

Estudio de una fundición de grafito laminar mediante mecánica de la fractura^(*)

Javier Fernández-Carrasquilla* y Ricardo Ríos**

Resumen

Se estudia la tenacidad a la fractura de una fundición de grafito laminar con diferentes matrices y tamaños de celdilla eutéctica. También se estudian las propiedades de tracción, dureza y tenacidad al impacto. Los resultados experimentales se comparan con los mismos parámetros determinados en aceros al silicio de composición química similar a la de la matriz metálica de la fundición. El posterior estudio de las superficies de fractura permite establecer los mecanismos de rotura. El análisis conjunto de los resultados mecánicos y de los estudios fractográficos permiten establecer la influencia del grafito sobre las diversas propiedades mecánicas de la fundición así como sobre los micromecanismos de fractura. Se critican modelos de mecánica de fractura que estiman la resistencia a la tracción y la tenacidad de fractura, y se realizan aportaciones que pueden mejorar dichos modelos.

Palabras clave:

Tenacidad a la fractura. Fundición de grafito laminar. Acero al silicio. Micromecanismos de fractura. Modelos de mecánica de fractura.

A fracture mechanics study of flake graphite cast iron

Abstract

In the present investigation, flake graphite cast iron fracture toughness with different matrixes and eutectic cell sizes is studied. Properties of tensile strength, hardness and impact toughness are also studied. The experimental data are compared to the same determined parameters in silicon steel with a chemical composition similar to that of the cast iron metallic matrix. A subsequent study of the crack surfaces enables us to establish fracture mechanisms. The joint analysis of the mechanical results and of the fractographic studies allows to establish the influence of graphite on the different mechanical properties of cast iron and on fracture micromechanisms as well. Models of fracture mechanics which evaluate tensile strength and fracture toughness are examined making contributions that may improve such models.

Keywords

Fracture toughness. Flake graphite cast iron. Silicon steel. Fracture micromechanisms. Models of fracture mechanics.

1. INTRODUCCIÓN

El propósito de este trabajo es determinar el efecto de los cambios de microestructura sobre las propiedades mecánicas y sobre los micromecanismos de fractura de una fundición de grafito laminar. Para ello, se empleó fundición gris y acero de composición química similar a la de la matriz de la fundición. Con objeto de estudiar el efecto del posible diferente tamaño de celda y de las láminas de grafito sobre las propiedades mecánicas, se empleó fundición que había solidificado a diferente velocidad. Se fabricó un bloque escalonado cuya sección presenta espesores de 14 y 50 mm mediante colada en molde de arena; partien-

do de que se sabe que la reducción de espesor de la fundición, al verse incrementada la velocidad de solidificación, produce afinamiento de la microestructura de la matriz, del tamaño de celda eutéctica y de las láminas de grafito. Para investigar la influencia de la microestructura de la matriz, también se trataron térmicamente varias probetas extraídas de la sección gruesa de la fundición, obteniendo en un caso matriz ferrítica por medio de un ciclo especial de recocido que consistió en austenización a 900 °C y enfriamiento lento hasta justo por debajo de la temperatura crítica, seguido de un prolongado empapado (*soaking*) y enfriamiento en el horno y cuatro estructuras de martensita revenida por medio de temple en

(*) Trabajo recibido el día 17 de noviembre de 1997 y aceptado en su forma final el 1 de junio de 1999.

(*) Dpto. de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales. Universidad Pública de Navarra. Campus de Arrosadía, s/n. 31006 Pamplona, Navarra (España).

(**) Dpto. de Ciencia y Tecnología de Materiales y Fluidos. Centro Politécnico Superior. Universidad de Zaragoza. María de Luna, 3. 50015 Zaragoza (España).

aceite desde 900 °C, con posteriores revenidos realizados a 200, 350, 500 y 650 °C. La duración de la austenización como la del revenido fue de 1 h.

Con objeto de obtener datos utilizables en el estudio del comportamiento a la fractura de la fundición, se prepararon muestras de acero de composición similar a la de la matriz de aquélla (Tabla I); de este modo se obtuvieron datos utilizables en un modelo para predecir el comportamiento en fractura de la fundición gris, considerando las contribuciones de matriz y de grafito.

El acero utilizado se fabricó en un horno de inducción y después de solidificar fue recocido a 950 °C, durante 3 h, y enfriado en horno hasta 250 °C durante 60 h. Se obtuvieron estructuras de martensita revenida en el acero para poder compararlas con las estructuras de la fundición tratada térmicamente. Los ciclos de tratamiento térmico fueron similares a los utilizados con la fundición gris, es decir temple desde 900 °C seguido de revenido a 200, 350, 500 y 650 °C.

Se prepararon muestras por duplicado de ambos materiales, fundición y acero, tanto de las probetas en estado de moldeo como de las tratadas térmicamente. En primer lugar, se extrajeron probetas de fundición de las secciones gruesa y delgada y se mecanizaron directamente para producir probetas de tenacidad con estructura de moldeo. Más tarde, en función de los resultados, se procedió a extraer fragmentos de la sección gruesa de la fundición para su posterior tratamiento térmico y mecanizado

2. MATERIALES, TRATAMIENTOS Y ENSAYOS

La figura 1 es un croquis en el que se indican las zonas de donde se extrajeron las muestras, así como sus referencias GG (fundición gris, sección gruesa) y GD (fundición gris, sección delgada).

A continuación se da una relación de las probetas extraídas de las dos clases de material con sus referencias y tratamientos térmicos.

Tabla I. Composición química de los materiales (% en peso)

Table I. Chemical composition of materials in weight %

Elemento	Fundición gris	Acero
Carbono	3,05	0,57
Silicio	2,50	2,65
Manganeso	1,00	0,99
Azufre	0,12	0,021 ⁺
Fósforo	0,026	0,030
Cobre	0,22	0,095

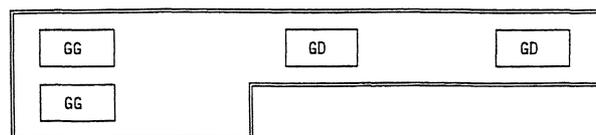


Figura 1. Bloque de diferente espesor: GG: Fundición gris, sección gruesa. GD: Fundición gris, sección delgada.

Figure 1. Different thickness: GG: Grey iron, thick section. GD: Grey iron, thin section.

Acero

- A1. Temple desde 900 °C en aceite y posterior revenido a 200 °C.
- A2. Id. revenido a 350 °C.
- A3. Id. revenido a 500 °C.
- A4. Id. revenido a 650 °C.
- A5. Austenización a 900 °C, enfriamiento lento por debajo de A₁, mantenimiento prolongado y enfriamiento en el horno.
- A6. Condición de moldeo y posterior recocido.

Fundición gris

- F1. Temple desde 900 °C en aceite y posterior revenido a 200 °C.
- F2. Id. revenido a 350 °C.
- F3. Id. revenido a 500 °C.
- F4. Id. revenido a 650 °C.
- F5. Austenización a 900 °C, enfriamiento lento por debajo de A₁, mantenimiento prolongado y enfriamiento en el horno.
- F6. Sin tratamiento. Condición de moldeo. Probetas extraídas de la sección delgada de la fundición gris.
- F7. Sin tratamiento. Condición de moldeo. Probetas extraídas de la sección gruesa de la fundición gris.

Los ensayos de tenacidad se realizaron según norma ASTM E 399-90 para efectuar el análisis elasto-lineal, y la norma ASTM E 813-89 para el análisis elasto-plástico.

En fundiciones grises se demostró^[1, 2] que se producen fracturas en condiciones de deformación plana con probetas de dimensiones inferiores a las obtenidas según la ecuación $a(W-a)$, $B > 2,5 (K_{Ic} / S_0)^2$, si en dicha expresión se introduce el valor de resistencia, en lugar del límite elástico S_0 .

La geometría seleccionada para las probetas fue la de flexión en tres puntos con una entalla (SENB, Single Edge Notched Bend). No se practicó preagrietamiento por fatiga en la fundición gris ya que Glover *et al.*^[3] demostraron en 1969 que con estos materiales se obtienen idénticos valores de K_{Ic} con y sin fatiga.

El preagrietamiento se realizó en una máquina servohidráulica de ensayos bajo condiciones de doblado de tres puntos. La fractura de las probetas de tenacidad bajo esas condiciones se efectuó en la misma máquina.

Los ensayos de tracción se realizaron según norma EN 10002/1 sobre probetas Hounsfield N-13 extraídas de los fragmentos que resultaron de romper las probetas SENB en los ensayos de tenacidad.

El ensayo Charpy se realizó según norma UNE 36-403-81 y proporcionó los datos de resiliencia de las probetas que se ensayaron a cuatro temperaturas diferentes (26, -10, -30 y -60 °C). Las probetas utilizadas en este tipo de ensayo tenían una longitud de 55 mm, sección cuadrada de lado de 10 mm. y presentaban una entalla en V de 2 mm de profundidad.

Se determinó la dureza de todas las muestras de acero y fundición en sus diferentes estados según normas UNE 7-422-85 y UNE 7-053-73.

Para realizar el estudio metalográfico se empleó reactivo Nital-2; las celdas eutécticas se apreciaron a simple vista utilizando un reactivo de composición: alcohol etílico (20 cc), cloruro cúprico (4 g), ácido clorhídrico (20 cc), agua (40 cc). La valoración del tamaño, forma y distribución del grafito se efectuó según norma UNE 36117 usando un equipo de análisis de imagen y observando veinte campos de área igual a 0,51 mm².

Una vez rotas las probetas utilizadas en los ensayos de tenacidad, se seccionaron con objeto de extraer la porción que contenía a la superficie de fractura y poder observarla directamente en un microscopio electrónico de barrido. Con ello, se trató de identificar los mecanismos de fractura involucrados en cada caso. El examen se concentró en la región central de dicha superficie por ser el área en la que prevalecen las condiciones de deformación plana.

3. RESULTADOS

Los resultados se ofrecen en las tablas I a XII y en las figuras 2 a 6.

El acero al silicio en condición de temple y revenido a 200 y a 350 °C, no se sometió a ensayo de tracción debido a la dificultad para mecanizar probetas Hounsfield N.13 de pequeño tamaño.

Las cargas máximas alcanzadas durante los ensayos de tenacidad se utilizaron para determinar los valores provisionales de K_{IQ} , y en aquellos casos en los que se cumplieron las condiciones de deformación plana se calculó el valor de K_{IC} .

Tabla II. Resultados de los ensayos de tracción
Table II. Tensile tests results

Ref.	R_m (Mpa)	$R_{0,2}$ (Mpa)	A_t (%)
Acero			
A 1	2.400	1.800	-
A 1 b	2.400	1.800	-
A 2	2.050	1.400	-
A 2 b	2.050	1.400	-
A3	1.507,5	1.359,1	3,9
A3 b	1.550,3	1.354,1	3,9
A4	1.083,0	873,0	10,0
A4 b	1.091,8	916,3	13,9
A5	945,9	517,0	6,7
A5 b	839,6	530,2	8,3
A6	870,2	535,4	14,0
A6 b	779,8	513,8	4,4
Fundición gris			
F1	316,9	275,5	0
F1 b	321,4	321,4	0
F2	390,5	390,5	0,6
F2 b	437,7	437,7	0
F3	296,9	296,9	0,6
F3 b	329,5	329,5	2,2
F4	293,7	286,8	1,1
F4 b	282,4	282,4	1,7
F5	201,9	193,1	0
F5 b	185,5	174,2	0
F6(93)	299,7	271,4	2,2
F6(93)	284,3	252,9	3,9
F6	269,8	269,8	0
F6 b	254,1	254,1	-
F7	232,7	190,6	0
F7 b	263,5	250,3	-
F7 (93)	264,6	243,6	5,0
F7 (93)	260,9	240,5	4,4

Se señalan con un asterisco en las tablas aquellas muestras de gran dureza que no se preagrietaron por fatiga para realizar el correspondiente ensayo de tenacidad.

En general, se pudieron conseguir dos datos de cada probeta; sin embargo no se pudo evitar la rotura de alguna, por lo que en ciertos casos solamente se anotó un resultado.

En la figura 2 se observa la falta de correlación entre dureza y resistencia puesto que hay disminución de resistencia para valores de dureza superiores a 40 HRC. También se puede apreciar en la misma figura el paralelismo entre el efecto de los cambios microestructurales en K_{Ic} y en la resistencia.

Si se comparan las curvas de resistencia con las de dureza en el caso del acero al silicio, se observa una correlación directa entre ambas, así como una evolución de sentido contrario en la tenacidad.

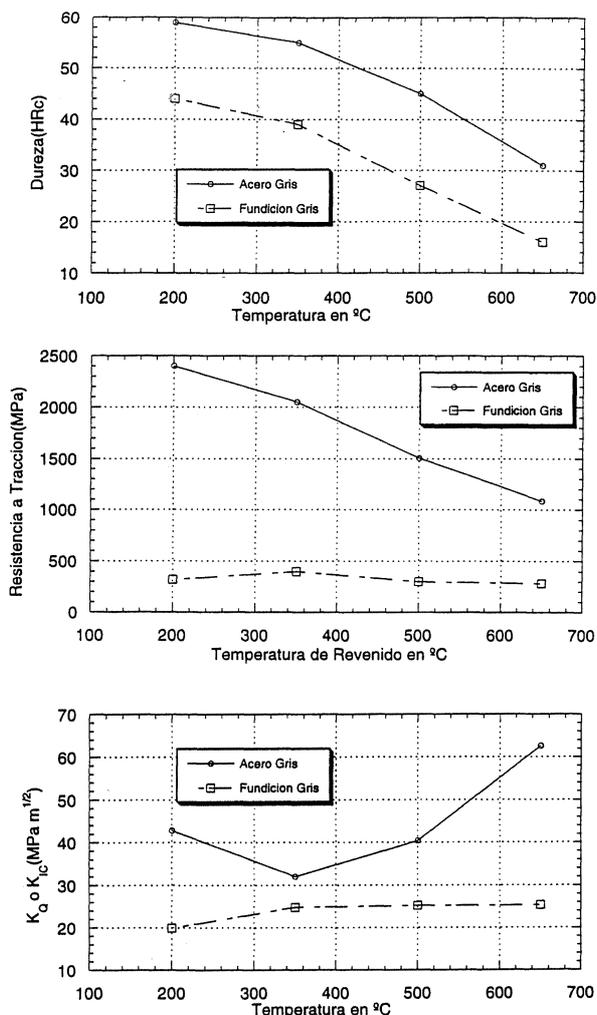


Figura 2. Efecto de la temperatura en las propiedades mecánicas.

Figure 2. Effect of temperature on mechanical properties.

Tabla III. Resultados de los ensayos de dureza

Table III. Hardness tests results

Ref.	Dureza	Ref.	Dureza
A1	58 HRC	A1 b	60 HRC
A2	55 "	A2 b	55 "
A3	45 "	A3 b	45 "
A4	32 "	A4 b	30 "
A5	25 "	A5 b	25 "
A6	20 HRC	A6 b	20 HRC
F1	44 "	F1 b	44 "
F2	38 "	F2 b	41 "
F3	27 "	F3 b	27 "
F4	94 HRB	F4 b	96 HRB
F5	79 "	F5 b	81 "
F6	93 "	F6 b	94 "
F7	93 "	F7 b	91 "

En la tabla VI se presentan los datos relativos a las fundiciones en condición de moldeo exclusivamente, mientras que en las figuras 3 y 4 se muestran las microestructuras obtenidas mediante tratamiento térmico, aunque también se incluyen algunas de moldeo.

En la tabla VIII se puede observar que la resistencia resulta ser muy sensible a los cambios de microestructura de la matriz, mientras que la modificación del tamaño de la celdilla eutéctica no origina más que un cambio modesto de la resistencia.

Las figuras 5 y 6 muestran, respectivamente, el aspecto de la superficie de fractura de las muestras de acero al silicio y el de las superficies de las muestras de fundición ensayadas todas ellas según norma ASTM E 399.

La tabla IX muestra el efecto del tratamiento térmico en el modo de fractura de la fundición y del acero: todas las superficies de fractura (Fig. 6) de la fundición gris, tanto en condición de moldeo como con tratamiento térmico, muestran un mecanismo de fractura frágil, mientras que en las superficies de fractura del acero al silicio templado y revenido, se observan dos modos de fractura: el fibroso, asociado a las dos muestras de menor dureza, y el modo frágil de fractura en las de mayor dureza. Por otra parte, el acero al silicio recocido muestra una superficie de fractura frágil.

La tabla X muestra los valores de resistencia a tracción calculados para las microestructuras estudiadas, junto con los valores del tamaño de grieta crítica en una barra de tracción.

Tabla IV. Resultados de los ensayos de tenacidad

Table IV. Toughness tests results

Ref	$P_{m\acute{a}x}$ (kN)	P_Q (kN)	$P_{m\acute{a}x}/P_Q$	a_m/W	$f(a/W)$	K_Q (MPa·m ^{1/2})	$K_{m\acute{a}x}$ (Mpa·m ^{1/2})	e_{min} (mm)	K_{Ic} (MPa·m ^{1/2})	$R_{0,2}$ (Mpa)	R_{sb}
A1 A1b	8,6	8,6	1,0	0,409	2,03	42,8	42,8	1,41	42,8	1.800 ^(*)	0,34
A2 A2bb	5,4	5,4	1,0	0,465	2,39	32,0	32,0	1,39	32,0	1.400 ^(*)	0,36
A3 A3b	6,6	6,6	1,0	0,475	2,50	40,4	40,4	2,21	40,4	1.359,1 1.354,1	0,43
A4 A4b	10,7 11,7	10,7 11,7	1,0 1,0	0,468 0,466	2,39 2,39	62,6 68,9	62,6 68,9	12,8 14,1		873,0 916,3	1,06 1,11
A5 A5b	5,1	5,1	1,0	0,465	2,39	29,8	29,8	8,3	29,8	517,0 530,2	0,85
A6 A6b	5,7	5,5	1,0	0,45	2,29	30,8	32,0	8,3	30,8	535,4 513,8	0,87
F1 F1b	4,0 3,9	4,0 3,9	1,0 1,0	0,409 0,409	2,03 2,03	19,9 19,5	19,9 19,5	13,0 9,2		75,5 321,4	1,03 0,86
F2 F2b	5,5 5,0	5,5 5,0	1,0 1,0	0,409 0,409	2,03 2,03	27,3 24,8	27,3 24,8	12,2 8,0		390,5 437,7	1,0 0,81
F3 F3b	5,2 5,3	5,07 5,3	1,0 1,0	0,409 0,409	2,03 2,03	25,2 26,3	25,8 26,3	18,0 16,0		296,9 329,5	1,24 1,13
F4 F4b	5,3 5,2	5,1 5,1	1,0 1,0	0,409 0,409	2,03 2,03	25,3 25,6	26,3 26,4	19,5 20,6		286,8 282,4	1,31 1,29
F5 F5b	4,8	3,8	1,2	0,409	2,03	18,9	23,8	23,9		193,1 174,2	1,76
F6 F6b	5,5 5,1	5,2 4,7	1,0 1,0	0,409 0,409	2,03 2,03	25,8 23,4	27,3 25,4	23,0 21,2		269,8 254,1	1,44 1,42
F7 F7b	4,8 5,3	4,2 4,9	1,1 1,0	0,409 0,409	2,03 2,03	20,9 24,5	23,8 26,5	30,0 24,1		190,6 250,3	1,78 1,51

Nota. Las datos de límite elástico y resistencia a la tracción de las probetas de referencia A1 y A2 marcadas con asterisco (*) han sido tomados de la bibliografía, debido a la dificultad de mecanizar probetas Hounsfield N-13 con estos materiales que presentan elevada dureza.

Finalmente, la tabla XII ofrece los datos de tenacidad experimental y prevista por el modelo de Hornbogen-Motz.

4. DISCUSIÓN

Los resultados presentados describen el efecto de diversas variables microestructurales sobre las propiedades mecánicas, así como sobre los mecanismos de fractura de la fundición. La interpretación tradicional de la resistencia a la tracción supone que ésta viene determinada por la capacidad para soportar

cargas de las ligaduras libres de grafito. Los resultados obtenidos demuestran que esta aproximación no se puede aplicar a fundiciones cuya matriz presente resistencia elevada; tampoco puede explicar el efecto del tamaño de celdilla eutéctica en la resistencia; en consecuencia, habrá que acudir a la aproximación proporcionada por la mecánica de la fractura para comprender la dependencia microestructural de la resistencia. Los resultados relativos a la influencia del tamaño de celda eutéctica y microestructura de la matriz sobre la tenacidad de fractura están en buena concordancia con los de Castillo^[4].

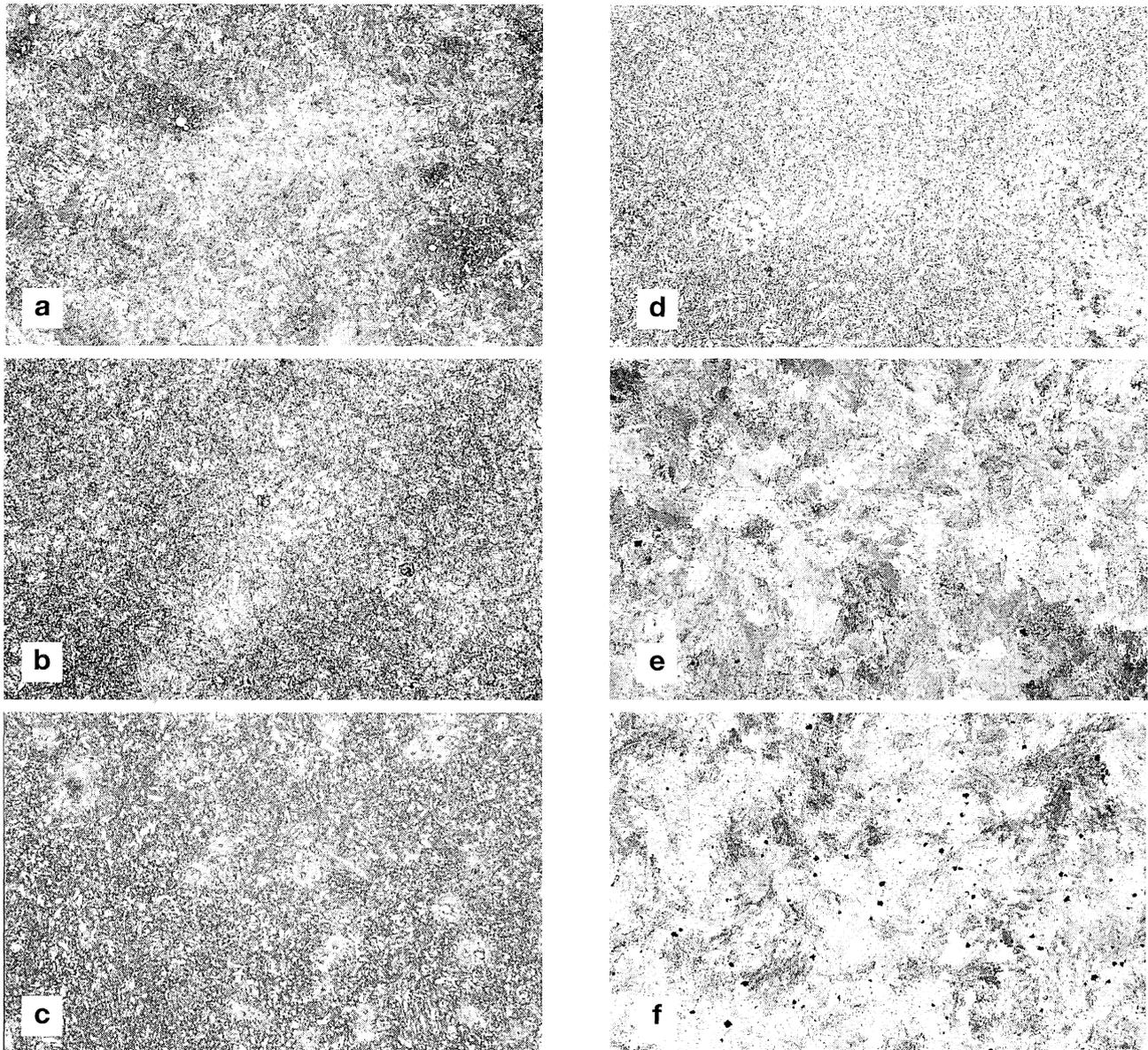


Figura 3. Microestructuras obtenidas mediante tratamiento térmico. a) A1. x400. b) A2. x400. c) A3. x400. d) A4. x400. e) A5. x100. f) A6. x100 (Reproducida en imprenta al 50 %).

Figure 3. Microstructures obtained by heat treatment. a) A1. 400x. b) A2. 400x. c) A3. 400x. d) A4. 400x. e) A5. 100x. f) A6. 100x (Printed reproduction at 50 %).

Existen materiales metálicos en los que no se observa una relación directa entre resistencia y K_{Ic} ; por el contrario, un aspecto importante de los actuales resultados es que demuestran el paralelismo entre el efecto de los cambios microestructurales en K_{Ic} y en la resistencia (Fig. 2), lo cual ya había sido sugerido anteriormente por Venkatasubramanian *et al.*^[5]. Los resultados actuales, al implicar a un mayor número de matrices que las estudiadas anteriormente, proporcionan un apoyo adicional para esta correlación. Si el ensayo de tracción es un proceso de fractura frágil, la resistencia a la tracción puede entonces interpretarse como una

tensión de fractura crítica que es necesario alcanzar para propagar un defecto preexistente. Este concepto se aplica comúnmente para describir el comportamiento en fractura de materiales cerámicos^[6, 7].

Venkatasubramanian *et al.*, siguiendo en su investigación sobre el efecto del tamaño de celda eutéctica sobre K_{Ic} y resistencia, hicieron una sugerencia similar para el caso de fundición de grafito laminar. La ventaja de una correlación directa entre resistencia y K_{Ic} es que, a diferencia de lo que ocurre en la mayoría de los metales, no es necesario sacrificar la resistencia cuando se pretende alcanzar una tenacidad más elevada.

Tabla V. Resultados del ensayo Charpy

Table V. Charpy tests results

Ref.	Condición	Energía (J/cm ²)			
		26 °C	-10 °C	-30 °C	-60 °C
Acero					
A1	T-R 200 °C	6,3	-	-	5,0
A2	T-R 350 °C	8,8	-	5,0	6,2
A3	T-R 500 °C	8,8	8,8	6,2	5,0
A4	T-R 650 °C	8,8	7,6	7,5	7,5
A5	Recocido	5,0	6,3	3,7	5,0
A6	Moldeo	-	-	5,0	5,0
Fundición gris					
F1	T-R 200 °C	5,0	5,0	3,7	5,0
F2	T-R 350 °C	7,5	5,0	5,0	5,0
F3	T-R 500 °C	-	-	-	-
F4	T-R 650 °C	6,3	6,3	5,0	5,0
F5	Recocido	6,3	6,3	5,0	5,0
F6	Moldeo	6,3	5,0	5,0	5,0
F7	Moldeo	5,0	5,0	5,0	5,0

Nota. La causa de no haber realizado ensayos en algunas probetas es no haber conseguido mecanizar la entalla de las mismas.

En esta investigación, todas las superficies de fractura (Fig. 6) de la fundición gris, tanto en condición de moldeo como con tratamiento térmico, muestran un mecanismo de fractura frágil, lo que no coincide con las observaciones de Castillo en las que aquellas matrices de menor resistencia muestran como mecanismo dominante el de separación fibrosa y las matrices de mayor resistencia presentan descohesión intergranular. Sin embargo, en las superficies de fractura del acero al silicio templado y revenido, cuya matriz presenta una composición química similar a la de la fundición gris, se observan dos modos de fractura: el fibroso, propio de fracturas dúctiles que va asociado a las dos muestras de menor dureza, y el modo frágil de fractura en las muestras de mayor dureza. Cuando las propiedades mecánicas del acero al silicio disminuyen por tratamiento de recocido, la superficie muestra un modo frágil de fractura; lo cual muestra la relación del modo de fractura, no sólo con las propiedades mecánicas sino también con la naturaleza de las fases presentes.

La microestructura del acero al silicio recocido muestra que la fase predominante es perlita (95 %) y el resto ferrita. La fundición gris puede ser considerada estructuralmente como un acero entallado internamente. Aunque podría parecer que su comportamiento a la fractura debiera ser similar al de los aceros, los datos experimentales revelan un número importante de diferencias con estos.

Al analizar el comportamiento de la fundición gris, se observa que existe una correlación entre el modo de fractura de la matriz y el K_{Ic} , ya que en las estructuras que muestran valores bajos de K_{Ic} se ha observado modo de fractura frágil.

Otro aspecto importante del presente estudio es que cuando se compara una fundición gris con un acero que tiene una matriz de microestructura y composición similar, se pueden observar diferentes mecanismos de fractura de la matriz (Tabla IX). En las muestras de dureza elevada se observa el mismo modo intergranular de fractura. Sin embargo, a niveles más bajos de dureza, la matriz de acero falla según el modo fibroso, mientras que la fundición rompe según un mecanismo de clivaje. Esto demuestra que existe en la fundición gris una interacción importante entre las láminas de grafito y la matriz que modifican su comportamiento durante el proceso de fractura. El comportamiento en fractura de la fundición gris es complejo, ocurriendo la primera separación de las láminas de grafito durante la carga de tracción.

Las observaciones microestructurales indican que el micromecanismo de fractura implica el enlace de microgrietas nucleadas en grafito mediante regiones de matriz deformada plásticamente. Precisamente, la baja resistencia de la matriz estimula la deformación plástica, lo cual facilita el mecanismo de fractura fibrosa. Dado que este último ocurre mediante un mecanismo controlado por la deformación, casi toda la energía se consume en la deformación plástica del ligamento matriz.

Tabla VI. Variables microestructurales de la fundición en condición de moldeo

Table VI. Microstructural parameters in as-cast grey iron

Referencia	Espesor de la sección (mm)	Tamaño de celda (mm)	Forma del grafito	Distribución del grafito	Tamaño del grafito
Fundición gris GD	14	1,20	I	A	3-4
Fundición gris GG	50	1,40	I	A	3-4

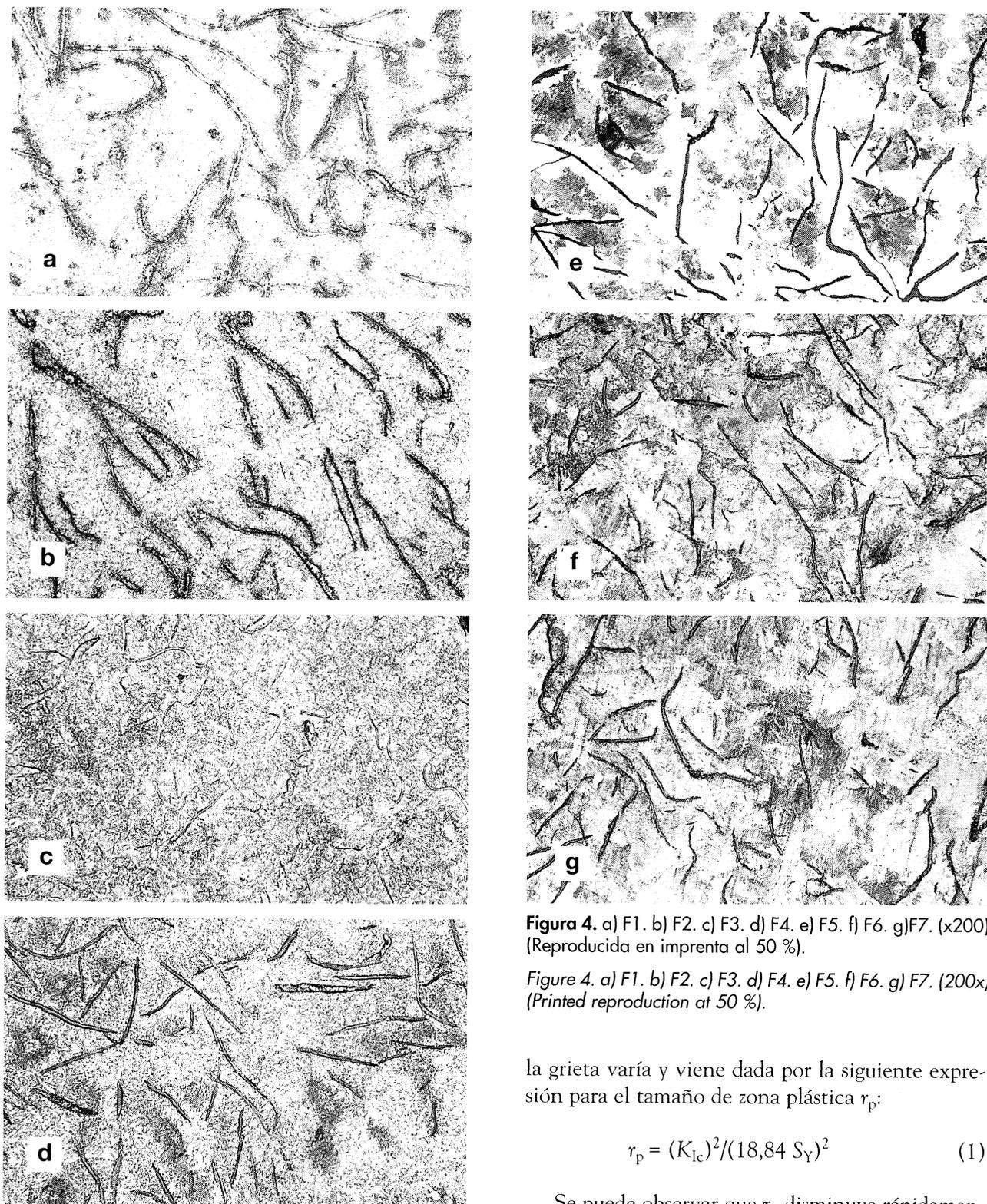


Figura 4. a) F1. b) F2. c) F3. d) F4. e) F5. f) F6. g) F7. (x200) (Reproducida en imprenta al 50 %).

Figure 4. a) F1. b) F2. c) F3. d) F4. e) F5. f) F6. g) F7. (200x) (Printed reproduction at 50 %).

la grieta varía y viene dada por la siguiente expresión para el tamaño de zona plástica r_p :

$$r_p = (K_{Ic})^2 / (18,84 S_Y)^2 \quad (1)$$

Se puede observar que r_p disminuye rápidamente conforme S_Y aumenta, lo cual es una de las razones principales por las que K_{Ic} disminuye en los aceros conforme S_Y crece. También se puede observar este comportamiento en la fundición gris, pues al alcanzar el valor máximo de dureza en la muestra templada y revenida a 200 °C, se aprecia una disminución de K_{Ic} . Cuando la dureza de la matriz crece, se alcanzan tensiones más elevadas

En el caso de fundiciones, el volumen de material muy deformado es pequeño y está concentrado en las ligaduras entre láminas adyacentes. Esto se refleja en los bajos valores de tenacidad de fractura si se comparan con los del acero que experimenta modo fibroso de fractura. La amplitud o alcance de la deformación plástica en el acero en la punta de

Tabla VII. Microestructuras de la fundición gris y del acero al silicio

Table VII. Grey iron and silicon steel microstructures

Material	Condición	Matriz	Grafito
Acero Ref. A1	T-R 200 °C	Martensita revenida fina	
Acero Ref. A2	T-R 350 °C	Martensita revenida fina	
Acero Ref. A3	T-R 500 °C	Martensita revenida fina y colonias bainíticas	
Acero Ref. A4	T-R 650 °C	Martensita revenida y bainita	
Acero Ref. A5	Recocido	Ferrita (5 %) y perlita laminar (95 %)	
Acero Ref. A6	Moldeo	Ferrita (9 %) y perlita (91%)	
F.G. Ref. F1	T-R 200 °C	Martensita grosera y austenita retenida	IA 3-4
F.G. Ref. F2	T-R 350 °C	Martensita grosera y austenita retenida	IA 3-4
F.G. Ref. F3	T-R 500 °C	Martensita fina y austenita retenida	IA 3-4
F.G. Ref. F4	T-R 650 °C	Perlita globular, ferrita y bainita	IA 3
F.G. Ref. F5	Recocido.	Ferrita (50 %) perlita laminar (50 %)	IA 3.
F.G. Ref. F6	Moldeo(s.d.)	Perlita laminar	IA 3-4
F.G. Ref. F7	Moldeo(s.g.)	Perlita laminar	IA 3-4

en ésta por lo que, eventualmente, se excede la tensión crítica de fractura por clivaje. Es entonces cuando la matriz rompe de manera frágil. Esta condición se alcanza en estructuras de martensita revenida. Normalmente, los aceros presentan una tensión de fractura por clivaje más elevada que el límite elástico uniaxial. En consecuencia, puede darse clivaje a temperatura ambiente solamente bajo un estado de tensiones triaxial, tal como se desarrolla en ensayos con entalla y tensiones de tres veces el valor del límite elástico uniaxial.

En el caso de las fundiciones, el mecanismo de fractura es similar al que sucede en aceros cuando se alcanza un nivel suficiente de dureza en la matriz, tal como en las estructuras de martensita revenida, pudiendo darse modos frágiles de fractura incluso bajo un grado de triaxialidad de tensiones moderado. Esto sucede en fundiciones grises porque la amplitud de la región plástica en las puntas de las láminas en condición de alta resistencia es suficientemente pequeña, por lo que también se da una interacción pequeña entre láminas de grafito adyacentes y matriz. En estas condiciones, el modo de fractura de la matriz de fundición es el mismo que el del acero sometido a similares condiciones de tratamiento térmico, es decir, separación intergranular. En este trabajo se observaron fracturas intergranulares en todos los materiales con martensita revenida, lo que confirma que es lógico suponer que los fenómenos de fragilización observados en estos materiales puedan también ocurrir en fundiciones con igual microestructura.

El fósforo es la causa principal de fragilización por revenido y es probable que este efecto sea agravado por la presencia de silicio. Llama la atención la elevada concentración de azufre que presenta la fundición gris por lo que no resulta sorprendente su fragilidad. También hay que recordar el importante efecto del silicio en el retraso del proceso de revenido. Esta puede ser la razón de que se observe fragilidad de revenido en un intervalo mayor de temperaturas (200 a 500 °C) respecto a lo que sucede con los aceros al carbono.

5. MODELO PARA LA RESISTENCIA MECÁNICA

Los resultados de esta investigación están en consonancia con los de trabajos anteriores, los cuales indican que en el caso de las fundiciones grises de grafito laminar, la resistencia mecánica está relacionada directamente con la tenacidad de deformación plana. Esto implica que la resistencia mecánica debería interpretarse como una tensión de fractura crítica necesaria para iniciar la fractura en algunas grietas preexistentes. Anteriormente, se mencionó que las observaciones realizadas sobre las microestructuras indican que la causa de la pregrieta en el ensayo de tracción es el agrietamiento primitivo de las láminas de grafito orientadas favorablemente. Esto tiende a confirmar las primeras sugerencias hechas por Venkatasubramanian *et al.*^[5] con respecto al tamaño crítico de grieta en fundición gris. Estos autores, al ensayar probetas de tracción con entalla simple en el borde y que

Tabla VIII. Efecto de las variables microestructurales sobre las propiedades mecánicas*Table VIII. Effect of microstructural parameters on mechanical properties*

Ref.	Estado	Microestructura de la matriz	Dureza		R_m (MPa)	K_{Ic} MPa.m ^{1/2}	K_Q
			HRC	HRB			
Acero							
A1	T-R 200.	Martensita revenida fina	58		2.400	42,8 ^(*)	42,8
A1 b			60		2.400		
A2	T-R 350.	Martensita revenida fina	55		2.050	32,0	32,0
A2 b			55		2.050		
A3	T-R 500.	Martensita revenida fina y colonias bainíticas	45		1.507,5	40,4	40,4
A3 b			45		1.550,3		
A4	T-R 650.	Martensita revenida y bainita	32		1.083,0	62,6	
A4 b			30		1.091,8	68,9	
A5		Recocido. Ferrita (5 %) y perlita laminar (95 %)	25		945,9	29,8	29,8
A5 b			25		839,6		
A6	Moldeo	Ferrita (9 %) y perlita (91 %)	20		870,2	30,8	30,8
A6 b			20		779,8		
Fundición gris							
F1	T-R 200	Martensita grosera y austenita retenida	44		316,9		19,9
F1 b			44		321,4		19,5
F2	T-R 350.	Martensita grosera y austenita retenida	38		390,5	27,3	27,3
F2 b			41		437,7	24,8	24,8
F3	T-R 500.	Martensita fina y austenita retenida	27		296,9		25,2
F3 b			27		329,5		26,3
F4	T-R 650.	Perlita globular, ferrita y bainita		94	293,7		25,3
F4 b				96	282,4		25,6
F5	Recocido.	Ferrita (50 %) y perlita laminar (50 %)		79	201,9		18,9
F5 b				81	185,5		
F6	Moldeo. Sección delgada. Tamaño de celda: 1,20 mm.	Perlita laminar		93	269,8		25,8
F6 b				94	254,1		23,4
F7	Moldeo. Sección gruesa. Tamaño de celda: 1,40 mm.	Perlita laminar		93	232,7		20,9
F7 b				91	263,5		24,5

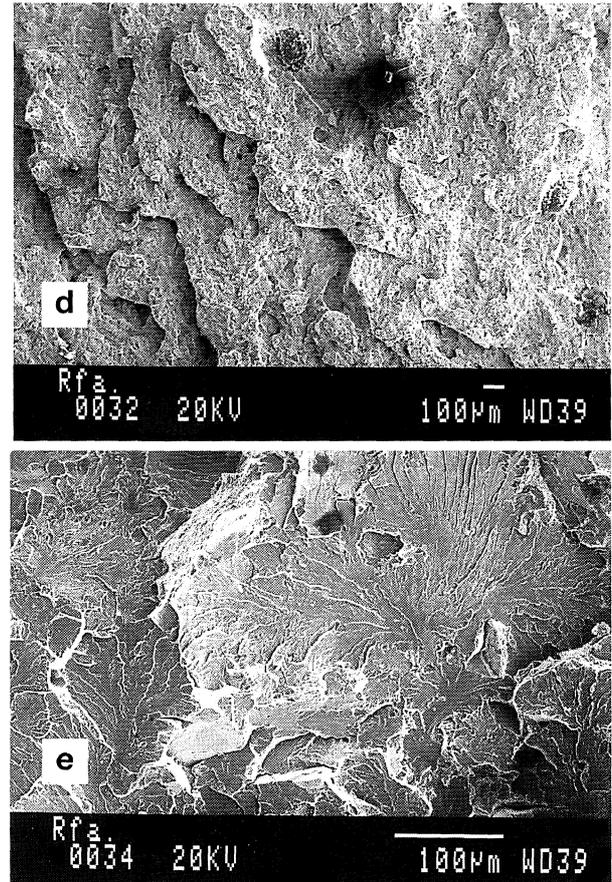
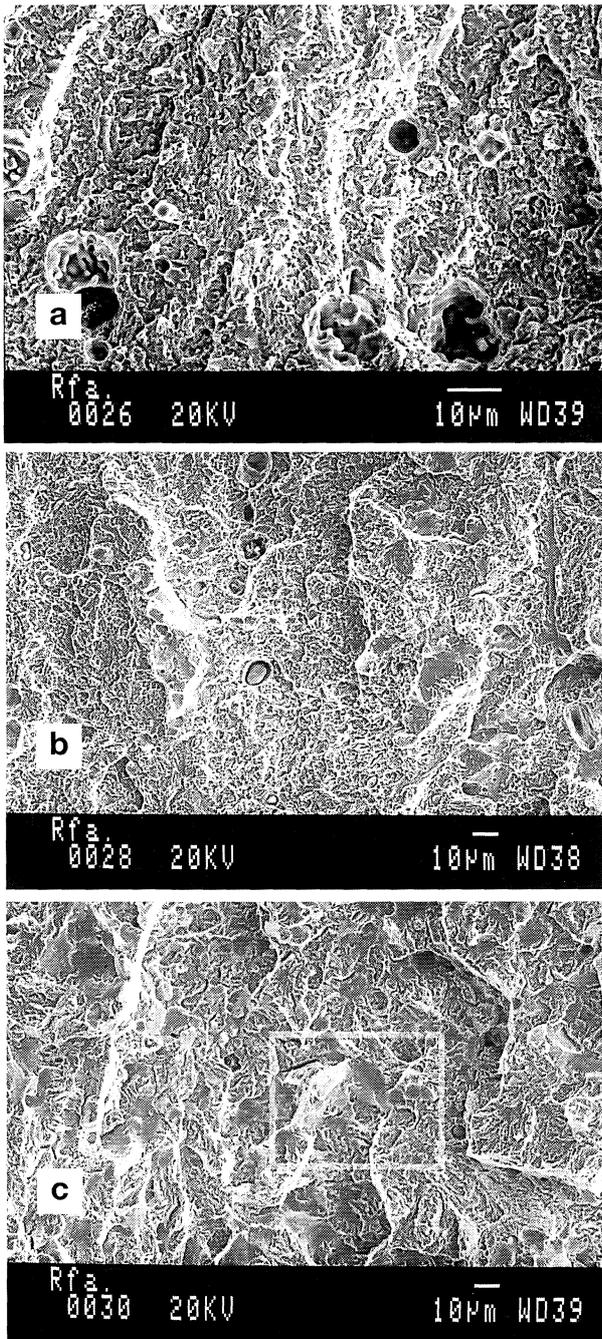


Figura 5. Superficie de fractura después del ensayo ASTM E 399 de: a) A1. b) A2. c) A3. d) A4. e) A5 .

Figure 5. Typical area of fracture surface after ASTM E 399 test of: a) A1. b) A2. c) A3. d) A4. e) A5.

presentaban longitudes de grieta variables, encontraron que cuando los datos de tenacidad se extrapolaban a una tensión de fractura igual a la resistencia a la tracción uniaxial, el tamaño de defecto necesario para iniciar una fractura inestable era similar al tamaño de celdilla eutéctica medida.

Lo anterior sugiere que, en principio, debería ser posible predecir la resistencia a la tracción de la fundición gris con los datos del tamaño de celdilla eutéctica y el parámetro K_{Ic} .

Se puede sugerir un modelo alternativo al de Venkatasubramanian *et al.* en el cual, el comportamiento en fractura de la barra sin entalla de fundición de grafito laminar puede representarse por

una barra de sección circular de tracción que contenga una grieta semicircular en el borde con una profundidad igual al tamaño de la celda eutéctica. Esta geometría puede representarse por una grieta semicircular en la arista de una placa infinita sujeta a una tensión de tracción uniforme. En este caso, la intensidad de tensiones viene dada por la siguiente expresión :

$$K = 0,7 \cdot S (3,14 \cdot a)^{1/2} \tag{2}$$

En el momento de la fractura inestable, los parámetros K , S y a pueden asociarse respectivamente con K_{Ic} , S_u y el tamaño de la celda eutéctica. Observaciones fractográficas apoyan la sugerencia de que en lo concerniente al fenómeno de la fractura, la dimensión relevante de la celda eutéctica sea el diámetro volumétrico, obtenido al multiplicar el valor superficial medido a_c por un factor de 1,7^[8]. Así, para una barra lisa de tracción, la ecuación anterior se transforma en:

$$K_{Ic} = 0,7 \cdot S_u (5,34 \cdot a_s)^{1/2} \tag{3}$$

Tabla IX. Efecto del tratamiento térmico en el modo de fractura de la fundición y del acero

Table IX. Effect of heat treatment on the fracture mode in grey iron and silicon steel

Microestructura de la matriz	Estado	Dureza		Modo de fractura de la matriz	
		Fundición	Acero	Fundición	Acero
Ferrita y perlita	Recocido	80HRB	25HRC	Clivaje	Clivaje
Ferrita y perlita	Moldeo	93HRB	20HRC	Clivaje	-
Martensita revenida a 200 °C	Temple y revenido	44HRC	59HRC	Clivaje	Clivaje
Martensita revenida a 350 °C	Temple y revenido	40HRC	55HRC	Clivaje	Clivaje
Martensita revenida a 500 °C	Temple y revenido	27HRC	45HRC	Clivaje	Fibroso
Martensita revenida a 650 °C	Temple y revenido	95HRB	31HRC	Clivaje	Fibroso

Tabla X. Predicción de la resistencia y valores de tamaño de grieta crítico de la fundición

Table X. Predicted tensile strength and critical crack size values for grey iron

Condición del material	Resistencia (MPa)		Modo de fractura	Tamaño de celda a_e (mm.)	Tamaño crítico de grieta a_c (mm.)
	Real	Predicho matriz			
Moldeo	255	375	Intergr.	1,40	3,02
Recocido	193	312	Intergr.	1,40	3,66
Temp.y rev. a 200 °C	319	325	Intergr.	1,40	1,45
Temp.y rev. a 350 °C	414	430	Intergr.	1,40	1,50
Temp.y rev. a 500 °C	313	425	Intergr.	1,40	1,39
Temp.y rev. a 650 °C	288	421	Intergr.	1,40	2,57
Moldeo	277			1,20	

En la tabla X se puede observar que utilizando los datos obtenidos en esta investigación, solamente concuerdan los referentes a las matrices de mayor dureza, correspondientes a las muestras de fundición gris templadas y revenidas a 200 y a 350 °C, así como el tamaño de grieta asociado a la probeta revenida a 500 °C. Todos los datos experimentales de resistencia son inferiores a los predichos por el modelo. Esto puede deberse, al menos en parte, a que se han utilizado valores de K_Q en vez de los correspondientes a K_{Ic} , excepto en el caso de la muestra revenida a 350 °C que presenta datos concordantes.

6. MODELO PARA LA TENACIDAD

Las primeras tentativas serias de un modelo para tenacidad de fundición de hierro de grafito laminar

puede atribuirse a Hornbogen *et al.*^[9]. Estos autores propusieron que la tenacidad a la fractura está controlada por la tenacidad de la matriz del acero similar y la influencia de la concentración de tensiones de las láminas de grafito. El modelo de Hornbogen *et al.* asume que bajo la influencia de la carga de tracción, el factor de intensidad de tensiones (K_I) en el borde de una grieta macroscópica no está determinado por la tensión externa, S , sino por una tensión efectiva más elevada, $S_{efectiva}$, en donde el incremento de tensión surge de la concentración de tensiones local asociada con las láminas de grafito enfrente del borde de la grieta.

El modelo de Hornbogen *et al.* fue ensayado por sus autores y, posteriormente, por Verma *et al.*^[10] usando un valor estimado de tenacidad para un acero perlítico. Se encontró que los resultados

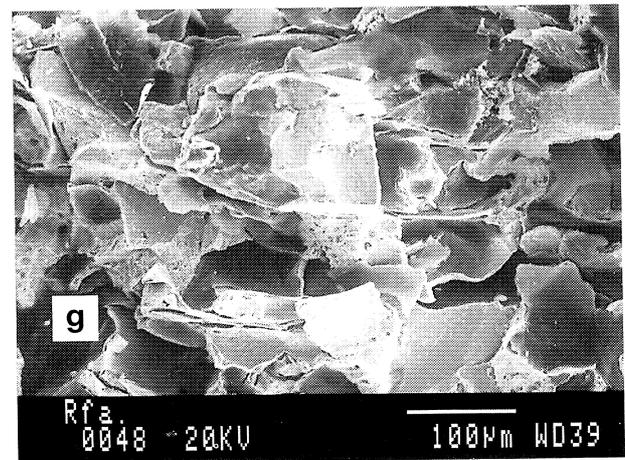
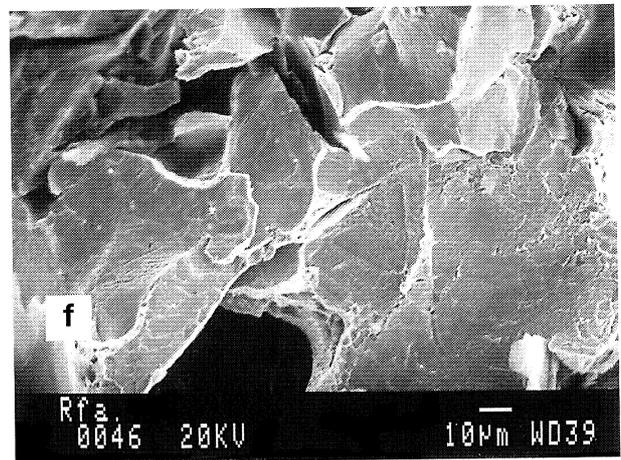
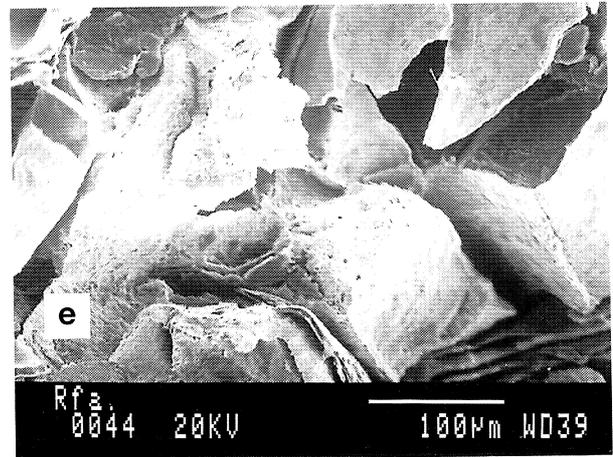
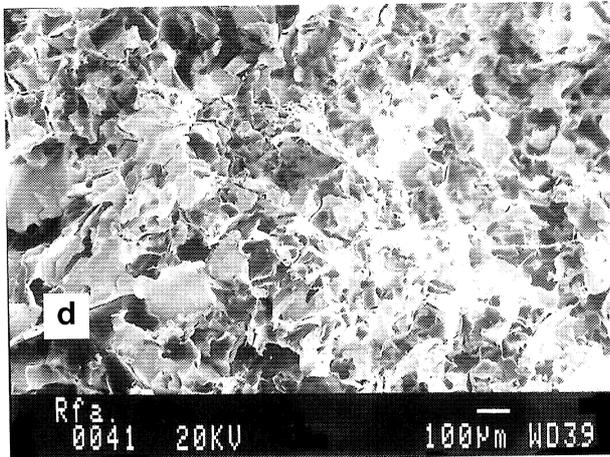
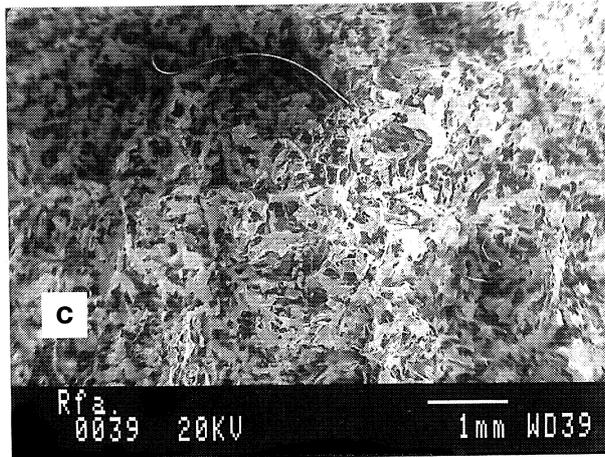
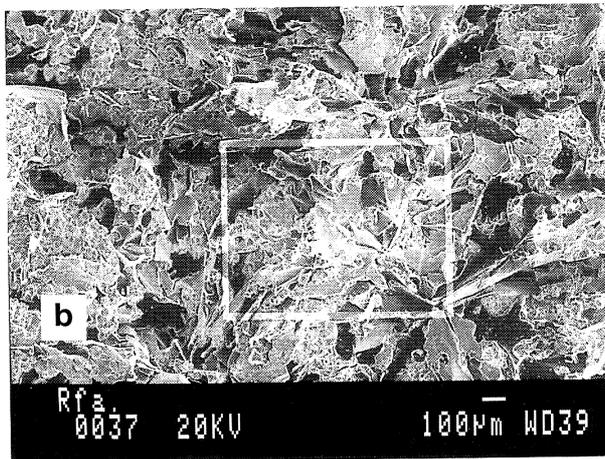
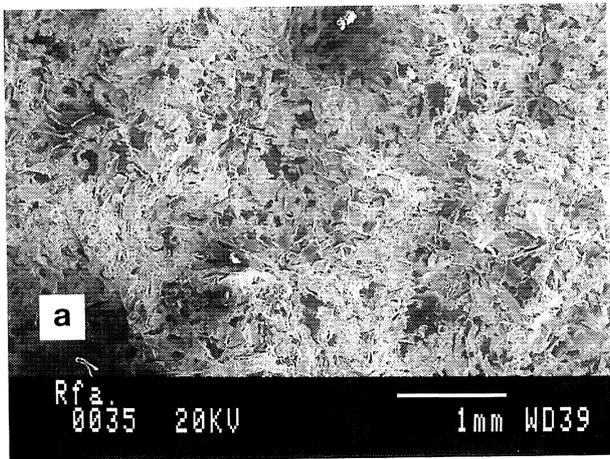


Figura 6. Superficie de fractura después del ensayo ASTM E 399 de: a) F1. b) F2. c) F3. d) F4. e) F5. f) F6. g) F7.

Figure 6. Typical area of fracture surface after ASTM E 399 test of: a) F1. b) F2. c) F3. d) F4. e) F5. f) F6. g) F7.

de los cálculos estaban de acuerdo, *grosso modo*, con medidas de tenacidad para fundiciones de hierro perlíticas que presentaban una variedad de morfologías de grafito. Sin embargo, no se hizo ningún intento de comprobar el modelo H-M respecto del efecto de la tenacidad de la matriz sobre el K_{Ic} de fundición de hierro.

Tabla XI. Resumen de parámetros microestructurales de la fundición gris

Table XI. Summary of microstructural parameters in grey iron

Parámetros microestructurales	Material	Material
	1 ^o (*)	2 ^o (**)
Tamaño promedio de la lámina de grafito, <i>s</i> (mm)	0,131	0,090
Espesor promedio de la lámina de grafito, <i>t</i> (mm)	0,005	0,004
Radio frontal de curvatura promedio, ρ (mm)	0,0002	0,0002
Fración volumétrica de la eutéctica de grafito, $P_{G, eut.}$	0,12	0,12
Fración volumétrica de la matriz metálica, P_M	0,88	0,88
Fración volumétrica de dendritas, P_D	0,33	0,33

(*) Fundición gris con tamaño de celda 1,4 mm.

(**) Fundición gris con tamaño de celda 1,20 mm.

7. CONCLUSIONES

Se ha observado que en fundiciones de un determinado tamaño de celda eutéctica, los cambios en la microestructura conducen a variaciones similares en la resistencia y en el K_{Ic} . Esto sugiere que la resistencia a tracción está controlada por el K_{Ic} y el tamaño de defecto, dependiendo este último de la morfología del grafito. En general, la fundición gris no muestra una correlación clara entre resistencia y dureza, siendo esta última una medida de la resistencia de la matriz.

La resistencia del acero al silicio estudiado influye en el micromecanismo de separación de la matriz. No se observa paralelismo en lo relativo a micromecanismos de fractura cuando se estudia la relación entre fundición gris y acero de composi-

ción similar a la de la matriz de aquella, pues todas las muestras de fundición gris rompieron de modo intergranular. Ya que otros autores han observado ese paralelismo que no se da en esta investigación, se puede concluir que la causa de este comportamiento es la fragilización originada por las elevadas concentraciones de azufre y silicio de la fundición gris.

Mientras que el acero al silicio incrementa notablemente sus valores de energía de impacto Charpy cuando se le da un tratamiento térmico de temple seguido de revenido, frente a los valores que presenta en condición de moldeo o de recocido; en el caso de la fundición gris no se aprecia mejora alguna en relación a los valores que presenta en condición de moldeo, tanto si se trata térmicamente mediante recocido como por temple y revenido. Los datos de K_{Ic} y de energía de impacto Charpy de la fundición gris se mantienen constantes para las diferentes temperaturas de revenido, descendiendo para la probeta templada y revenida a 200 °C. Por otra parte, no se observa ninguna relación entre los valores de energía de impacto y los de K_{Ic} del acero de referencia gris.

El nuevo modelo mejorado de mecánica de la fractura, en el que la barra de tracción contiene una entalla superficial circular sencilla, proporciona una buena concordancia entre resistencia prevista y medida experimentalmente para el caso de fundiciones que presentan un tamaño de celda grande y microestructuras de dureza elevada, es decir, aquellas que fueron templadas y revenidas a 200 y 350 °C. Se ha examinado un modelo microestructural teórico para describir el

Tabla XII. Tenacidad experimental y prevista por el modelo de Hornbogen-Motz

Table XII. Experimental and predicted (Hornbogen-Motz) fracture toughness

Microestructura de la matriz de la fundición y del acero	Tenacidad del acero		Tenacidad de la fundición	
	K_{Ic} (MPa·m ^{1/2})		K_{Ic} (MPa·m ^{1/2})	
	Experimental	Experimental	Experimental	Previsto
Perlita y ferrita	29,8	18,9	18,9	15,2
Perlita y ferrita	30,8	24,6	24,6	15,7
Martensita revenida a 200 °C	42,8	19,5	19,5	21,9
Martensita revenida a 350 °C	32,0	24,8	24,8	16,4
Martensita revenida a 500 °C	40,4	25,7	25,7	20,7
Martensita revenida a 650 °C	-	25,4	25,4	-
Perlita y ferrita	30,8	22,7(*)	22,7(*)	16,3

La fundición gris presenta tamaño de celda eutéctica 1,4 mm, excepto la que está señalizada con asterisco (*) cuyo valor es 1,20 mm

comportamiento en fractura de la fundición gris. Se considera que la tenacidad de fractura de la fundición viene determinada por las propiedades de fractura de la matriz y por el efecto de concentración de tensiones de las láminas de grafito.

Los resultados experimentales presentan una desviación notable con los previstos por el modelo, cuya aplicación exige la determinación del K_{Ic} de un acero que tenga la misma composición y microestructura que la matriz de la fundición, por lo que el modelo debería ser modificado. Un posible defecto del modelo es no tener en cuenta la influencia del tamaño de celda eutéctica así como suponer que la tenacidad de la matriz, similar a la del acero, de igual composición y microestructura, no viene afectada por las láminas de grafito. De ser cierta esta suposición, se deduciría que el mecanismo de fractura de la matriz de fundición gris y del acero correspondiente deberían ser los mismos. Sin embargo, las observaciones fractográficas indican que no ocurre siempre así.

REFERENCIAS

- [1] M.R. MITCHELL, A.F.S. *Inst. Cast Met. J.* 2 (1977) 64.
- [2] A.G. GLOVER y G. POLLARD, *J. Iron Steel Inst.* 209 (1971) 138.
- [3] A.G. GLOVER y G. POLLARD, *Proc. Second Int. Conf. Fract.*, Ed. Pratt, P.L., Chapman and Hall, London, Inglaterra, 1969.
- [4] R.N. CASTILLO, *A fracture mechanics study of flake graphite cast iron*. Ph. D. Thesis University of London, Inglaterra, 1985.
- [5] V.T. VENKATASUBRAMANIAN y T.J. BAKER, *Met. Technol.* 5 (1978) 57.
- [6] A.G. EVANS y G. TAPPIN, *Proc. Brit. Ceram. Soc.* 20 (1972) 275.
- [7] B.J. DALGLEISH y P.L. PRATT, *Proc. Brit. Ceram. Soc.* 25 (1975) 295.
- [8] E.E. UNDERWOOD, *Quantitative Steorology*. Addison & Wesley, London, Inglaterra, 1970.
- [9] E. HORNBOKEN y J.M. MOTZ, A.F.S. *Inst. Cast Met. J.* 2 (1977) 31.
- [10] D.K. VÉRMA y J.T. BERRY, *Trans. Am. Foundrymen's* 89 (1981) 849.