
6	% nodularidad en base a la esferoidicidad	55,2%	57,3%	
7	Distribución de las partículas de grafito por tamaño	Tamaño 4	0%	0%
		Tamaño 5	21,7%	1,4%
		Tamaño 6	55,3%	42,1%
		Tamaño 7	18,7%	47,9%
		Tamaño 8	4,3%	8,4%
8	% de perlita	2-3%	1%	
9	Tamaño de grano ASTM 112 de ferrita	5 y 6	6 y 7	

dos, siempre semicuantitativos con esta sonda, se presentan en la tabla IV.

3.3. Ensayos de dureza

Se realizaron sobre las probetas obtenidas a partir de los prismas de referencia 1A, 3A y 5A empleados en los ensayos de tenacidad de fractura. Aunque la norma indica, para este material, el ensayo de dureza Brinell con bola de 10 mm de diámetro y carga de 3.000 Kp, al no disponer del equipo necesario, se empleó bola de 2,5 mm y carga de 187,5 Kp obteniéndose los resultados que aparecen en la tabla V.

Conviene destacar que, a pesar de la proporcionalidad, puede haber alguna diferencia entre usar bola de 10 mm y bola de 2,5 mm, ya que la bola de 10 mm, al abarcar un área mayor de probeta, ofrece un resultado más homogéneo, debido a que los nódulos de grafito-blandos pueden influir en la dureza obtenida. El equipo empleado ha sido un durómetro Instron-Wolpert Testor 930/250.

3.4. Ensayos de tracción

Se realizó un ensayo de tracción sobre una probeta mecanizada a partir del prisma de referencia 3, y

Tabla IV. Microanálisis mediante sonda de rayos X del centro térmico y del centro de una cara exterior del cubo de fundición.

Table IV. X-ray probe microanalysis of the thermal centre and the centre of an exterior face of the cube of cast iron.

Microanálisis semicuantitativo (% en peso)	Centro térmico del cubo		Zona externa del cubo (centro de una cara)	
Matriz entre nódulos de grafito aceptables	O k	2,84	O k	3,25
	Si k	1,80	Si k	1,94
	Fe k	95,35	C k	5,46
Matriz entre partículas de grafito degeneradas			Fe k	89,34
	O k	2,04	O k	3,30
	Si k	2,07	Si k	2,13
	Fe k	95,89	Fe k	94,57

Tabla V. Resultados de los ensayos de dureza Brinell. Probetas 1A y 5A: centros de caras exteriores del cubo de fundición. Probeta 3A: centro térmico del cubo de fundición.

Table V. Results of the Hardness Brinell tests. Specimens 1A and 5A: centres of exterior faces of the cast iron cube. Specimen 3A: thermal centre of the cast iron cube.

Probeta	Dureza (HB)					Media (HB)
1A	136	138	139	138	139	138
3A	130	128	127	129	128	128
5A	132	139	138	136	138	137

Tabla VI. Resultados del ensayo de tracción de la probeta de referencia 3, que pertenece a una zona intermedia entre el centro térmico y el centro de una cara exterior del cubo de fundición.

Table VI. Results of the tensile test for the specimen of reference 3, which belongs to an intermediate region between the thermal centre and the centre of an exterior face of the cast iron cube.

Referencia	Rm (MPa)	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	A (%)
Probeta 3	369	235	12,9

aunque esta región del cubo no pertenece exactamente a ninguna de las zonas de estudio, al no disponer del material correspondiente, por lo menos sirvió de referencia.

Se efectuó el ensayo, según norma UNE-EN 10002/ 1, en una máquina universal Mohr-Federhaff de 400 kN, obteniéndose los valores de límite elástico convencional al 0,2%, resistencia a tracción y alargamiento que se exponen en la tabla VI.

3.5. Ensayos de impacto

Se ensayaron a impacto, según norma UNE-EN 10045-1, 10 probetas de Charpy de las siguientes zonas:

- cuatro, mecanizadas del centro del prisma de referencia 5, intentando así que estuviesen lo más cerca posible del centro térmico del cubo, a una temperatura de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, que es la exigida por la norma en este ensayo, para el material estudiado. Se muestran los resultados en la tabla VII.
- seis, obtenidas de la parte central del prisma de referencia 7, por ser el que se disponía, a tal efecto, más cercano al exterior. Pero, en este caso, solo dos probetas se ensayaron a

Tabla VII. Resultados de los ensayos de impacto Charpy. Probetas de referencia 5: pertenecen al centro térmico del cubo de fundición. Probetas de referencia 7: pertenecen al centro de una sección cercana al exterior del cubo de fundición.

Table VII. Results of the impact Charpy tests. Specimens of reference 5: belong to the thermal centre of the cast iron cube. Specimens of reference 7: belong to the centre of a section near the exterior of the cast iron cube.

Probetas de referencia	5	7	7	7
Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)	-20	-20	-30	-40
Valor Ensayos (J)	11,4	8,9	8,1	6,5
	11,7	8,9	8,9	7,0
	12,6			
	11,3			
Valor Medio (J)	11,8	8,9	8,5	6,7

$-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, empleando otras dos a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ y dos más a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, para investigar si ocurría una cierta transición dúctil-frágil. Se indican los valores obtenidos en la tabla VII.

Para conseguir las temperaturas bajo cero, las probetas se enfriaron en una mezcla frigorífica de etanol y CO_2 . Los ensayos se realizaron con un péndulo para ensayos de impacto, instrumentado Instron-Wolpert.

3.6. Ensayos de tenacidad de fractura

La información obtenida de los ensayos de impacto no puede aplicarse, directamente, para evaluar la resistencia a la propagación inestable de una grieta en una pieza en servicio, ya que ni la cantidad de energía absorbida ni la apariencia de la fractura pueden relacionarse de una manera cuantitativa con la tensión de diseño aplicada. Esta resistencia es la tenacidad a la fractura y controla el fallo por fractura

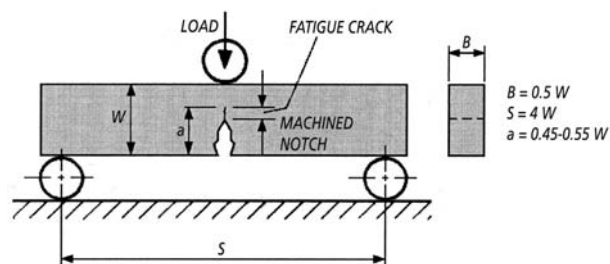


Figura 5. Probeta de flexión a 3 puntos para el ensayo de K_{IC} ^[14].

Figure 5. 3-point bend specimen for K_{IC} testing^[14].

rápida, de la misma forma que el límite elástico controla el fallo por fluencia^[9].

Para obtener una primera aproximación de la tenacidad de fractura del material objeto de estudio, se han realizado los ensayos que conducen a la obtención del valor de K_{IC} , tenacidad de fractura en modo I de apertura de grieta y condiciones de deformación plana, siguiendo la norma ASTM E 399-90, que establece el método de ensayo estándar para determinar la tenacidad de fractura en deformación plana, de materiales metálicos. Para decidir la geometría inicial de las probetas a ensayar, es preciso partir de una estimación del citado K_{IC} . En la norma correspondiente, UNE-EN-1563^[10], no aparece este valor para nuestro material concreto (EN-GJS-400-18U-LT), pero si se cita para un material similar (EN-GJS-400-18), con un valor de $30 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, dato que se ha considerado para una primera estimación. En la figura 5 se muestra la grieta producida por fatiga en la raíz de la entalla mecanizada, así como la carga aplicada a tres puntos, sobre la probeta de flexión. Así, para cumplir las condiciones de deformación plana, se necesitaría una probeta definida en la bibliografía^[11] y representada en la figura 5, que cumpliera con las siguientes dimensiones:

$$B, a, (W-a) \geq 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (5)$$

siendo $\sigma_{0.2}$ el límite elástico convencional al 0,2%, designado indistintamente con el símbolo $R_{p0.2}$ que, en este caso, se estima en 220 MPa, valor mínimo que exige la norma para el material objeto de estudio. Realizando los cálculos, las dimensiones mínimas serían: $B = a = (W-a) = 46,5 \text{ mm}$ y $S = 4W = 372 \text{ mm}$, que no se pueden cumplir con el cubo de 300 mm de arista, ni tampoco con el utillaje de que dispone la máquina. No obstante, todavía se puede usar la norma E-399, si se supera un requerimiento inferior al obligatorio para la deformación plana: cumplir la condición de un estado elástico lineal, de forma que la región de dominancia del factor de intensidad de tensiones K_I siga teniendo sentido^[12]. Se exige a las dimensiones planares (ya no hay deformación plana sino tensión plana), en base a la experiencia, que sean mayores de 8 veces el radio de la zona plástica estimado por Irwin en los inicios de la mecánica de la fractura, de forma que:

$$a, (W-a) \geq \frac{4}{\Pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{0.2}} \right)^2 \quad (6)$$

Ahora, se estima $a = (W-a) = 23,68 \text{ mm}$, como valor mínimo para cumplir las condiciones elástico

Tabla VIII. Resultados de los ensayos de tenacidad de fractura. Probetas 1A y 5A: mecanizadas del centro de secciones exteriores del cubo de fundición; probeta 3A: mecanizada del centro térmico del cubo de fundición.

Table VIII. Results of the fracture toughness tests. Specimens 1A y 5A: machined from the centre of exterior sections of the cast iron cube; specimen 3A: machined from the thermal centre of the cast iron cube.

Probetas	P_Q [kN]	$P_{MÁX}$ [kN]	$P_{MÁX} / P_Q$	K_Q [MPa(m) ^{1/2}]
1A	16,4	30,28	1,85	27,1
3A	15,8	29,45	1,86	26,2
5A	18,0	30,56	1,70	29,7

lineales. En función de este dato, se decide la siguiente geometría de probeta: $B = a = (W-a) = 27,5 \text{ mm}$, $W = 55 \text{ mm}$ y $S = 4W = 220 \text{ mm}$, que se puede mecanizar a partir del cubo de partida y, por otro lado, son las mayores dimensiones que admite el utillaje disponible en la máquina. Ahora bien, el valor de K_Q que se obtenga siguiendo las instrucciones de la norma no va a ser una constante propia del material, como lo es K_{IC} , sino el factor de intensidad de tensiones, K , al que empieza el crecimiento de grieta “estable” y “solo para el espesor considerado”, que, de todas formas, siempre será una estimación conservadora del K_{IC} .

Se han realizado los ensayos sobre probetas mecanizadas a partir de los prismas de referencias 1A, 3A y 5A, para analizar la posible influencia de la distinta velocidad de enfriamiento. Tanto para el preagrietamiento por fatiga como para la rotura final se ha empleado una máquina servohidráulica de 100 kN con control de lazo cerrado de Microtest. Las pregrietas de longitud 1,4 mm, superan el mínimo de 1,3 mm que impone la norma en este caso, y la rotura final se ha llevado a cabo en control por desplazamiento a una velocidad de 0,5 mm/min. Los valores de P_Q y $P_{MÁX}$ obtenidos de la curva de ensayo, el ratio $P_{MÁX} / P_Q$ y los valores correspondientes de K_Q , obtenidos mediante la fórmula que indica la norma, se muestran en la tabla VIII.

A la vista de estos resultados, se observa que el requisito que impone la norma ASTM E 399, de que $P_{MÁX} / P_Q$ sea $\leq 1,1$ (impidiendo, así, que probetas que muestran excesiva plasticidad puedan considerarse válidas a efectos de K_{IC}) no se cumple en ningún caso, por lo que el candidato, K_Q , nunca puede ser K_{IC} . No obstante, el valor K_Q obtenido es el de K al cual empieza el crecimiento de grieta estable para el espesor considerado (27,5 mm), además de ser una estimación conservadora del valor K_{IC} del material; pero esto último, siempre que se verifique la

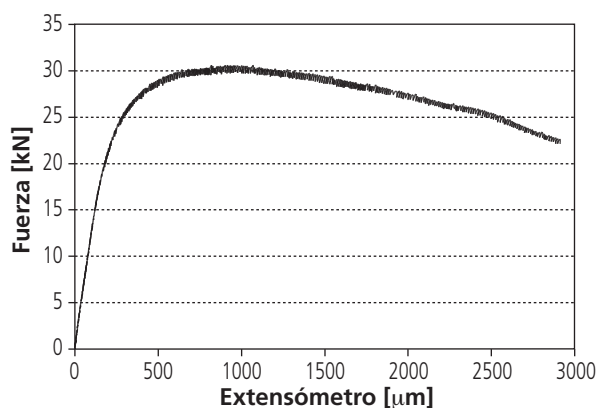


Figura 6. Gráfica del ensayo de K_{IC} de la probeta 5A (zona exterior del cubo de fundición).

Figure 6. Graphic of the K_{IC} testing of the specimen 5A (exterior zone of the cast iron cube).

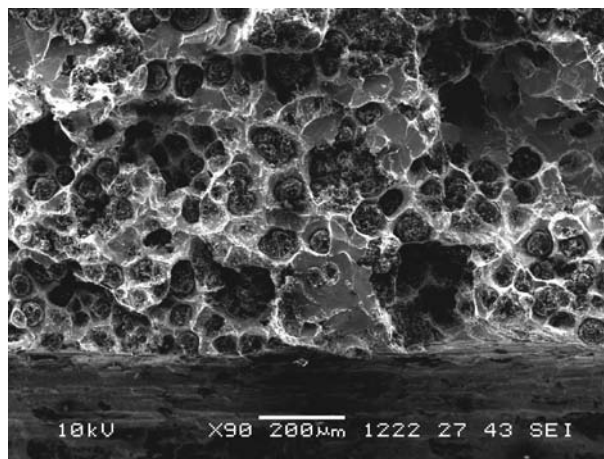
condición que impone la expresión (6). Introduciendo el valor K_Q de cada probeta en dicha fórmula, se obtienen unas dimensiones mínimas de 19,3 mm para la probeta 1A, 18 mm para la 3A y 23,2 mm para la 5A, que se deben cumplir para que tenga validez la aplicación de la mecánica de la fractura elástico lineal (MFEL). En este caso, se aprecia que la geometría estimada, en un principio, cumple la condición, por lo que el valor K_Q se puede usar en el sentido comentado. Esta comprobación es muy importante, ya que un valor de K , calculado más allá de la aplicabilidad de la MFEL, subestima la severidad de la grieta, implicando que, generalmente, los cálculos sean erróneos desde el punto de vista de la seguridad^[12].

Las curvas de rotura obtenidas para las tres probetas son similares, por lo que se muestra solamente el gráfico de una de ellas, la 5 A, en la figura 6.

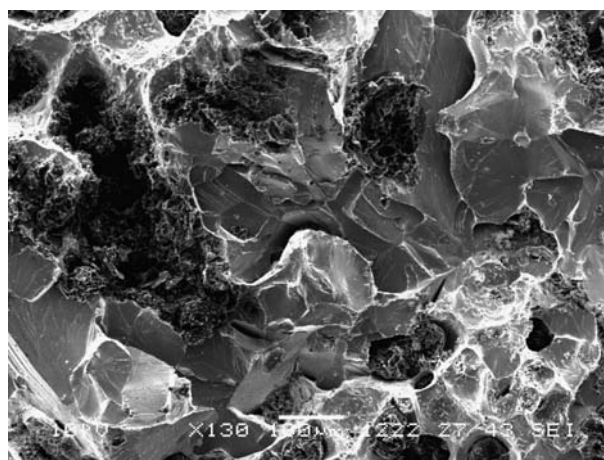
3.7. Estudio fractográfico

Para llevar a cabo el estudio fractográfico, se han empleado electrones secundarios, mediante un microscopio electrónico de barrido JEOL-JSM-5610LV. Se han estudiado las fracturas en las superficies de las siguientes muestras:

- probeta Charpy (11,7 julios) del centro del prisma de referencia 5 (centro térmico) a -20 °C. En una visión general de la probeta, se observa un modo mixto de fractura, encontrándose tanto zona dúctil como frágil. Pero si se focaliza a regiones donde hay un mayor número de nódulos (Fig. 7a), se aprecia que la fractura ha sido, principalmente, por coalescencia de microhuecos; mientras que,



a)

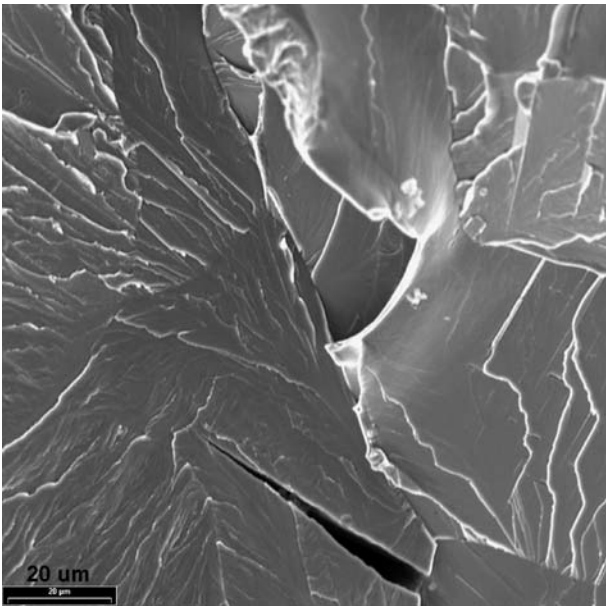


b)

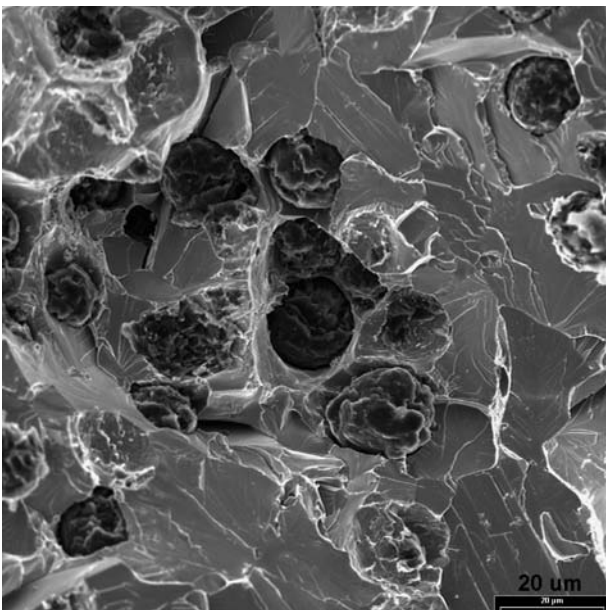
Figura 7. Superficie de fractura de una probeta Charpy del centro térmico del cubo de fundición ensayada a -20 °C:
a) Región con mayor número de nódulos.
b) Región con menor concentración de nódulos.

Figure 7. Fracture surface of a Charpy specimen of the thermal centre of the cast iron cube tested at -20 °C:
a) Region with a higher number of graphite particles.
b) Region with a lower number of graphite particles.

- observando zonas de menor concentración de nódulos (Fig. 7b), se aprecia que el mecanismo de fractura general ha sido por clivaje.
- probeta Charpy (7 julios) del centro del prisma 7 ensayada a -40 °C. A esta temperatura, el modo de rotura principal ha sido frágil. Pero de forma parecida al caso anterior, observando una zona sin partículas de grafito (Fig. 8a) se aprecian, claramente, las “marcas fluviales” características del clivaje, mientras que en una zona con mayor porcentaje de nódulos, aunque la tendencia es la misma, se encuentra una disposición en la entrecara matriz/grafito a formar microhuevo (Fig. 8b).



a)



b)

Figura 8. Superficie de fractura de una probeta Charpy de una zona intermedia entre el centro térmico y el centro de una cara del cubo de fundición, ensayada a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$:

- a) Región sin partículas de grafito.
 b) Región con mayor número de partículas de grafito.

Figure 8. Fracture surface of a Charpy specimen of an intermediate zone between the thermal centre and the centre of a face of the cast iron cube, tested at $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$:

- a) Region without graphite particles.
 b) Region with a higher concentration of graphite particles.*

— probeta de tenacidad de fractura de referencia 3A ensayada a $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Fig. 9). Se muestra una zona que pertenece al crecimiento esta-

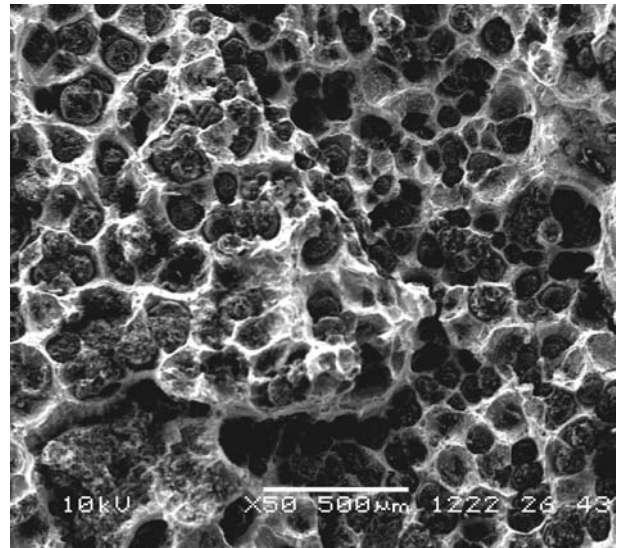


Figura 9. Superficie de fractura del ensayo de K_{IC} de la probeta 3A, mecanizada del centro térmico del cubo de fundición.

Figure 9. Fracture surface of the K_{IC} testing of the 3A specimen, machined from the thermal centre of the cast iron cube.

ble de la grieta, apreciándose claramente un modo de fractura completamente dúctil.

4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

El tamaño de las partículas de grafito es bastante mayor en la zona central que en la externa, sucediendo, además, que el número de nódulos decrece para la zona céntrica. Sin embargo, el porcentaje en área de grafito apenas varía, aunque es algo mayor en la zona de nódulos mayores. También encaja con estos datos la distribución de tamaños e incluso el tamaño de grano de la ferrita, que es mayor en el caso de los nódulos mayores. Concuerdia, además, el hecho de que la distancia internodular sea menor en la zona exterior de mayor número de nódulos. Desde un punto de vista físico^[2], el espaciado internodular, λ_G , representa la distancia de difusión del carbono característica, de forma que si aumenta el número de nódulos disminuirá y, con ello, la distancia de difusión del carbono, implicando una velocidad de ferritización mayor y, por tanto, menor cantidad de perlita. En principio, esto también se cumple, relativamente, en el caso que nos ocupa, ya que en la zona exterior, de mayor número de nódulos, se aprecia una cantidad algo menor de perlita. No obstante, el hecho de que en el centro térmico aparezca más perlita, no deja de ser sorprendente, puesto que, en teoría, con una mayor

velocidad de enfriamiento debiera favorecerse la formación estable del grafito a partir del carbono y no la combinación química de este. Una posible explicación^[13] puede ser que, también con menores velocidades de enfriamiento se favorece la segregación de algunos elementos traza hacia las últimas áreas en solidificar y, estos, pueden tener tendencia a estabilizar los carburos y a promover la microporosidad. En este trabajo no se dispone de un análisis químico completo como para determinar si puede haber una influencia de elementos tales como el antimonio, estaño, cobre, manganeso, cromo o molibdeno; no obstante, en la microestructura, se detecta perlita y también microporosidad. De hecho, en las figuras 2 y 4, que muestran las microestructuras atacadas químicamente, de las dos zonas estudiadas, se aprecia que la perlita residual aparece en las inmediaciones de las microporosidades. Hay que resaltar que las características de carburos intercelulares y microporosidad son perjudiciales para las propiedades dinámicas, como la tenacidad de la fractura y el límite de fatiga^[13].

Hay una gran diferencia en el porcentaje de nodularidad, según se considere uno u otro factor de forma, lo que genera serias dudas sobre cuál de ellos se debe emplear. Ruxanda *et al.*^[2] exponen que el que mejor representa al grafito es la esferoidicidad. Sin embargo, Bradley^[4] dice que está aceptado considerar como nódulos válidos aquéllos cuyo *ratio* de aspecto sea menor de 2. Por otra parte, conviene incluir la estimación visual de la nodularidad, ya que en el caso de la probeta correspondiente al centro térmico/geométrico, encontramos amplias regiones con nódulos bien formados frente a otras regiones que, aunque más pequeñas, sólo poseen partículas de grafito degeneradas, estimándose con las cartas de comparación un porcentaje de nodularidad del 90%. En el caso de la zona externa, se encuentran áreas bastante mayores que contienen, solamente, grafito irregular, y se considera un 70% de nodularidad. Estos casos son muy difíciles de evaluar correctamente con el análisis de imagen, a no ser que se estudien regiones muy grandes. Así, parece claro que se da una gran disparidad de resultados en lo referente a la nodularidad, según sea el método empleado. No obstante, se estima conveniente aceptar, principalmente, el criterio de Bradley, dado que el trabajo está enfocado hacia las propiedades de impacto y tenacidad de fractura. Empleando el microscopio óptico, la mayor parte del grafito degenerado es grafito Chunky que, debido a su naturaleza intercelular, es muy perjudicial para las propiedades mecánicas. Para mayor seguridad habría que realizar un ataque profundo (Nital al 5%, durante 8 h) sobre la muestra^[14], estudiándola posteriormente en el MEB.

Respecto al microanálisis, centrando la atención en el silicio, se observa que tanto en el centro del cubo como en la superficie, su contenido en las zonas de la matriz en que han surgido nódulos aceptables es inferior al de los lugares en que han aparecido partículas de grafito degeneradas. A pesar de que la diferencia del contenido en silicio es pequeña (0,27% en el centro y 0,19% en el extremo) y, además, se trata de un análisis semicuantitativo, puede ser un dato a tener en cuenta, ya que se encuentra en la bibliografía que el silicio es uno de los elementos químicos que tienen tendencia a formar grafito Chunky, recomendándose para las secciones gruesas de fundición dúctil no sobrepasar un 2% de silicio^[15]. Este dato frontera coincide con lo revelado en el microanálisis y puede ser suficiente como para aconsejar la disminución del porcentaje de silicio en la fundición objeto de estudio, aunque, ello, posibilita la aparición de perlita. Conocidos estos resultados, y con objeto de obtener más información al respecto, se realizaron análisis químicos mediante ICP de las dos zonas de estudio, buscando posibles macrosegregaciones. Para el silicio, se encontró 2,02% en el centro y 2,15% en el extremo, datos que se corresponden bien con los resultados del microanálisis y con lo observado en el estudio metalográfico, puesto que aparece una zona mayor de partículas degeneradas en el exterior del cubo. Por otra parte, el silicio no se ha segregado hacia las últimas zonas en solidificar.

Hay que destacar que aunque las diferencias en el contenido de silicio de una zona a otra son pequeñas, tienen importancia, ya que varios autores consideran su efecto en las propiedades mecánicas a partir de diferencias de contenido de silicio de 0,1%.

Respecto a los valores de impacto, se observa que todas las probetas del centro térmico-geométrico cumplen los requisitos mínimos que impone la norma^[1] (valor medio de 3 ensayos a -20 °C, superior a 10 julios y ninguno de ellos inferior a 7 julios). Sin embargo, los resultados que ofrecen las dos probetas ensayadas, a -20 °C, del centro del prisma 7, que se encuentra más cerca del exterior que del centro térmico-geométrico, son inferiores a los valores del centro, en algo más de 2 julios, no cumpliendo su media (8,9 julios) el valor crítico de 10 julios (aunque sería necesario haber considerado una probeta más).

Estos resultados son algo inesperados ya que, generalmente, los menores valores de resistencia a impacto se dan en el centro térmico-geométrico de las piezas de grandes dimensiones, debido a que pueden ocurrir segregaciones de elementos traza perjudiciales para el impacto, al favorecer la aparición de grafito degenerado y perlita. Por otro lado, el hecho de que el número de nódulos sea mayor

en el exterior que en el centro, tampoco ayuda a resolver el aspecto citado puesto que, en principio, los nódulos actúan como freno a la rotura frágil a bajas temperaturas (como se analizará posteriormente al estudiar las fracturas). Una posible explicación al hecho de que los valores de impacto sean mayores en el centro que hacia el exterior puede darse con base en los resultados de los análisis químicos (Tabla II), que informan del contenido de silicio, algo mayor en el exterior que en el centro del cubo, de manera que además de la posibilidad de ocurrencia de mayor área de grafito Chunky, disminuyendo el porcentaje de nodularidad, puede aumentar la resistencia mecánica del material con la disminución correspondiente de ductilidad, lo que implicaría una reducción de la resistencia al impacto. Esta sugerencia se basa en los estudios de Bradley^[4] y en información que se ofrece en otros estudios^[15 y 16]. En este último^[16], se dice que por cada 0,1% de aumento en el porcentaje de silicio, la resistencia a tracción se incrementa aproximadamente en 7 MPa y, el límite elástico, en 11 MPa, mientras que el alargamiento se reduce en un 0,3% y la dureza Brinell en 3 unidades; además, se comenta que las propiedades de impacto se reducen gradualmente según aumenta el contenido en silicio, siendo este efecto significativo principalmente en las fundiciones ferríticas. Bradley^[4], basándose en trabajos de Salzbrenner, ofrece una consideración parecida para el límite elástico (1% de incremento en el % de silicio implica 105 MPa de aumento en el límite elástico) y, apoyándose en estudios de Sandoz *et al.*^[17], indica que un aumento en silicio, de 0,1%, provoca un incremento en la temperatura de transición dúctil-frágil de, aproximadamente, 5 K; también, observa que menores contenidos de silicio ofrecen un valor ligeramente mayor del nivel superior de la curva de transición al impacto, probablemente debido al menor límite elástico y al mayor tamaño de zona plástica que se forma en la punta de la entalla. Estos datos reflejan que el silicio es un potente elemento endurecedor mediante solución sólida de la ferrita.

Los valores obtenidos en el ensayo de tracción cumplen, prácticamente, la exigencia de la norma correspondiente^[1], que requiere unos valores de resistencia a tracción: 370 MPa; de límite elástico: 220 MPa; y, de alargamiento: 12%. No obstante, hay que destacar que la probeta ensayada pertenece a una región que se encuentra entre la zona céntrica y la exterior del cubo.

En cuanto al comportamiento del material frente a la tenacidad de fractura, aunque la probeta central (3A), con menor velocidad de enfriamiento, muestra el menor valor de K_{IQ} , la diferencia, respecto a las probetas de la superficie, que se han enfriado más rápido, no es suficiente como para concluir que

ocurre un comportamiento distinto. De hecho, las curvas correspondientes a los tres ensayos son muy similares (Fig. 6), apreciándose no linealidad hasta la carga máxima y, una vez superada ésta, la probeta no rompe, de forma que no hay fractura espontánea sino todo lo contrario, hay crecimiento de grieta estable. Sin embargo, llama la atención que la probeta 3A, de menor dureza que las 1A y 5A, muestre una tenacidad de fractura inferior. Estos resultados parecen coincidir con lo argumentado en su revisión por Bradley^[4], quien indica que el valor de K_{IQ} para fundición dúctil ferrítica, está más relacionado con la fluencia del material que con la tenacidad de fractura, de forma que un valor mayor de K_{IQ} sólo expresa que al material le cuesta más empezar a plastificar (así se explica lo ocurrido en este trabajo, en el que se inicia antes la fluencia en la probeta de menor dureza). De hecho, no se aconseja el empleo de la MFEL para caracterizar el nivel superior de la curva de transición dúctil-frágil de este material, a no ser que se utilicen probetas de dimensiones muy grandes en los ensayos, lo cual no se corresponde con los espesores realmente empleados en servicio y además implica un alto desembolso económico. Como ejemplo, Motz^[18], empleando espesores de 8 pulgadas (203,2 mm) no consiguió valores de K_{IC} a temperatura ambiente. De todo ello se deduce que, para caracterizar este material frente a la tenacidad de fractura es más conveniente emplear métodos elastoplásticos, como, por ejemplo, el que conduce, según la norma ASTM E 813-89, a la obtención del valor de J_{IC} , estimación ingenieril de la tenacidad de fractura cerca del inicio del crecimiento estable de grieta para materiales metálicos. Además, para este último ensayo, las dimensiones de la probeta a emplear deben cumplir un requisito dimensional inferior [ambos B y (W-a) $< 25 \cdot J_{IQ} / \sigma_0$, siendo $\sigma_0 = (\sigma_u + \sigma_{0,2}) / 2$ y σ_u la resistencia a la tracción], utilizando menor cantidad de material.

Aunque el estudio fractográfico para las probetas Charpy a -20 °C se ha restringido a la zona del centro térmico-geométrico, las consideraciones indicadas en el apartado correspondiente de los resultados aconsejan incrementar el número de nódulos, si lo que se busca es una buena tenacidad al impacto a bajas temperaturas, ya que se aprecia, en las fotografías del MEB, que es en las zonas de mayor concentración de nódulos donde la tendencia de la fractura es a ser dúctil, aumentándose así la energía necesaria para romper la probeta. Pero un aumento del número de nódulos implica, por otro lado, una disminución de la energía necesaria para la fractura a temperatura ambiente, ya que el número de lugares de nucleación de una grieta potencial aumenta (intercara nódulo/matriz)^[19]. Sin embargo, a bajas temperaturas, los nódulos realizan un papel de

detención de la grieta, lo cual tiene un efecto importante en aumentar la energía de ruptura a esas temperaturas y en la disminución de la temperatura de transición dúctil-frágil^[20]. En el caso del material aquí tratado, la norma exige que se cumplan unos valores críticos de energía de impacto Charpy a -20 °C, no imponiendo ninguna condición a temperatura ambiente, en este aspecto. Por ello, es por lo que interesa conseguir un número alto de nódulos distribuidos de la manera más homogénea posible.

Estas consideraciones no coinciden con lo observado al realizar los ensayos, ya que las probetas que pertenecen al prisma 7 con mayor número de nódulos, ofrecen, a -20 °C, un resultado más pobre en comparación con las del centro. Por otra parte, aunque en el exterior hay mayor número de nódulos, su número es elevado en ambas zonas (93 n/mm² en el centro y 187 n/mm² en el exterior). Así parece que, en la pérdida de resistencia a impacto, tienen mayor influencia el reparto más heterogéneo de los nódulos en el exterior y el menor porcentaje de nodularidad, junto con el mayor contenido de silicio.

5. CONCLUSIONES

Se ha encontrado, mediante microanálisis, que la matriz en que se hallan imbuidas las partículas degeneradas de grafito posee un mayor contenido en silicio que la matriz en que se sitúan los nódulos aceptables. Además, a un nivel microscópico, la zona externa del cubo objeto de estudio, de peor nodulización que la zona céntrica, muestra también, mediante análisis químico por ICP, un contenido superior de silicio. Esta peor nodularidad puede ser una de las causas de que los ensayos de impacto Charpy a -20 °C de la zona cercana al exterior (prisma 7), no cumplan el valor mínimo que impone la norma, siendo otra causa el endurecimiento de la ferrita por solución sólida de silicio. Estos datos sugieren dos proposiciones:

- disminuir en una pequeña cantidad el porcentaje de silicio empleado, investigando de esta manera si surge una menor cantidad de grafito degenerado, pero atendiendo al mismo tiempo que no aparezca un contenido excesivo de perlita y que no disminuyan los valores de resistencia.
- mejorar la disolución en el fundido del silicio proveniente del inoculante (Fe-Si) y del nodulizante (Fe-Si-Mg) para evitar su segregación.

En las probetas Charpy que no cumplen el requisito de la norma, hay mayor número de nódulos que en las del centro térmico-geométrico que si lo cumplen. Estos resultados no se corresponden con lo apreciado en el estudio fractográfico, por lo que se

deduce que es más decisiva la influencia del contenido de silicio en la resistencia al impacto.

Las partículas de grafito degeneradas, al ser observadas con el microscopio óptico, parecen ser grafito Chunky, muy perjudicial para las propiedades mecánicas, por lo que se sugiere realizar un ataque profundo de la probeta durante 8 h en Nital, observando posteriormente, en el MEB, la posible conexión entre las partículas de grafito que al microscopio metalográfico se ven separadas.

En relación con el estudio de los lugares en que se encuentra la perlita, superpuesta a unas finas líneas negras que parecen microporosidades, se propone emplear el MEB y el microanálisis.

Se ha iniciado la caracterización del material frente a la tenacidad de fractura, empleando métodos lineal-elásticos a través de la norma ASTM E-399, pero se ha comprobado que, incluso una probeta de 27,5 mm de espesor es insuficiente para obtener el valor de K_{IC} consiguiéndose, solo, el K_Q para el espesor empleado. No obstante, este parámetro se puede considerar como indicador del inicio de fluencia más que de la tenacidad, en el caso de este material. Por ello, se recomienda el empleo de métodos elasto-plásticos, como el que ofrece el valor de J_{IC} , reduciéndose, además, la cantidad de material a utilizar.

REFERENCIAS

- [1] Norma UNE-EN 1563, *Fundición. Fundición de grafito esferoidal*, AENOR 1998, pp. 11-12.
- [2] R. RUXANDA, D.M. STEFANESCU Y T.S. PIWONKA, *AFS Trans.* 110 (2002) 1.131-1.147.
- [3] R.J. SEHER, H.M. JAMERS Y G.N. MANIAR, *ASTM STP 504* (1972) 119-137.
- [4] W. L. BRADLEY Y M. N. SRINIVASAN, *Int. Mater. Rev.* 35 (1990) 129-165.
- [5] Norma UNE-EN ISO 945, *Fundición. Designación de la microestructura del grafito*, AENOR 1996, p. 7.
- [6] T.L. CAPELETTI Y J.R. HORNADAY, *Trans. AFS* 82 (1974) 59-64.
- [7] *Foundrymen's Guide to Ductile Iron Microstructures*, American Foundrymen's Society Inc., Des Plaines, Illinois, 1984, p. 36.
- [8] Spec. E 112-95, *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, 1996, Philadelphia, American Society for Testing and Materials, pp. 229-232.
- [9] J.F. KNOTT, *Fundamentals of Fracture Mechanics*, Ed. Butterworths 1973, pp. 9-10.
- [10] Norma UNE-EN 1563, *Fundición. Fundición de grafito esferoidal*, AENOR 1998, p. 25.
- [11] M. JANSSEN, J.ZUIDEMA Y R.J.H. WANHILL,

- Fracture Mechanics*, Ed.VSSD, 2nd edition, 2002, Delft, The Netherlands, p. 109.
- [12] N.E. DOWLING, *Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture and fatigue*, Ed. Prentice Hall, 2nd edition, 1999, pp. 332-345.
- [14] Ductile Iron Handbook, *American Foundrymen's Society Inc.*, Des Plaines, Illinois, 1999, pp. 207-208.
- [15] M. CAGNÉ Y D. ARGO, Heavy Section Ductile Iron-Part II: Formation of Chunk Graphite, *ASM Adv. Casting Technol. Int. Conf.*, Kalama-zoo, Michigan, EEUU, 1986, pp. 245-256.
- [16] Ductile Iron Handbook, *American Foundrymen's Society Inc.*, Des Plaines, Illinois, 1999, p. 227.
- [17] Ductile Iron Handbook, *American Foundrymen's Society Inc.*, Des Plaines, Illinois, 1999, p. 77.
- [18] G. SANDOZ, H. BISHOP Y W. PELLINI, *Trans. ASM* 46 (1954) 418.
- [19] J. M. MOTZ, *Giesserei* 67 (1980) 628.
- [20] L. MOGFORD, I. L. BROWN Y D. HULL, *JISI*, (1967) 729-732.
- [21] S. KOMATSU, T. SHIOTA, T. MATSUOTA Y K. NAKAMURA, *AFS Trans.* 102 (1994) 121-125.