



INSTITUTO DE
TECNOLOGIA

PROF. JORGE A. SABATO

UNIVERSIDAD NACIONAL
DE GENERAL SAN MARTIN

COMISION NACIONAL
DE ENERGIA ATOMICA

MAESTRIA EN
CIENCIA Y
TECNOLOGIA
DE MATERIALES

PROPIEDADES FRACTOMECAÑICAS A BAJAS TEMPERATURAS DE ADI (AUSTEMPERED DUCTILE IRON)

Víctor Eduardo Fierro

UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTIN
COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
INSTITUTO DE TECNOLOGIA
"Prof. Jorge A. Sábato"

**Propiedades fractomecánicas a bajas temperaturas de
ADI (Austempered Ductile Iron) ^(*)**

por Lic. Victor Fierro

Director

**Dr. Roberto Pascual
Ing. Jorge Sikora (codirector)**

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA CENTRO DE INFORMACION C A C

^(*) Tesis para optar al título de *Magister en Ciencia y Tecnología de Materiales*

República Argentina

2000

Dedicada a Anabella y Andrea

Resumen

En el presente trabajo se analizó la respuesta fractomecánica en función de la temperatura, en el rango -60°C a $+20^{\circ}\text{C}$, para cuatro fundiciones ADI con diferentes tratamientos de austemperizado y una fundición con grafito esferoidal en estado bruto de colada. El estudio se realizó sobre muestras provenientes de dos tamaños de pieza (bloques “Y” de 13 y 75 mm.) que presentan en consecuencia tamaños distintos de estructura de solidificación. Adicionalmente se realizaron estudios metalográficos, fractográficos y ensayos de tracción, impacto Charpy y dureza.

Los resultados obtenidos muestran que las curvas de fractoténacidad vs. temperatura no cambian significativamente con el aumento del tamaño de estructura de solidificación en las ADI; solamente se observó un desplazamiento muy leve ($\leq 10^{\circ}\text{C}$) en la temperatura de transición de las ADI de alta temperatura de austemperizado (370°C y 340°C). Estos comportamientos contrastan con el importante corrimiento hallado en las muestras ensayadas en estado bruto de colada (60°C).

Índice

1. Introducción	1
1.1 Fundición de Hierro con Grafito Esferoidal (FE)	1
1.1.1 Solidificación	2
1.1.2 Microestructura	5
1.1.3 Propiedades Mecánicas	7
1.2 Fundición Esferoidal Austemperizada (ADI)	10
1.3 Fractomecánica de las FE	14
1.4 Fractotenacidad de las ADI	18
2. Objetivo	22
3. Desarrollo Experimental	23
3.1 Materiales y Tratamientos Térmicos	23
3.2 Análisis Metalográfico	27
3.3 Propiedades Mecánicas	27
3.4 Ensayos Fractomecánicos	27
3.5 Análisis Fractográfico	32
4. Resultados	33
4.1 Caracterización del Material	33
4.2 Propiedades Mecánicas en Función de la Temperatura	38
4.3 Fractotenacidad en Función de la Temperatura	42
4.4 Superficies de Fractura	48
5. Discusión	56
5.1 Efecto del Tamaño de Estructura de Solidificación	56
6. Conclusiones	62
Agradecimientos	64
Referencias	65
Anexo	69

1.Introducción

1.1 FUNDICION DE HIERRO CON GRAFITO ESFEROIDAL (FE)

Hay varias razones que dan cuenta del uso extendido de las fundiciones de hierro en la industria. En primer lugar, ofrecen al ingeniero de diseño un material de bajo costo que puede ser fácilmente fundido y colado en una amplia variedad de formas complejas. Dada su alta concentración de carbono libre, las fundiciones de hierro con grafito libre tienen mayor fluidez y menor contracción que cualquier otro metal ferroso. En segundo lugar, otra ventaja de la fundición de hierro con grafito libre comparada con el acero colado es su mejor maquinabilidad. Estos efectos combinados hacen que sea un 30 a un 40 % menos costoso fabricar componentes de fundición de hierro que realizarlos en acero colado. A pesar de sus ventajas económicas de fabricación su uso en la época anterior a la Segunda Guerra Mundial fue limitado debido a su naturaleza frágil. Sin embargo, con el desarrollo de las fundiciones de hierro con grafito esferoidal a partir de mediados de siglo, las áreas de mercado previamente dominadas por aceros colados y forjados fueron abiertas a las fundiciones de hierro. Hoy, las fundiciones de hierro con grafito esferoidal con amplios rangos de propiedades mecánicas, producidos al variar los tratamientos térmicos, están reemplazando a los aceros en componentes tales como engranajes, cigüeñales, cuerpos de válvulas, componentes de bombas, partes de suspensión, etc.

Las fundiciones de hierro, en general, son aleaciones ferrosas multicomponentes que solidifican formando un eutéctico. Están compuestas mayoritariamente por hierro, carbono y silicio, con otros componentes minoritarios (<0.1%) y frecuentemente elementos aleantes (>0.1%). Pueden solidificar según el sistema termodinámicamente metaestable Fe-Fe₃C o el sistema estable Fe-C (grafito) dependiendo básicamente de la composición, velocidad de enfriamiento y tratamiento del caldo líquido.

Una primera clasificación de las fundiciones de hierro las separa en:

- a) fundición blanca, solidifica según el sistema Fe-Fe₃C metaestable. Es muy dura y frágil. Posee buena resistencia al desgaste;
- b) fundición maleable, fundición blanca a la que se le aplica un tratamiento térmico de recocido que le otorga ductilidad;
- c) fundición gris, solidifica según el sistema Fe-C estable debido a la presencia de Si. Posee buena colabilidad, maquinabilidad y conductividad térmica pero es altamente frágil, debido a la forma laminar (FG flake graphite) del grafito.
- d) fundición de hierro con grafito esferoidal (FE), inapropiadamente llamada nodular o dúctil (Ductile Iron), solidifica según el sistema Fe-C estable debido a la presencia de Si pero la forma del grafito es esferoidal (SG spheroidal graphite) debido al agregado de elementos químicos esferoidizantes (Mg, tierras raras), lo que le dan buena ductilidad en estado bruto de colada;

- e) fundición de hierro con grafito compacto o vermicular (FV), presenta un grafito con forma de gusanos (vermes) que se considera intermedia entre el grafito en láminas (FG) y el esferoidal (SG) y se obtiene ajustando la composición de elementos esferoidizantes y antiesferoidizantes.

1.1.1 Solidificación

En las fundiciones grises, con grafito esferoidal y con grafito compacto, es el elevado tenor de silicio el que facilita la estabilización de la fase grafito, durante la solidificación. Esto obliga al uso de diagramas de equilibrio ternarios Fe-C-Si. En los cortes binarios Fe-C de este sistema se observa que el contenido de silicio provoca un desplazamiento de los puntos eutéctico y eutectoide hacia contenidos menores de carbono, en comparación con el diagrama Fe-Fe₃C. Es conocido que el contenido de carbono del eutéctico mantiene una relación lineal con el contenido de silicio y de fósforo¹:

$$\%C + 1/3\%Si + 1/3\%P = 4,3 \quad (1)$$

Es conveniente entonces combinar el efecto del silicio y del fósforo en un único factor llamado carbono equivalente:

$$CE = \%C + (\%Si + \%P)/3 \quad (2)$$

donde el fósforo tiene poca influencia pues normalmente se lo limita a porcentajes ínfimos. El carbono equivalente permite determinar si la fundición es eutéctica, hipoeutéctica o hipereutéctica comparándolo sólo con la composición eutéctica (4,3% C) del diagrama Fe-C sin necesidad de recurrir a cortes binarios específicos del ternario Fe-C-Si. En la Fig. 1 se observa el desplazamiento del punto eutéctico según los porcentajes de C y Si y los rangos de composición más habituales de cada tipo de fundición.

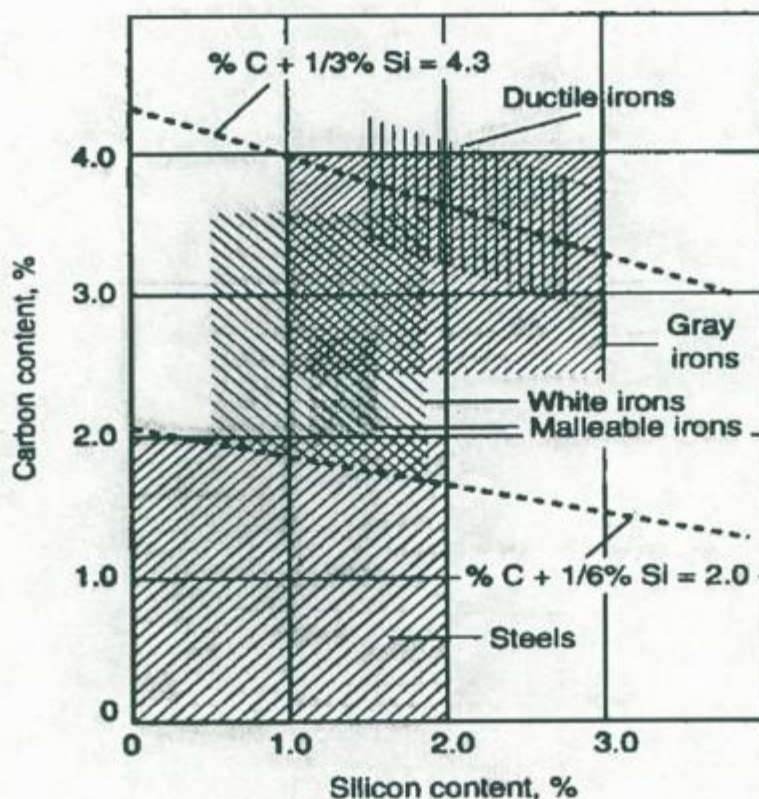


Figura 1: Rangos de composición de C y Si para aceros y fundiciones. Ref: 1.

Se conoce relativamente poco respecto de la solidificación del eutéctico de las fundiciones de hierro con grafito esférico ó FE. Se sabe que la austenita y el grafito esférico forman un eutéctico divorciado, es decir un eutéctico irregular desacoplado. Los modelos que explican este comportamiento han ido evolucionando. Originalmente se aceptaba que el crecimiento de este eutéctico comenzaba con la nucleación y el crecimiento del grafito en el líquido, seguido por una encapsulación temprana de estos esferoides en celdas de austenita. La nucleación y crecimiento del grafito empobrecía en carbono a la mezcla fundida en la vecindad de los esferoides, creando las condiciones para la nucleación y crecimiento de la austenita a su alrededor. Una vez formada esta celda de austenita el posterior crecimiento del grafito sólo podía ocurrir por difusión en estado sólido a través de la celda. Esta explicación daba lugar a un modelo de solidificación denominado uninodular.



Figura 2: Esquema de la secuencia de solidificación de una fundición FE; 2a: nucleación de la austenita y contacto con los esferoides, 2b: encapsulado de los esferoides, 2c: crecimiento, redondeo y contacto de las células [1: cuerpo de celda, 2: borde de celda, 3: última zona en solidificar (LTF last to freeze)]. Ref: 3.

Sin embargo, investigaciones más recientes han demostrado que el mecanismo de solidificación es mucho más complicado y las dendritas de austenita juegan un papel significativo en la solidificación del eutéctico. La secuencia de solidificación sería: 1. nucleación independiente de grafito esferoidal y dendritas de austenita en el líquido a temperatura eutéctica; 2. crecimiento limitado del grafito esferoidal en contacto con el líquido; 3. la convección o flotación pone en contacto a los esferoides con las dendritas de austenita (Fig. 2a); 4. la austenita encapsula al grafito inmediatamente luego del contacto; 5. el crecimiento posterior del grafito ocurre sólo por difusión en estado sólido a través de la austenita¹ (Fig. 2b). A partir de aquí, se produciría un redondeo de las ramas dendríticas secundarias de la austenita resultando en una estructura de solidificación multinodular, en unidades comúnmente llamadas celdas, separadas entre sí por regiones intercelulares¹⁻³ (Fig. 2c). Los últimos estudios parecen demostrar que el proceso de solidificación está lejos de ser aclarado pues es aún más complicado y estas unidades llamadas celdas no lo son sino que en realidad serían ramas dendríticas secundarias, siendo tal el tamaño del grano austenítico que incorporaría en su interior una cantidad muy grande de esferoides⁴. Estos modelos que están en estos momentos en investigación, plantean una solidificación plurinodular dendrítica. Para estudiar las estructuras de solidificación normalmente se emplean técnicas que revelan los patrones de microsegregación originados durante la solidificación, dado que las fundiciones de hierro esferoidal son aleaciones multicomponentes. El microanálisis es un ejemplo de estas técnicas, sin embargo, para estudiar la microsegregación en áreas grandes se han desarrollado técnicas metalográficas especiales que la revelan^{3,5}.

La importancia de la estructura de solidificación es generalmente subestimada y su influencia sobre las propiedades mecánicas no es claramente explicada, sobre todo en aquellas fundiciones que reciben tratamientos térmicos, como en el caso de las ADI (FE autemperizadas).

1.1.2 Microestructura

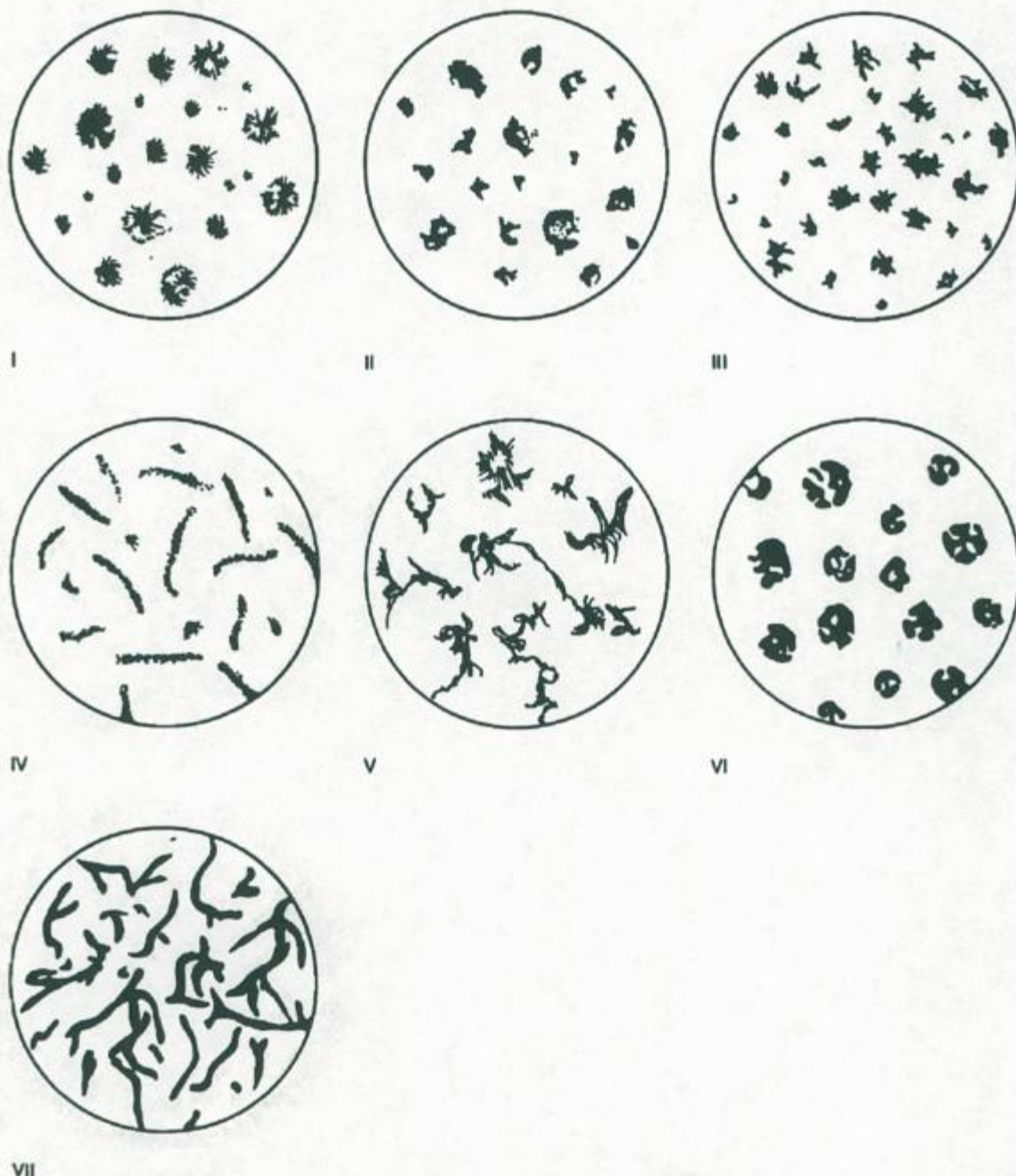
Los factores principales que influyen en la estructura final a obtener de una aleación fundida son, fundamentalmente: la composición química, la velocidad de enfriamiento al solidificar, el tratamiento en estado líquido y el tratamiento térmico, los que se describen a continuación.

Para obtener una FE de características mecánicas adecuadas debe seleccionarse la composición química para satisfacer tres requerimientos estructurales básicos: adecuada forma y distribución del grafito, estructura libre de carburos y tipo de matriz requerida. La formación de grafito es promovida por el elevado contenido de carbono y de silicio, ya que éstos aumentan el potencial de grafitización, sin embargo, el carbono equivalente tiene una influencia menor sobre las propiedades y estructuras de las FE puesto que no gobierna la forma final de los nódulos de grafito. Es en realidad la presencia de elementos minoritarios la que promueve la esferoidización del grafito, fundamentalmente el magnesio y el cerio y en menor medida las tierras raras. La forma esferoidal del grafito es el factor más importante que afecta las propiedades mecánicas de las FE. La misma se evalúa a través del grado de nodularidad, que es el porcentaje de partículas de grafito esféricas respecto de la cantidad total de partículas de grafito en la estructura. La presencia de elementos químicos minoritarios (arsénico, plomo, antimonio, etc.) que son adversos a esta esferoidización lleva a la producción de formas degeneradas de grafito, Fig. 3.

La velocidad de enfriamiento en la solidificación de las FE depende del tipo de molde y del tamaño de la sección a solidificar aunque en menor medida que en el caso de la fundición gris, debido a la diferencia en la conductividad térmica. Un aumento de la velocidad de enfriamiento produce un refinamiento del tamaño de la estructura de solidificación, por ejemplo, se reduce el tamaño de las celdas y de los nódulos aumentando entonces su conteo por unidad de área o de volumen.

El tratamiento en estado líquido para obtener una FE es relativamente complejo y consta de dos etapas principales: 1) modificación, que consiste en el tratamiento con magnesio o aleación de magnesio de la mezcla líquida con el propósito de cambiar la forma del grafito laminar (flake) a esferoidal al solidificar; 2) inoculación, con aleación de ferro-silicio que incrementa el potencial de grafitización aumentando el conteo nodular, disminuyendo la tendencia al sobreenfriado brusco ("chilling") y promoviendo una alta relación de ferrita-perlita en la estructura original del estado bruto de colada.

Los tratamientos térmicos son extensivamente usados en las FE pues la forma del grafito permite modificar mucho las propiedades mecánicas variando el tipo de estructura de la matriz. Los más usuales son: a) recocido, para producir una matriz ferrítica; b) normalizado, para producir una matriz perlítica; c) templado y revenido, para obtener una matriz de martensita revenida y d) austemperizado, para producir una matriz bainítica o matriz ausferrítica. La mayoría de las FE se utilizan en estado bruto de colada (matriz ferrítico-perlítica), o con tratamientos de ferritización (recocido) o de perlitización (normalizado).



ASTM type(a)	Equivalent ISO form(b)	Description	ASTM type(a)	Equivalent ISO form(b)	Description
I	VI	Nodular (spheroidal) graphite	IV	III	Quasi-flake graphite
II	VI	Nodular (spheroidal) graphite, imperfectly formed	V	II	Crab-form graphite
III	IV	Aggregate, or temper carbon	VI	V	Irregular or open type nodules
			VII(c)	I	Flake graphite

(a) As defined in ASTM A 247. (b) As defined in ISO/R 945-1969 (E). (c) Divided into five subtypes: uniform flakes; rosette grouping; superimposed flake size; interdendritic, random orientation; and interdendritic, preferred orientation

Figura 3: Clasificación de las formas del grafito según ASTM A 247. Se considera fundición de hierro con grafito esferoidal a la que presenta grafito de tipo I y eventualmente grafito de tipo II. Ref: 1.

1.1.3 Propiedades Mecánicas

Las propiedades mecánicas de las FE dependen de la composición química, de la estructura de solidificación, de la forma, cantidad y distribución de los esferoides de grafito y de la estructura de la matriz, como se detalla a continuación.

La composición química es la primera variable a considerar cuando se estudian las propiedades mecánicas. El carbono tiene influencia en la fluidez del hierro fundido, en el tamaño y número de esferoides formados durante la solidificación y en las características de contracción del metal fundido. La cantidad de carbono necesaria para disminuir la contracción y porosidad en las FE¹ puede ser estimado mediante la expresión:

$$\%C + 1/7\%Si \geq 3,9\% \quad (3)$$

Mayores contenidos de carbono producen un descenso de la resistencia a la fatiga y eventualmente de la resistencia a la tracción. El silicio es un poderoso agente grafitizante que promueve la estructura ferrítica aumentando la dureza y resistencia de la fase ferrítica por solución sólida. El aumento en la cantidad de ferrita que envuelve los esferoides de grafito en las fundiciones ferrítico-perlíticas reduce la tensión de fluencia pero aumenta el alargamiento a rotura y la resistencia al impacto. El aumento del silicio, sin embargo, reduce la resistencia al impacto de las fundiciones ferríticas tanto en estado de bruto de colada como de recocido subcrítico. Por esto normalmente se limita el silicio por debajo de 3% para estas fundiciones. El manganeso actúa como estabilizador de perlita y aumenta la resistencia reduciendo la ductilidad y la maquinabilidad. Además, segrega hacia las últimas zonas en solidificar (LTF, last to freeze). El fósforo y el azufre deben mantenerse en valores muy bajos pues ocasionan problemas como en los aceros e inclusive pueden perjudicar la esferoidización. Entre los aleantes usados para darle templabilidad se encuentran el níquel y el cobre, que son promotores de la formación de perlita, y el molibdeno que estabiliza la estructura a temperaturas altas pero tiene tendencia a segregar a las LTF formando carburos estables.

Una de las variables microestructurales más importante que afecta las propiedades de las FE es la forma del grafito. El tamaño de las partículas de grafito y la uniformidad de distribución también afectan las propiedades, pero en menor medida que la forma. La cantidad y forma de las mismas queda determinada durante la solidificación y no puede ser modificada por tratamientos térmicos. Es común producir fundiciones con nodularidad mayor que el 90%. Todas las propiedades relacionadas con la resistencia (Fig. 4) y la ductilidad decaen a medida que la nodularidad decrece. Un bajo porcentaje de nodularidad también disminuye la energía de impacto.

La estructura de la matriz fija el grado ASTM de las FE. En estado bruto de colada la mayoría de las matrices de piezas coladas en moldes de arena son ferrítico-perlíticas. A medida que la cantidad de perlita aumenta también lo hacen la dureza y la resistencia a la tracción, Fig. 4. La ductilidad y las propiedades al impacto quedan principalmente determinadas por las proporciones relativas de ferrita y perlita. Al disminuir la cantidad de

perlita la temperatura de transición disminuye y aumenta la energía de impacto en la zona dúctil. La microestructura puede ser modificada mediante tratamientos térmicos. El recocido se emplea para producir una matriz totalmente ferrítica y por lo tanto de mayor ductilidad y menor temperatura de transición que las mismas matrices obtenidas en estado bruto de colada. Con el normalizado se logra una mayor resistencia a la tracción con mayor alargamiento a rotura que las muestras perlíticas obtenidas en estado bruto de colada¹.

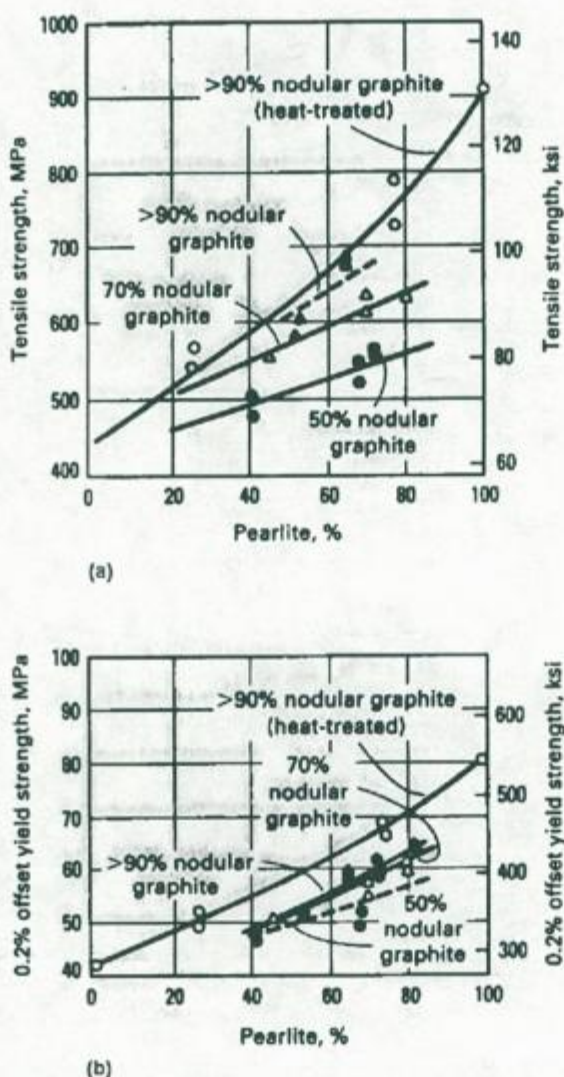


Figura 4: Relación entre la resistencia y la cantidad de perlita en una FE ferrítico-perlítica, parametrizada según la cantidad de grafito esferoidal: a) resistencia a la tracción, b) resistencia a la fluencia convencional 0,2%. Ref: 1.

La estructura de solidificación tiene influencia sobre el conteo nodular, el tamaño y distribución de nódulos y la segregación, pero a su vez está influida entre otros factores, por el tamaño de pieza a colar. El tamaño de la sección de la pieza tiene influencia en las propiedades mecánicas debido a que modifica la velocidad de enfriamiento en el molde variando entonces la velocidad de solidificación, Fig. 5. Cuando la sección disminuye mucho,

se obtiene una estructura de solidificación más fina y eventualmente pueden aparecer carburos no deseados. Por otra parte, a medida que la sección de la pieza aumenta, también aumenta el tamaño de estructura de solidificación y en consecuencia disminuye el conteo nodular y aumenta la microsegregación. Habitualmente, se le ha dado poca importancia a la estructura de solidificación, debido a las dificultades para revelarla. Sólo se tiene en cuenta el conteo nodular ya que comúnmente se lo ha relacionado con aspectos de la microestructura y de las propiedades mecánicas y su medida es relativamente sencilla.

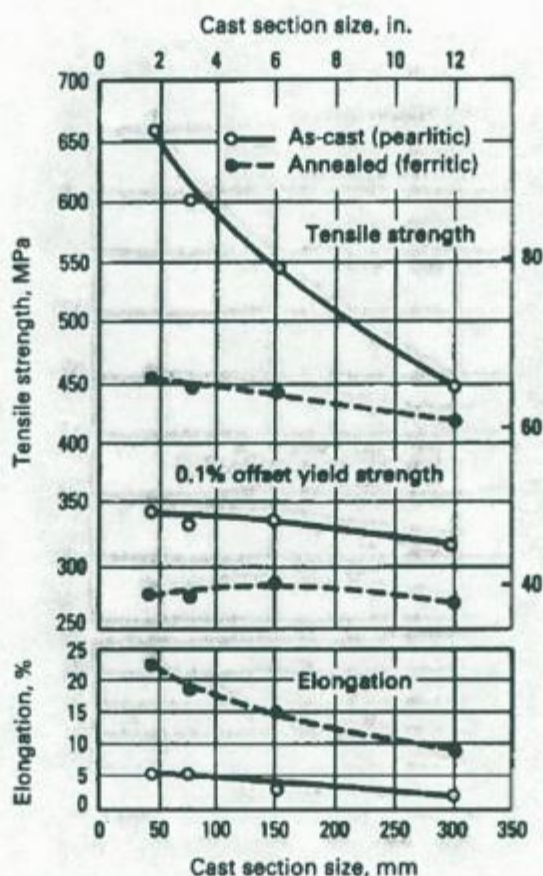


Figura 5: Efecto del tamaño de sección en las propiedades mecánicas estáticas de las FE. Ref: 1.

Las matrices ferríticas son preferidas a las perlíticas, cuando las FE se utilizan a muy bajas temperaturas, debido a que presentan mayor ductilidad. En los grados ferríticos, al disminuir la temperatura, aumentan la resistencia a la tracción y la resistencia a la fluencia, esta última con mayor rapidez. Los valores de elongación a temperatura ambiente se mantienen a temperaturas muy bajas (menores que -100°C) pero a medida que convergen los valores de resistencia a la tracción y de resistencia a la fluencia, la elongación cae rápidamente. Los grados perlíticos exhiben un comportamiento distinto, a medida que

disminuye la temperatura aumenta la resistencia a la fluencia, pero disminuyen continuamente la resistencia a la tracción y la elongación. En consecuencia, deben ser utilizados con sumo cuidado a bajas temperaturas⁶.

1.2 FUNDICIÓN ESFEROIDAL AUSTEMPERIZADA (ADI)

A fines de la década del sesenta se obtuvieron por primera vez las hoy comúnmente llamadas ADI (Austempered Ductile Iron) que son fundiciones esferoidales austemperizadas. El ADI actual es el producto de un tratamiento de austemperizado incompleto. Ofrece una combinación de bajo costo, flexibilidad de diseño, buena maquinabilidad, alta relación resistencia-peso, buena tenacidad, resistencia al desgaste y resistencia a la fatiga. Esta superior combinación de propiedades se debe a que es colado, como el resto de la familia de las FE, presentando las ventajas de las técnicas convencionales de producción de las mismas y luego es sujeto al proceso de austemperizado, el que le otorga las propiedades mencionadas tornándola superior a las FE convencionales, al aluminio fundido y/o forjado y a muchos aceros fundidos e incluso forjados, Figs. 6a,b y Figs. 7a,b. Por ejemplo, la tensión de fluencia del ADI es tres veces mayor que la del mejor aluminio colado o forjado, además tiene un peso 2,4 veces mayor que el aluminio pero es 2,3 veces más rígido. Es un 10% menos denso que el acero. Su costo por unidad de peso es 20% menor que el del acero y la mitad que el del aluminio. La relación relativa de peso por unidad de tensión de fluencia y costo por unidad de resistencia lo muestran favorable frente a los materiales nombrados en una gama amplia de aplicaciones⁶.

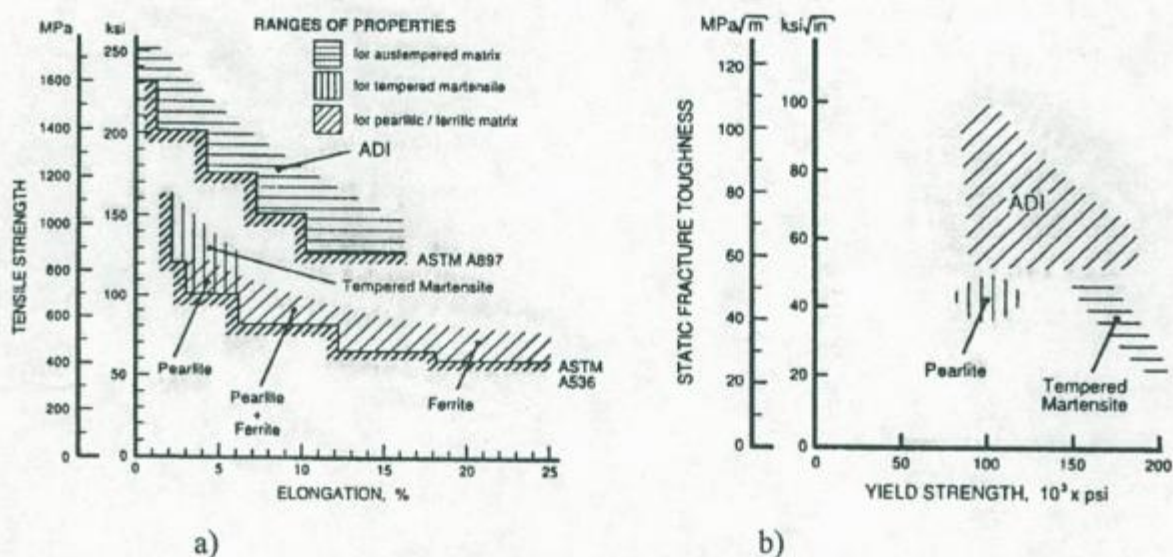
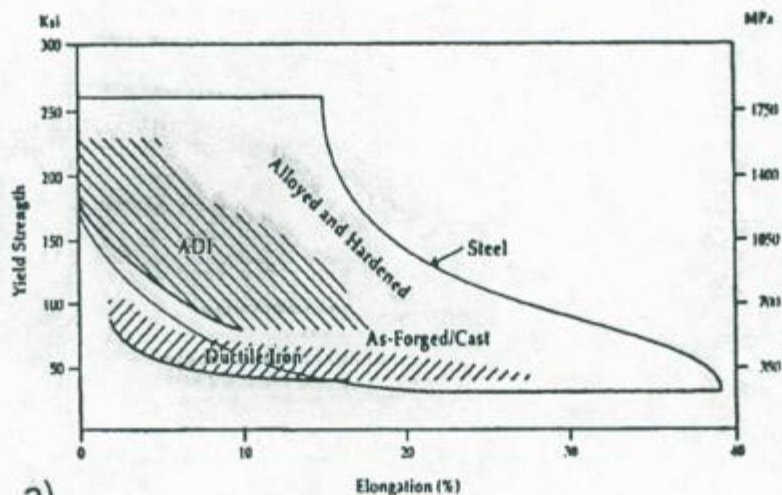
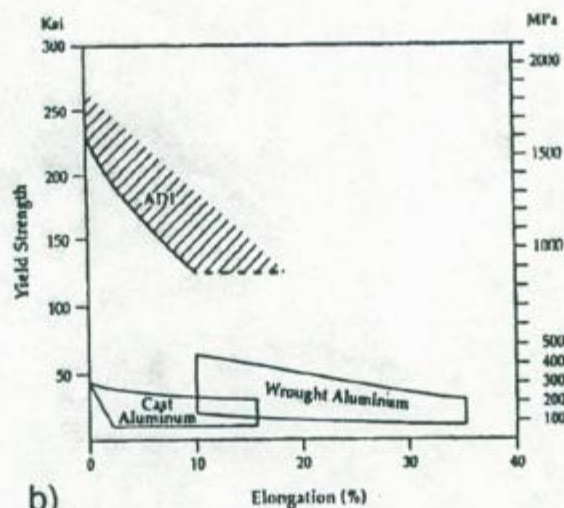


Figura 6: Propiedades mecánicas de las FE a) Tracción b) Fractotenacidad. Ref:6



a)



b)

Figura 7: Grafico comparativo de las propiedades mecánicas a la tracción del ADI con a) aceros, b) aluminios. Ref: 6

La composición química del ADI difiere poco del resto de las FE convencionales. En este sentido, deben limitarse los elementos que afectan adversamente la calidad de la fundición promoviendo la producción de grafito no esferoidal, la formación de carburos e inclusiones y/o la contracción. Sin embargo, también deben considerarse los contenidos de carbono, silicio y los elementos aleantes pues ellos gobiernan la templeabilidad de la fundición y en consecuencia las propiedades de la microestructura resultante del tratamiento térmico. El contenido de aleantes necesarios se determina en función del tamaño y tipo de sección y la velocidad de enfriamiento del austemperizado. Normalmente, se puede austemperizar en baño de sales fundiciones no aleadas de hasta 20 mm de espesor. Para fundiciones con mayor tamaño de sección deben agregarse aleantes para evitar la presencia de perlita en la microestructura final. Los aleantes fundamentales son el cobre, el níquel y el molibdeno y su contenido está limitado pues un exceso produce microsegregación y en consecuencia degradación de las propiedades mecánicas⁶.

La microestructura final del ADI es obtenida por un tratamiento térmico de austemperizado. Este tratamiento consta de las siguientes etapas: 1) calentamiento hasta temperatura de austenizado (815-927°C) (Fig. 8, tramo A-B); 2) permanencia a temperatura de austenización el tiempo necesario para que toda la matriz presente estructura austenítica saturada en carbono (Fig. 8, tramo B-C); 3) enfriamiento rápido hasta la temperatura de austemperizado (232-400°C) evitando la formación de perlita (Fig. 8, tramo C-D); 4) permanencia a temperatura de austemperizado el tiempo necesario para producir la matriz de ausferrita (Fig. 8, tramo D-E); 5) enfriado a temperatura ambiente (Fig. 8, tramo E-F). La austenización se realiza normalmente en hornos de atmósfera controlada y el austemperizado en baño de sales. Las características críticas del proceso son: el tiempo y la temperatura de austenizado, la velocidad de enfriamiento y la temperatura y el tiempo de austemperizado.

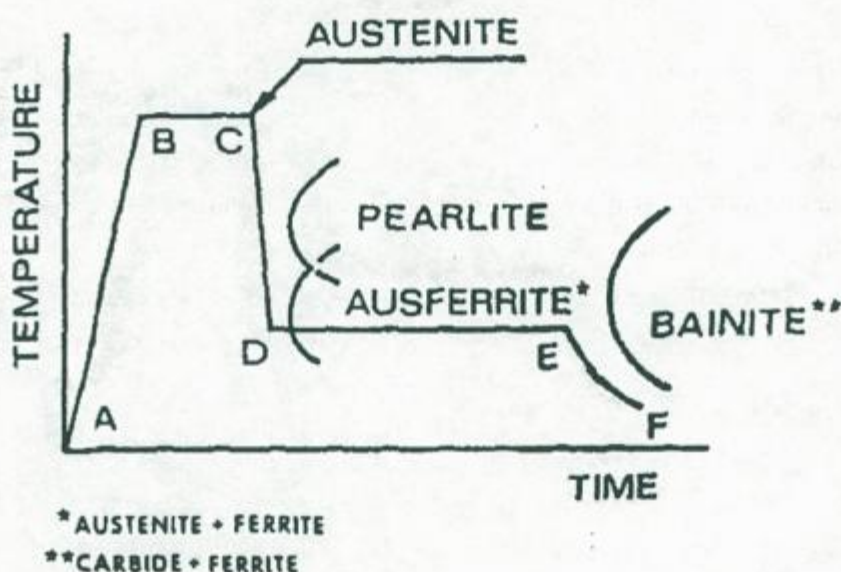


Figura 8: Esquema del ciclo de tratamiento térmico de austemperizado para obtener ADI.

La temperatura de austenizado controla el contenido de carbono de la austenita afectando la estructura y las propiedades de las piezas austemperizadas. Por ejemplo, una mayor temperatura de austenización aumenta el contenido de carbono incrementando la templabilidad pero creando problemas en la transformación durante el austemperizado y eventualmente reduciendo las propiedades mecánicas. El tiempo de austenizado es el mínimo requerido para saturar la austenita en carbono (típicamente 1,1-1,3%). Sobre éste tienen influencia, no sólo el tamaño y tipo de sección de la pieza, sino también la composición química, la temperatura de austenización y la estructura de solidificación⁶.

En el proceso de austemperizado son críticos: el tiempo de traslado del horno de austenizado a la pileta de austemperizado, la severidad de temple del baño de austemperizado, el tamaño máximo y tipo de sección de la pieza, la templabilidad de la fundición y la masa relativa de la carga de piezas respecto del baño de temple. Todos estos parámetros deben ser

correctamente diseñados y ajustados para aplicar la temperatura y tiempo correctos de austemperizado, pues estas dos variables son las que mayormente determinan las propiedades mecánicas de las fundiciones ADI⁶.

A diferencia de los aceros, en las fundiciones ADI no se busca obtener un tipo de microestructura bainítica (ferrita + carburos) sino ausferrítica (ferrita + austenita). Esto se logra a través del proceso de austemperizado “interrumpido”, pues, en la FE se presentan dos etapas dentro del proceso de austemperizado. En la primera etapa, dentro de la austenita rica en carbono comienza a nuclear ferrita acicular, la que rechaza el exceso de carbono hacia la interfase ferrita-austenita. Pero, a diferencia de la transformación bainítica, este carbono no forma carburos sino que es absorbido mediante difusión por la matriz austenítica, que aumenta nuevamente su contenido de carbono (>1.6%) estabilizándose respecto a la transformación martensítica. Así se forma una estructura con una matriz austenítica estable que presenta en su interior agujas de ferrita. La segunda etapa ocurre al dejar transcurrir el tiempo a la temperatura de austemperizado, pues continúa nucleando y creciendo ferrita y eventualmente la matriz de austenita se torna inestable y se descompone en ferrita más carburos, es decir bainita. De este modo, para realizar el tratamiento queda definida una “ventana” temporal de proceso para cada temperatura de austemperizado. Un tiempo de austemperizado corto no da lugar a que se produzca la difusión del carbono y la estabilización de la austenita y se puede formar martensita al enfriar la pieza, mientras que un tiempo largo inicia la descomposición en bainita. Estos tiempos de austemperizado no son independientes de la temperatura de austemperizado. La temperatura de austemperizado es determinante de las propiedades mecánicas de las ADI. Altas temperaturas de austemperizado producen menor resistencia a la tracción, a la fluencia y dureza, pero otorgan mayor elongación, energía de impacto, resistencia a la fatiga y fractotenacidad; mientras que bajas temperaturas de austemperizado generan mayor resistencia a la tracción, a la fluencia y al desgaste pero con menor elongación, fractotenacidad, energía de impacto y resistencia a la fatiga. Las normas internacionales ASTM dan una clasificación de las fundiciones ADI en grados según los mínimos requeridos en las propiedades mecánicas, Tabla 1.

	Grade 850/550/10	Grade 1050/700/7	Grade 1200/850/4	Grade 1400/1100/1	Grade 1600/1300/-
Tensile strength, min, MPa	850	1050	1200	1400	1600
Yield strength, min, MPa	550	700	850	1100	1300
Elongation in 50 mm, min, %	10	7	4	1	... ^A
Impact energy, J ^B	100	80	60	35	... ^A
Typical hardness, BHN, kg/mm ^{2C}	269-321	302-363	341-444	386-477	444-555

^A Elongation and impact requirements are not specified. Although Grades 1400/1100/1 and 1600/1300/- are both primarily used for gear and wear resistance applications, Grade 1400/1100/1 has applications where some sacrifice in wear resistance is acceptable in order to provide a limited amount of ductility and impact resistance.

^B Unnotched Charpy bars tested at 22 ± 4°C. The values in the table are a minimum for the average of the highest three test values of the four tested samples.

^C Hardness is not mandatory and is shown for information only.

Tabla 1: Clasificación del ADI en grados según norma ASTM A 897-90.

1.3. FRACTOMECAÁNICA DE LAS FE

Clásicamente se utilizan dos métodos para estudiar el comportamiento a la fractura de metales y aleaciones. Uno en el que se estudia el rango de temperaturas de transición en el cual el proceso de fractura cambia de dúctil a frágil. El otro donde se mide la resistencia a la propagación de fisuras utilizando los conceptos de la mecánica de fractura. Eventualmente, se estudia la variación de la resistencia a la propagación de fisuras en función de la temperatura.

En el método de la temperatura de transición se mide la energía requerida para iniciar y propagar una fisura a través del espécimen hasta la fractura en un rango dado de temperaturas. Esa energía requerida para fracturar el espécimen es considerada una medida relativa de la fractoténacidad del material. Para esto se realizan ensayos de corte dinámico (ASTM E604) o de impacto Charpy. Estos últimos ensayos no son comparables entre sí, dado el distinto tamaño de espécimen a ensayar y la distinta restricción mecánica. Además, el ensayo de Charpy mide fundamentalmente la energía de inicio de la fractura, mientras que el ensayo de corte dinámico mide principalmente la energía de propagación. Pero aún más importante es que, un estudio de la temperatura de transición, medida por corte dinámico o impacto Charpy, aún usando prefisuras por fatiga, no es comparable a una medida cuasi-estática realizada por un ensayo de mecánica de fractura porque las fundiciones de hierro presentan, al igual que los aceros ferríticos, una dependencia de la tensión de fluencia con la velocidad de deformación, transmitiéndole, en consecuencia, esta dependencia a la temperatura de transición.

Dentro de la mecánica de fractura hay tres aproximaciones posibles: a) la mecánica de fractura lineal elástica LEFM-Linear Elastic Fracture Mechanic (ASTM E 399), b) la mecánica de fractura elasto-plástica EPFM-Elasto-Plastic Fracture Mechanic ó método de la integral J (ASTM E813), c) la aproximación elastoplástica por la técnica de CTOD-Crack Tip Opening Displacement (BS 5762). Los primeros estudios de mecánica de fractura de FE, que datan de los años setenta, utilizaron la aproximación lineal elástica, pero no pudieron determinar K_{Ic} , con la excepción de fundiciones perlíticas a muy bajas temperaturas. Esto es debido a la presencia de elevada plasticidad en la punta de la fisura. Por lo tanto, en aquella época sólo se pudo acotar el valor de K_{Ic} de las fundiciones ferríticas⁷⁻⁸ entre los valores de K_q y $K_{máx}$ para especímenes de geometría CT (compacta) y espesor 6T y 8T, resultando entre 87 y 115 MPa.m^{1/2}. Para el caso de las perlíticas^{7,9} los valores se encontraban entre 45 y 68 MPa.m^{1/2}, y valores intermedios en el caso de las ferríticas-perlíticas. La técnica elastoplástica de CTOD arrojó una dispersión grande de valores atribuida a tres factores⁷: 1) el uso de la norma DD19 o BS5762 para determinar el CTOD crítico; 2) el presunto valor de r (la localización asumida para el punto de "plastic hinge") y 3) cuán precisamente era identificado el momento de la extensión de fisura, para lo cual el tamaño de espécimen era crítico. Con posterioridad, en los años noventa⁷, una reevaluación de los datos de fundiciones ferríticas arrojó un CTOD crítico $\delta_c = 0,11$ mm, que corresponde a un valor K_{Ic} de 88 MPa.m^{1/2}, y en el caso de fundiciones perlíticas $\delta_c = 0,012$ mm, que corresponde a un valor de K_{Ic} de 42 MPa.m^{1/2}. La técnica actualmente utilizada^{7,10} es la elastoplástica de determinación de J_{Ic} que

arroja un valor de K_{Jc} de alrededor de $90 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ en el caso de fundiciones ferríticas. En todos estos datos el contenido de silicio de la aleación era del orden del 2,3%.

A la par de estas determinaciones, se comenzaron a realizar estudios de la dependencia con la temperatura de la tenacidad a la fractura y su variación en función de parámetros microestructurales. Existen estudios de los años setenta y ochenta acerca del efecto que tienen, sobre la curva de fractoténacidad en función de la temperatura, la fracción en volumen del grafito^{7,11}, la nodularidad^{7,9,12,13}, el conteo nodular^{7,11,13,14,15} y la proporción relativa de ferrita y perlita^{7,9,16-18}. Pero quizás más interesantes son los estudios más modernos¹⁹⁻²³, fundamentalmente los planteados por Komatsu et al.²¹ para una fundición esferoidal ferrítica, que muestran la influencia sobre la curva J_{Ic} vs. temperatura de: la fracción en volumen de perlita (Fig. 9), el contenido de silicio (Fig. 10), el contenido de fósforo, la estructura de solidificación a través del tamaño de nódulo (Fig. 11), y la forma del grafito (Fig. 12). Particularmente en dicho trabajo se utilizaron, para la obtención de distintos tamaños de estructura de solidificación, moldes "Y" de distintos espesores, de arena y otros que tienen partes de arena y partes metálicas, cambiando de este modo la velocidad de solidificación. En la Fig. 9 se observa que el aumento en el porcentaje de perlita produce tanto una disminución del "upper shelf" de J_{Ic} como un aumento de la temperatura de transición. La Fig. 10 muestra que el aumento del contenido de silicio provoca fundamentalmente un aumento de la temperatura de transición, disminución del "lower shelf" y una variación en el "upper shelf". La Fig. 11 muestra que el aumento del tamaño de nódulo, ligado a un aumento en el tamaño de estructura de solidificación, que produce un aumento del "upper shelf" de J_{Ic} pero también un aumento importante de la temperatura de transición. Finalmente, la Fig. 12 muestra que una pérdida importante de nodularidad se manifiesta principalmente en una caída del "upper shelf" de J_{Ic} .

Los mecanismos intervinientes en el proceso de fractura de las fundiciones ferríticas y perlíticas han sido analizados²⁴⁻²⁶. Para las fundiciones esferoidales ferríticas²⁴ se presentan dos tipos posibles de rotura, una fractura dúctil a temperaturas altas, ej. temperatura ambiente, y otra frágil por clivaje a temperaturas bajas. En el caso de la fractura dúctil se observa que la fisura se propaga mediante el crecimiento y coalescencia de huecos, nucleados en principio en la interfase entre el nódulo de grafito y la matriz. Sobre la superficie de fractura se observan muchos nódulos de grafito y si existen inclusiones los huecos se interconectan a través de microhuecos. En realidad, es un proceso por etapas donde la primera es la decohesión entre el nódulo de grafito y la matriz, la segunda es la deformación plástica localizada en la matriz, la tercera es el microcizallamiento de la ferrita internodular deformada plásticamente, la cuarta la unión entre algunos nódulos formando microfisuras largas y la quinta la unión de determinadas microfisuras cortas y largas para formar el frente primario de fisura. En el caso de rotura frágil por clivaje las superficies de fractura son facetadas y muestran pocos nódulos de grafito. Esta fractura por clivaje normalmente se inicia en las inclusiones alrededor del borde de "célula eutéctica" más que en la interfase grafito-matriz. En el caso de las fundiciones perlíticas²⁵ los mecanismos son similares pero se presenta a temperatura ambiente la fractura por clivaje, o cuasiclivaje, debido a que posee elevada temperatura de transición.

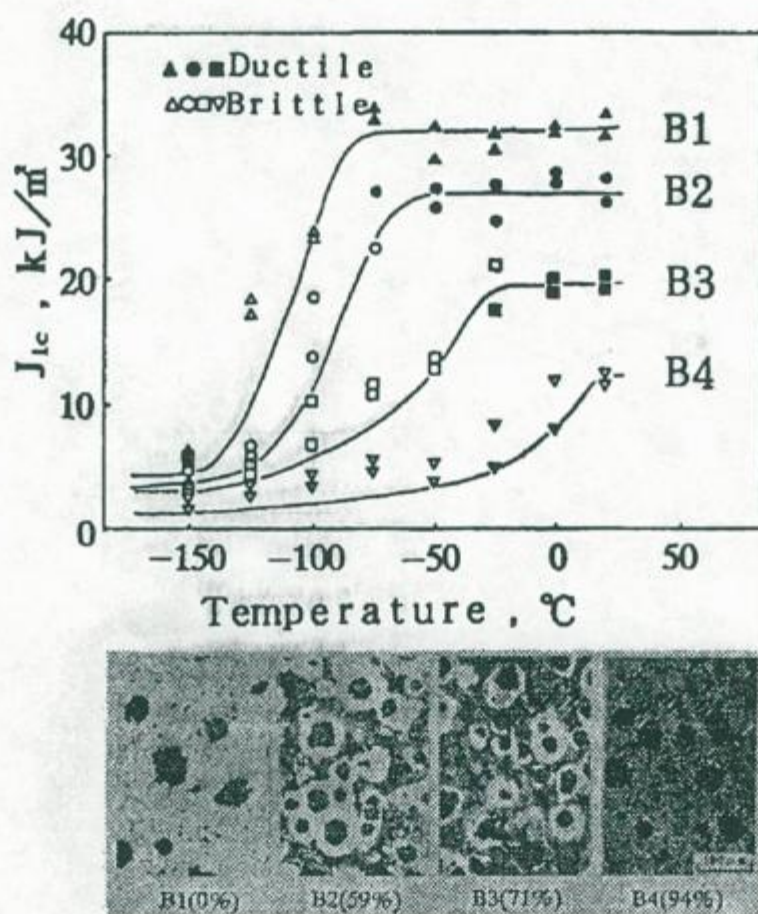


Figura 9: Influencia de la fracción en volumen de perlita (microestructura ferrítico-perlítica) sobre la curva J_{1C} vs. temperatura. El porcentaje de perlita se indica en la fotografía y el carácter de la rotura en el gráfico. Ref: 21

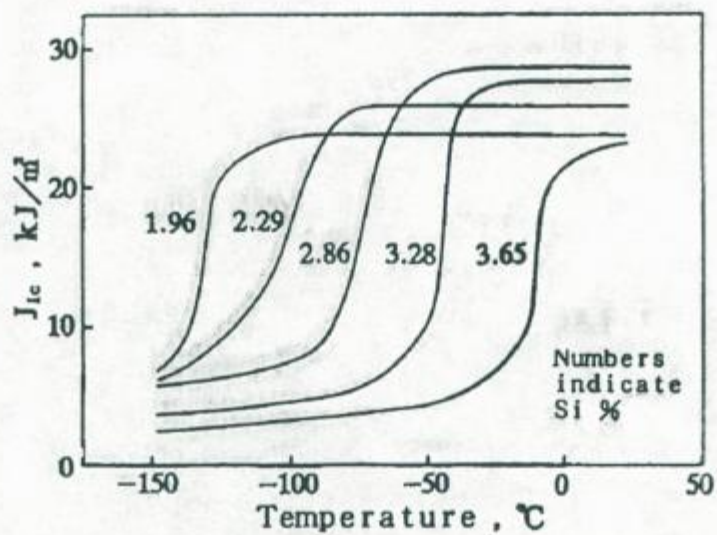


Figura 10: Influencia del contenido de silicio sobre la curva J_{IC} vs. temperatura (matriz ferrítica 100%). Ref:21

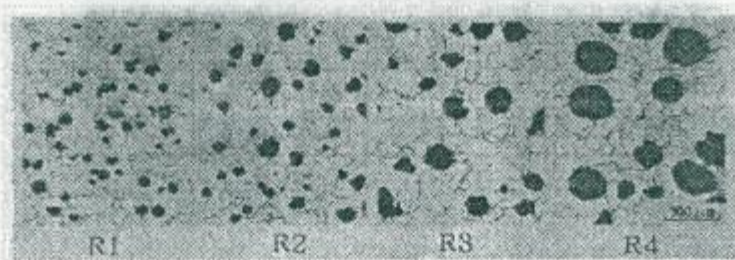
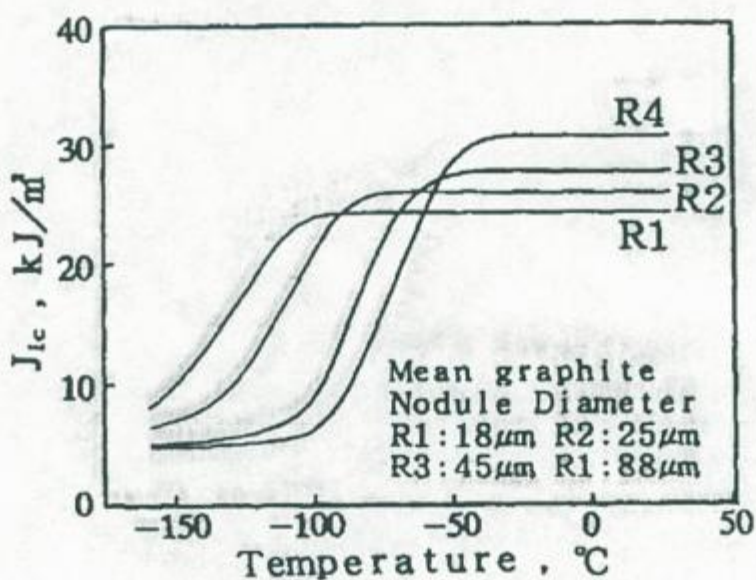


Figura 11: Influencia del tamaño de microestructura de solidificación sobre la curva J_{IC} vs. temperatura (matriz ferrítica 100%). Ref: 21

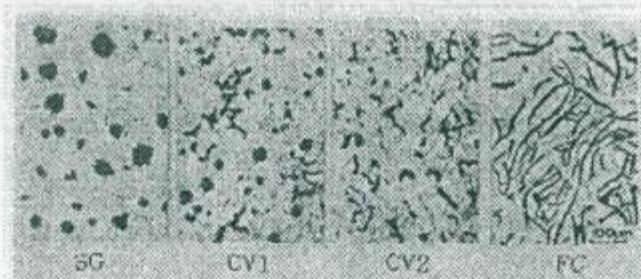
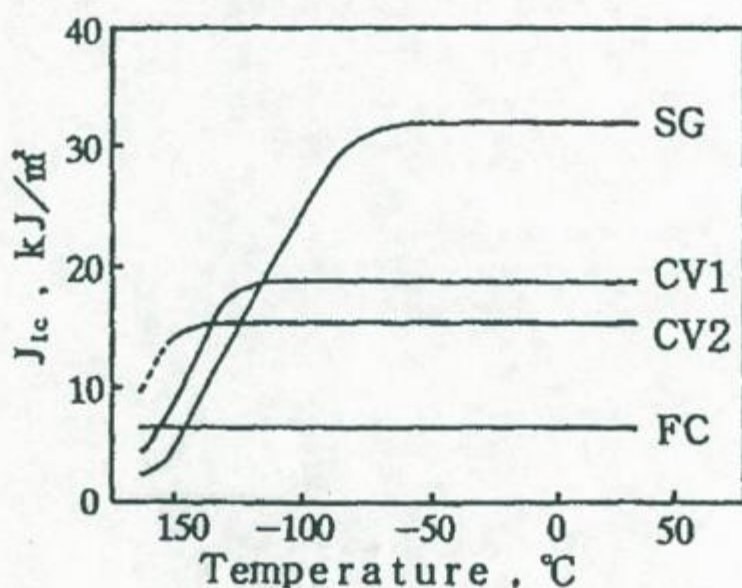


Figura 12: Influencia de la forma del grafito sobre la curva J_{1c} vs. temperatura (matriz ferrítica 100%).

Ref:21

1.4. FRACTOTENACIDAD DE LAS ADI

La fractotenacidad de las ADI es elevada, por esto, a partir de las primeras medidas, comenzó a emplearse la LEFM con espesores gruesos para los grados menos tenaces, o bien directamente la EPFM. Las primeras medidas que datan de la década del 80⁷ determinaron un valor inicial de K_{1c} de alrededor de $70 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ a temperatura ambiente para un ADI con tensión de fluencia de 740 MPa. Recordemos, a modo de comparación, que un acero AISI 4140 templado y revenido con tensiones de fluencia entre 1380 y 1580 MPa presenta valores de K_{1c} entre 43 y $80 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. En virtud de las características particulares de las ADI, la mayoría de los estudios de fractomecánica se han centrado en la variación de las propiedades fractomecánicas con la composición química (fundamentalmente los aleantes), con los parámetros del tratamiento térmico y con las microestructuras asociadas a los mismos. Debido a la cantidad de variables involucradas y a su interacción, no es posible discernir en todos los casos los efectos sobre la fractotenacidad de los elementos químicos con las variables de tratamiento térmico. En el caso del silicio, el estudio de Luyendijk et al.²⁷ señala un muy leve incremento de la fractotenacidad con el aumento del contenido de Si, mientras que en el caso

del Ni, Mn, Cu y Mo no ha quedado completamente aclarada su influencia. De cualquier modo, ya sea en ADI no aleadas o en ADI aleadas, la mayoría de los estudios van dirigidos a obtener temperaturas y tiempos de tratamiento que produzcan la máxima tenacidad a la fractura, o bien combinaciones óptimas entre resistencia estática y tenacidad a la fractura, a temperatura ambiente. La temperatura y tiempo de austemperizado (ventana de proceso) son los parámetros más estudiados²⁸⁻³², en virtud de que fijan mayormente las propiedades mecánicas estáticas y la microestructura (Fig. 13), pero hay también estudios acerca de la influencia de la temperatura y tiempo de austenitizado en la tenacidad²⁹⁻³¹. Todos estos trabajos asocian la tenacidad con los parámetros de los tratamientos térmicos analizando secundariamente la microestructura obtenida, sin embargo, en pos de explicar el comportamiento de las ADI, varios estudios ponen el acento en la cantidad y características de las fases presentes³⁰⁻³³. Fundamentalmente, la austenita estabilizada respecto a la transformación martensítica que forma la matriz de la ausferrita (aquella que ha reaccionado generando en su interior agujas de ferrita bainítica), ha sido señalada como la responsable de la elevada tenacidad que presenta el material^{31,32,34,35}, Fig. 14. La austenita estabilizada que se encuentra en un extremo de la fisura, frente a una sollicitación, transforma a martensita por deformación, esto es lo que se conoce como TRIP (transformation-induced plasticity), y aumenta la energía necesaria para propagar la fisura. El porcentaje de la microestructura ocupado por la austenita estabilizada que forma la matriz depende del tratamiento térmico que define la microestructura y también de la composición química, pero esta dependencia no tiene una forma explícita clara y/o analítica. El fenómeno entonces está cualitativamente comprendido pero no hay fórmulas que permitan pasar de inmediato de los parámetros del tratamiento térmico a la cantidad de austenita en la matriz y de allí a la fractotenacidad resultante.

La dependencia de la fractotenacidad con la temperatura ha sido poco estudiada, hay publicados sólo dos trabajos sobre el tema según nuestro conocimiento. El más antiguo, de Doong et al.³⁶, muestra curvas medidas sobre distintos grados de ADI aleadas con Ni y Mo, tratadas con un enfoque de LEFM en la determinación de la fractotenacidad, Fig. 15. Mientras que el trabajo de Dorazil et al.³⁴ muestra curvas para distintos grados de ADI aleadas y no aleadas, con un enfoque de EPFM en la determinación de la fractotenacidad, Fig. 16. En ambos trabajos se observa una tendencia al achatamiento de la curva fractotenacidad vs temperatura y el corrimiento de la temperatura de transición hacia temperaturas menores con el aumento del grado de ADI. También puede notarse una performance levemente superior de la ADI no aleada frente a la ADI aleada.

En los últimos años, se tuvo en cuenta la influencia del tamaño de estructura de solidificación sobre la fractotenacidad de las ADI pero sólo en ensayos a temperatura ambiente^{37,38}. Ambos trabajos son sobre ADI aleadas y muestran una muy leve variación de la fractotenacidad. No hay a la fecha trabajos que determinen el efecto de la estructura de solidificación sobre las curvas fractotenacidad vs. temperatura en el caso de las ADI.

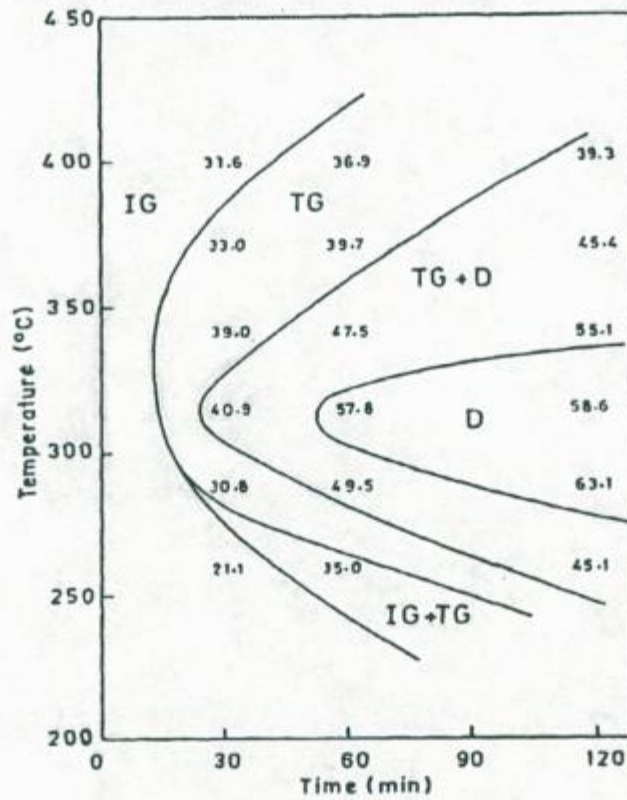


Figura 13: Fractoténacidad y mecanismo de fractura en función de la temperatura y tiempo de austemperizado. Valores de K_{IC} en $MPa\sqrt{m}$. Fractura tipo D: dúctil, TG: transgranular, IG: Intergranular. (ADI aleada). Ref : 32

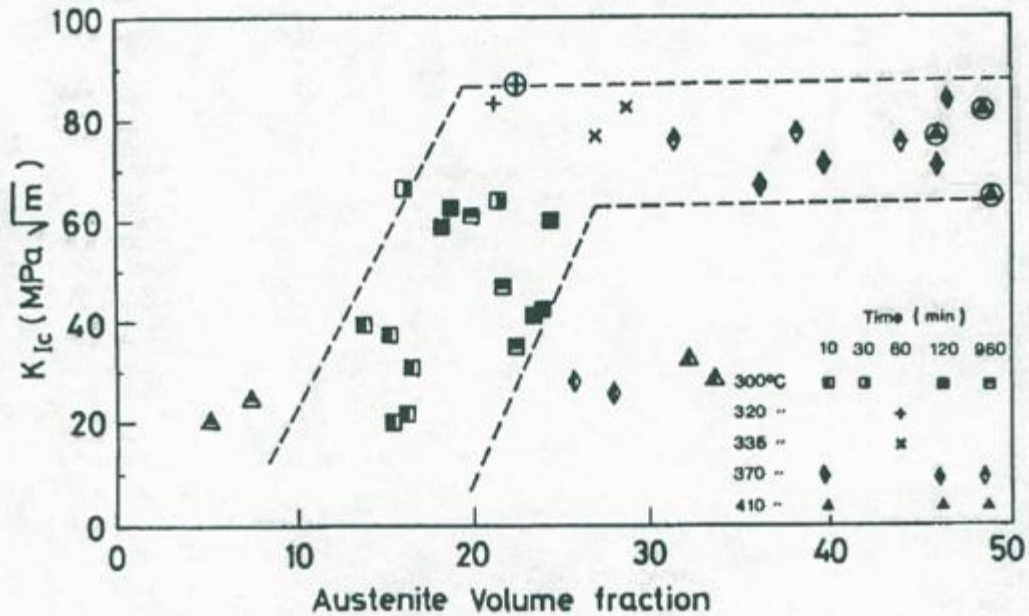


Figura 14: Efecto del contenido de austenita retenida sobre K_{IC} para diferentes combinaciones de temperatura y tiempo de austemperizado. Ref:35

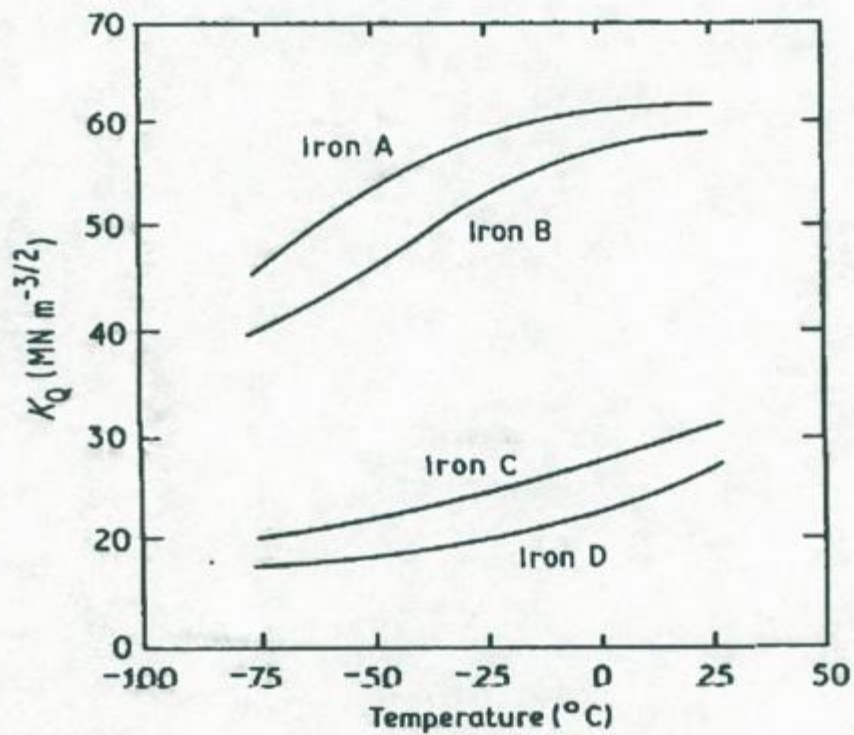


Figura 15: Curvas de fractoténacidad K_Q vs. temperatura para una fundición aleada tratada a cuatro temperaturas distintas de austemperizado, A: 350 $^{\circ}\text{C}$, B: 300 $^{\circ}\text{C}$, C: 400 $^{\circ}\text{C}$ y D: 450 $^{\circ}\text{C}$. Ref: 36

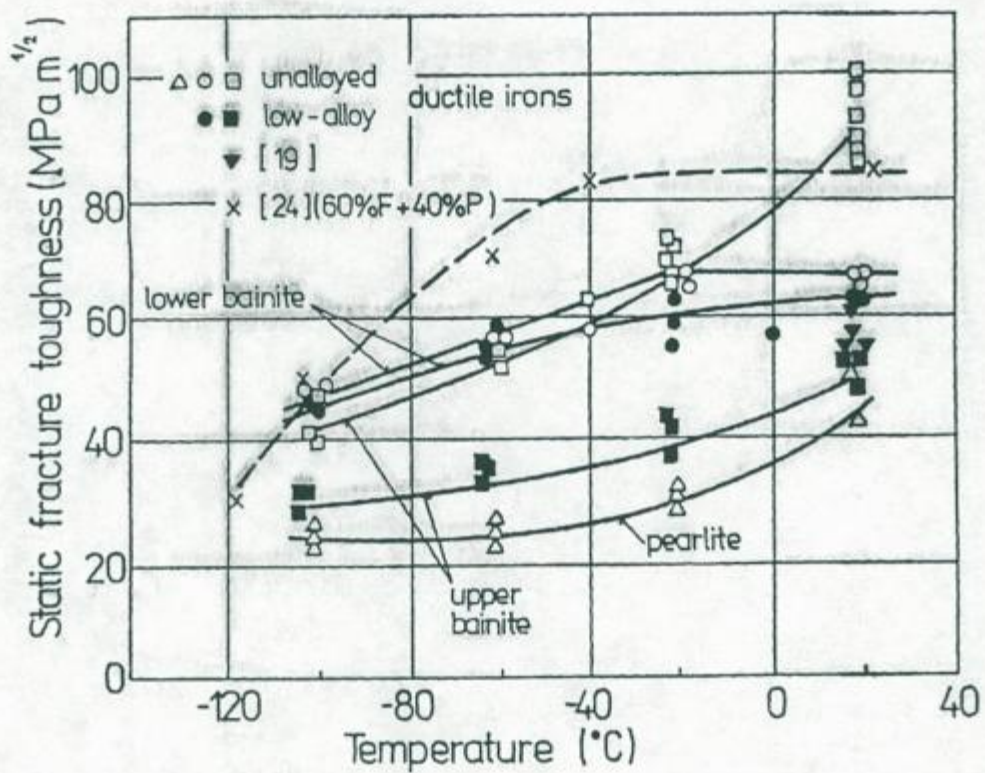


Figura 16: Efecto de la temperatura sobre la fractoténacidad en fundiciones austemperizadas aleadas y no aleadas de dos temperaturas distintas de austemperizado 300 $^{\circ}\text{C}$ (Lower bainite) y 400 $^{\circ}\text{C}$ (upper bainite). Ref: 34

2. OBJETIVO

Durante los últimos 20 años se han realizado muchos estudios sobre las fundiciones ADI, sin embargo, todavía existen campos poco explorados. La respuesta fractomecánica a bajas temperaturas es uno de ellos. El interés de este trabajo es estudiar esta respuesta fractomecánica, en el rango de temperaturas entre -60°C y $+20^{\circ}\text{C}$, en función del tamaño de la estructura de solidificación. La influencia de este parámetro, que no ha sido estudiada en las ADI, es importante en el caso de las fundiciones con grafito esferoidal de matrices ferríticas y perlíticas.

Se estudió la respuesta fractomecánica en función de la temperatura de cinco grados de ADI obtenidos por diferentes tratamientos de austemperizado, y además la respuesta de una muestra en estado bruto de colada a modo de referencia y como base de comparación. Se utilizaron muestras con dos tamaños de estructura de solidificación diferentes para poder analizar la variación que produce este parámetro en la respuesta fractomecánica. Para ello se realizó una única colada, empleando moldes con forma "Y" de dos tamaños diferentes, para extraer de allí muestras que posean dos tamaños de estructura de solidificación bien diferenciados. Se utilizó una composición química sin aleantes que es la base de todas las fundiciones ADI.

Para cumplir con el objetivo se emplearon técnicas de caracterización, de las cuales se desprendieron resultados intermedios; por ejemplo, la respuesta de tracción en función de la temperatura parametrizada en función del tamaño de estructura de solidificación y los mecanismos de fractura, entre otros. Estos complementaron los resultados fractomecánicos permitiendo una valoración completa del material en las condiciones bajo estudio.

3. Desarrollo Experimental

3.1. MATERIALES Y TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Se realizó una única colada, en la empresa Moldifer, usando un horno de inducción de media frecuencia de 500 Kg de capacidad, materias primas de calidad comercial, y procedimientos convencionales de inoculación. La mezcla fundida fue modificada con el agregado de Fe-Si-Mg para la esferoidización e inoculada en cuchara usando Fe-Si (75% Si). La composición química, obtenida por método espectrométrico^{39,40} se detalla en la Tabla 2.

C	Si	Mn	S	P	Mo	Cr	Ni
3.1	3.4	0.53	0.01	0.03	0.01	0.05	0.05

Tabla 2: Composición química de la colada, porcentajes en peso.

Se colaron en una sola vez bloques “Y” de espesores 13 mm y 75 mm según especifica la norma ASTM A 897M-90⁴¹. En la Fig. 17 se observan ambos tipos de bloques. A partir de ellos se cortaron y maquinaron en el Taller de Prototipos de CITEFA, probetas para ensayos fractomecánicos, ensayos de tracción y ensayos de impacto Charpy. Las Figs. 18a y b muestran el esquema de extracción de probetas. Se maquinaron un total de 240 probetas de fractomecánica con geometría de flexión. También se maquinaron 150 probetas de tracción de 6 mm de diámetro, según norma ASTM A 897M-90. Además se maquinaron 70 probetas de impacto Charpy sin entalla según ASTM A 327M-91⁴². En la Fig. 19 se detallan las dimensiones de las probetas. Cada probeta fue adecuadamente identificada.



Figura 17: Fotografía de los bloques “Y” de 13 y 75 mm de espesor.

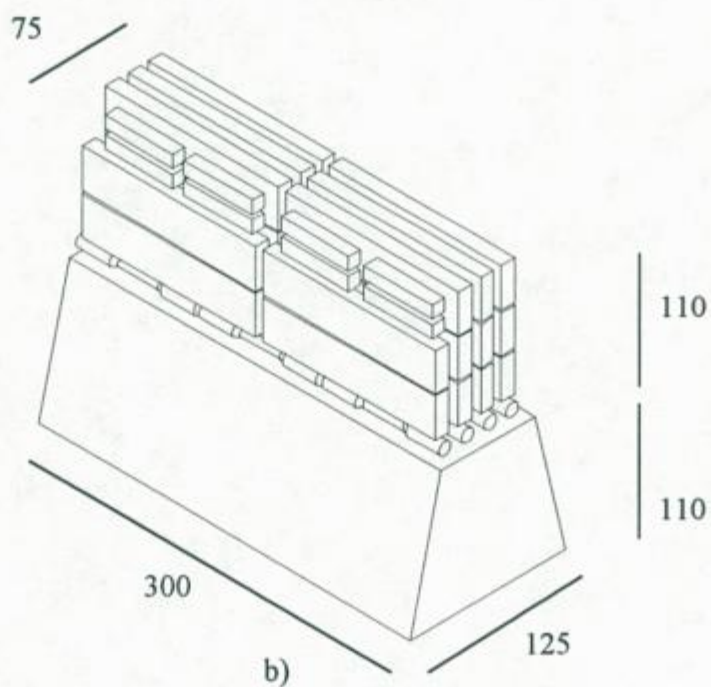
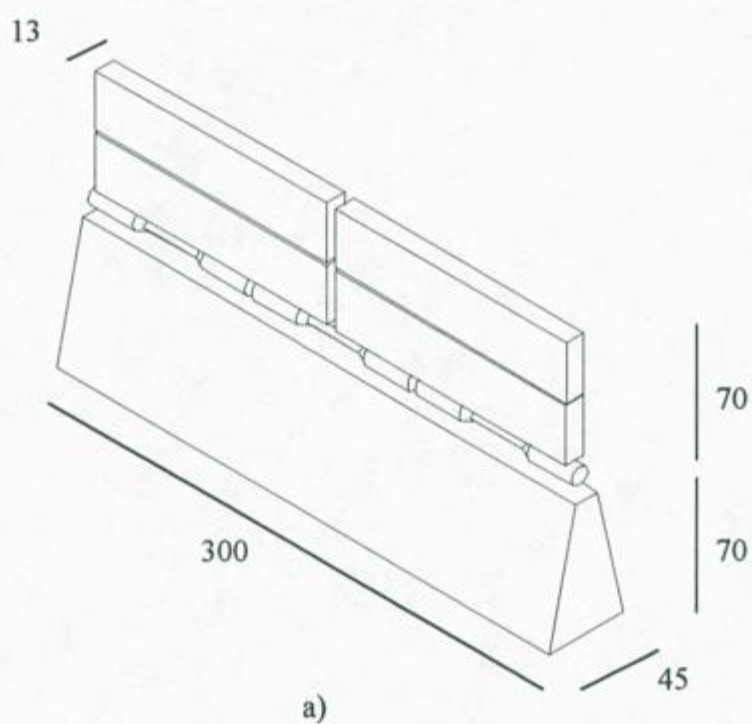


Figura 18: Esquema de la extracción de probetas de los bloques "Y" de espesores: a) 13 mm y b) 75 mm. Dimensiones del bloque en mm. En el caso del bloque de 13 mm se maquinaron probetas de Charpy a partir de probetas fractomecánicas.

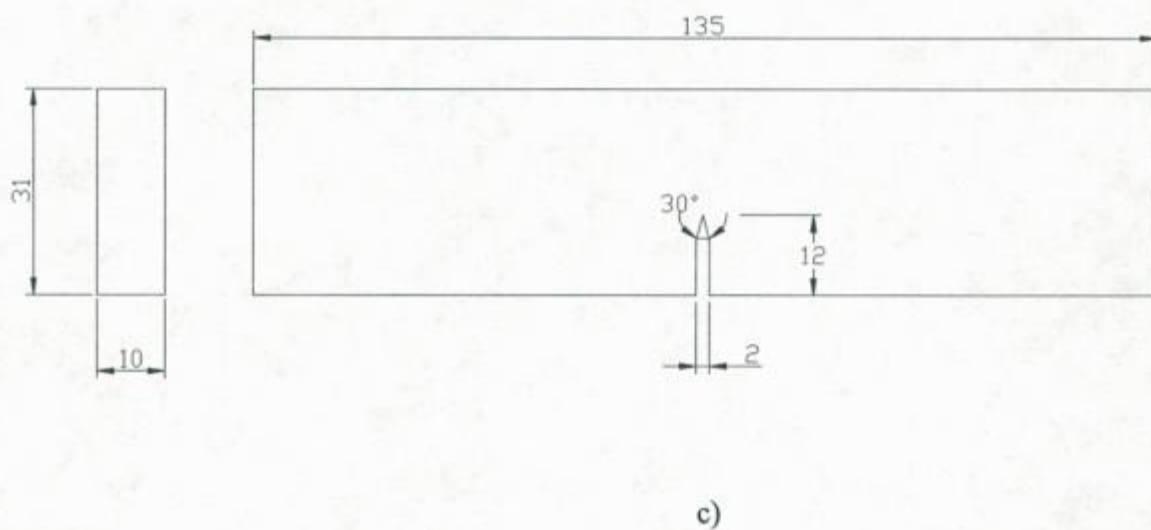
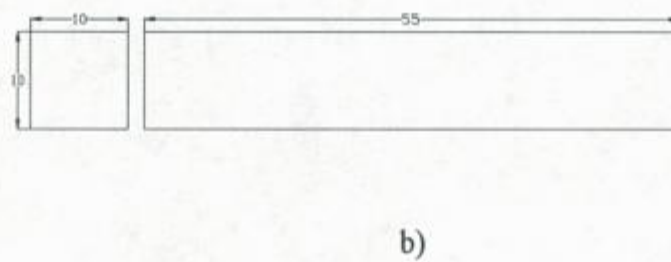
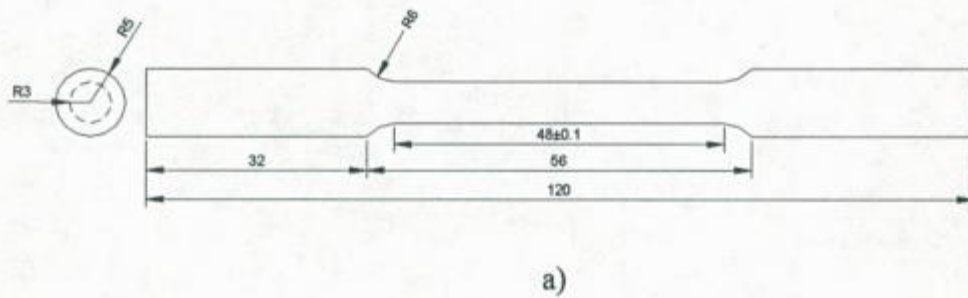


Figura 19: Planos de las probetas. a) Tracción, b) Charpy, c) Fractomecánica. Dimensiones en mm.

Las probetas se separaron en seis grupos, cada uno conteniendo igual cantidad de probetas de los tres tipos elegidas al azar, respetando que en cada grupo hubiera la mitad proveniente de bloques de 13 mm y la otra mitad de bloques de 75 mm.

Luego del maquinado las probetas fueron tratadas térmicamente según se detalla en la Tabla 3. Los tratamientos térmicos fueron realizados en el INTEMA de la Universidad Nacional de Mar del Plata. Cada tratamiento se llevó a cabo de una sola vez conteniendo un grupo entero de probetas. La austenitización de cada tratamiento se realizó en caja cerrada y con una atmósfera controlada para evitar la descarburización. El austemperizado se realizó en baño de sales. Con el objeto de obtener 5 grados de ADI bien diferenciados, la elección de las temperaturas y tiempos de austenitizado y austemperizado, para cada grupo, se realizó en base a las características de la “ventana de proceso” para esta composición química. La determinación de la “ventana de proceso” la realizó el INTEMA en base a su experiencia previa. El sexto grupo no fue tratado y se lo dejó en estado bruto de colada.

El orden del proceso de obtención de muestras, colado→ maquinado de probetas→ tratamiento térmico, fue elegido para evitar la influencia de la penetración del tratamiento térmico que podría darse en el caso de austemperizar primero el bloque “Y” completo y luego extraer las probetas⁴³⁻⁴⁵.

Código	Tamaño de bloque [mm]	Temperatura de Austenitizado	Tiempo de Austenitizado	Temperatura de Austemperizado	Tiempo de Austemperizado	Matriz
ACS	13	-----	-----	-----	-----	95% ferrita 5% perlita
ACB	75					
ADI 1S	13	900° C	60 min	370° C (baño de sales)	60 min	ADI
ADI 1B	75		en caja			
ADI 2S	13	910° C	60 min	340° C (baño de sales)	75 min	ADI
ADI 2B	75		en caja			
ADI 3S	13	910° C	60 min	310° C (baño de sales)	75 min	ADI
ADI 3B	75		en caja			
ADI 4S	13	920° C	60 min	280° C (baño de sales)	90 min	ADI
ADI 4B	75		en caja			
ADI 5S	13	920 °C	60 min	250° C (baño de sales)	120 min	ADI
ADI 5B	75		en caja			

Tabla 3. Tratamientos térmicos.

3.2. ANÁLISIS METALOGRAFICO

Para caracterizar la estructura del material se determinaron el conteo nodular, el tamaño de nódulo y la nodularidad (ASTM A 247-67, reap. 1990⁴⁶) sobre muestras metalográficas extraídas de probetas en estado bruto de colada. El estudio se realizó sobre muestras pulidas hasta granulometría 0,05 μm , usando un banco metalográfico Leco 300 con software de análisis de imágenes L2001 y tomando diez muestras representativas de cada tamaño de bloque.

El tamaño de estructura de solidificación fue determinado usando la técnica de metalografía color desarrollada por Rivera et al.^{3,5}, que revela cualitativamente los patrones de microsegregación y permite la observación y cuantificación de las áreas cerradas comúnmente llamadas celdas. La técnica fue aplicada sobre probetas en estado bruto de colada correspondientes a cada tamaño de bloque "Y".

Se determinó también el tipo de matriz obtenida para cada combinación de tamaño de bloque "Y" y tratamiento térmico. Se utilizó el reactivo Nital 4% para revelar la microestructura.

3.3. PROPIEDADES MECÁNICAS

Los ensayos de tracción fueron realizados en una máquina de ensayos hidráulica MTS 810 de lazo cerrado, según la norma ASTM E 8M-90a⁴⁷. Se usó una velocidad de desplazamiento de cabezales de 0,05 mm/seg. La deformación se midió sobre la sección calibrada de las probetas utilizando un extensómetro MTS 632-31F de 25 mm de longitud de medida (gauge length). La temperatura de ensayo se varió y controló utilizando una cámara ambiental MTS 651, que utiliza un spray de nitrógeno líquido para el enfriamiento. El rango de temperatura barrido sólo alcanzó los -40°C como límite inferior debido a limitaciones de las mordazas hidráulicas (temperatura de congelamiento del aceite hidráulico = -48°C), llegando a $+20^{\circ}\text{C}$ como límite superior. Para cada combinación de matriz y temperatura se ensayaron tres probetas.

Además se hicieron ensayos de impacto Charpy a temperatura ambiente utilizando un péndulo Shimadzu de 300J de capacidad y probetas sin entalla (ASTM A 327M-91 y ASTM A 897M-90, ASTM E 23⁴⁸). Para cada matriz se ensayaron cuatro probetas. También se midió la dureza Rockwell, tomando un valor promedio sobre cinco indentaciones.

3.4. ENSAYOS FRACTOMECAÑICOS

El ensayo fractomecánico de determinación del parámetro J consistió en un prefisurado por fatiga para obtener en la probeta una fisura aguda, y luego la aplicación de una carga,

controlada por la apertura de la boca de fisura, durante la cual la fisura crece de manera estable. A partir de las curvas carga vs. apertura de la boca de fisura y carga vs. desplazamiento de la línea de carga, determinadas en el ensayo, se obtuvieron las curvas de la integral J vs. crecimiento estable de fisura Δa , que es característica del material. Los ensayos fueron realizados según norma ASTM E 1737-97⁴⁹ en la máquina MTS 810, utilizando la cámara ambiental para controlar la temperatura de ensayo. Se usaron probetas con geometría de flexión en tres puntos, de dimensiones: ancho 31 mm, espesor 11 mm, largo 135 mm y



Figura 20a: Vista del conjunto. Máquina de ensayos MTS 810 con cámara ambiental MTS 651 y tanque de nitrógeno líquido.



Figura 20 b: Detalle del dispositivo de flexión en el interior de la cámara ambiental. Nótese el extensómetro y la termocupla (vaina blanca) adosados a la probeta.

entalla mecánica de 12 mm de profundidad. A las probetas en estado bruto de colada debió practicárseles una entalla lateral (side groove), para evitar problemas de crecimiento desparejo del frente de fisura, dejando un espesor efectivo de 10 mm. La distancia entre apoyos (span) se fijó en 124 mm. Se usó la técnica de probeta única y medida de longitud de fisura por el método de compliancia mediante un extensómetro tipo clip MTS 632.02F de 5 mm de longitud de medida (gauge length) adosado al extremo de la entalla. Esta técnica permite establecer la longitud de fisura por medio de descargas/recargas parciales durante el ensayo. Los ensayos fueron programados con el módulo de software MTS 790.50 Fracture Toughness Test Application. En las Figs. 20a y b se muestran fotografías de conjunto del dispositivo de ensayo.

Los parámetros nominales elegidos para la prefisuración por fatiga fueron: a) 16 mm de longitud final de fisura, b) control por ΔK aplicado, con un valor final de $20 \text{ MPa.m}^{1/2}$, c) frecuencia de ensayo 25 Hz. A partir de estos valores y de las propiedades estáticas queda establecido el cumplimiento de los requisitos de las normas ASTM E 1737-97 y ASTM E 399-90⁵⁰, para la prefisuración.

Para el ensayo en sí, se eligió una velocidad inicial de carga de 500 N/seg. respetando los tiempos de ensayo de la norma ASTM E 1737-97, y también la velocidad de carga de la norma ASTM E 399-90, en caso de rotura frágil. Esta velocidad de carga inicial se mantenía hasta alcanzar una carga que fuera 200% del valor último de carga de la prefisuración, a partir de aquí el ensayo era controlado por el desplazamiento de apertura de fisura (COD-crack opening displacement). La velocidad de ensayo en términos del COD fue fijada en 0,03 mm/seg, con etapas de carga y descarga cada 0,025 mm de incremento en el COD, para medir la longitud de fisura por método compliancia. En cada paso de determinación de longitud de fisura, la descarga se efectuó hasta un 20% de la carga nominal ó 3000 N, según cual fuera menor. En la Fig. 21 se muestra la típica respuesta Carga vs. Desplazamiento de la línea de carga, correspondiente al comportamiento elastoplástico. La Fig. 22 muestra el gráfico J vs. Δa , determinado a partir de la figura precedente. Los cálculos siguieron los lineamientos de la norma ASTM E 1737-97, las fórmulas se detallan en el Anexo. En los casos donde la respuesta es lineal elástica, es decir que no presenta propagación estable de fisura, se obtienen gráficos como el de la Fig. 23.

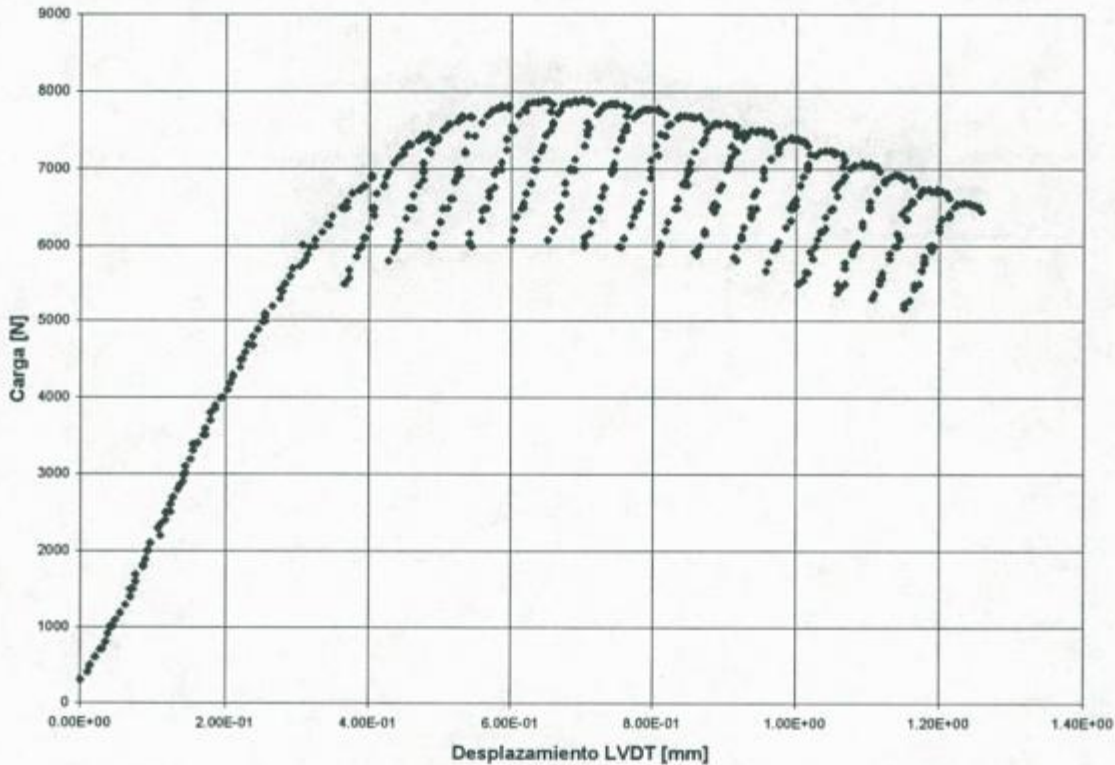


Figura 21: Curva carga vs. desplazamiento de la línea de carga de un ensayo de determinación de la integral J sobre una probeta ACS a 20°C de temperatura.

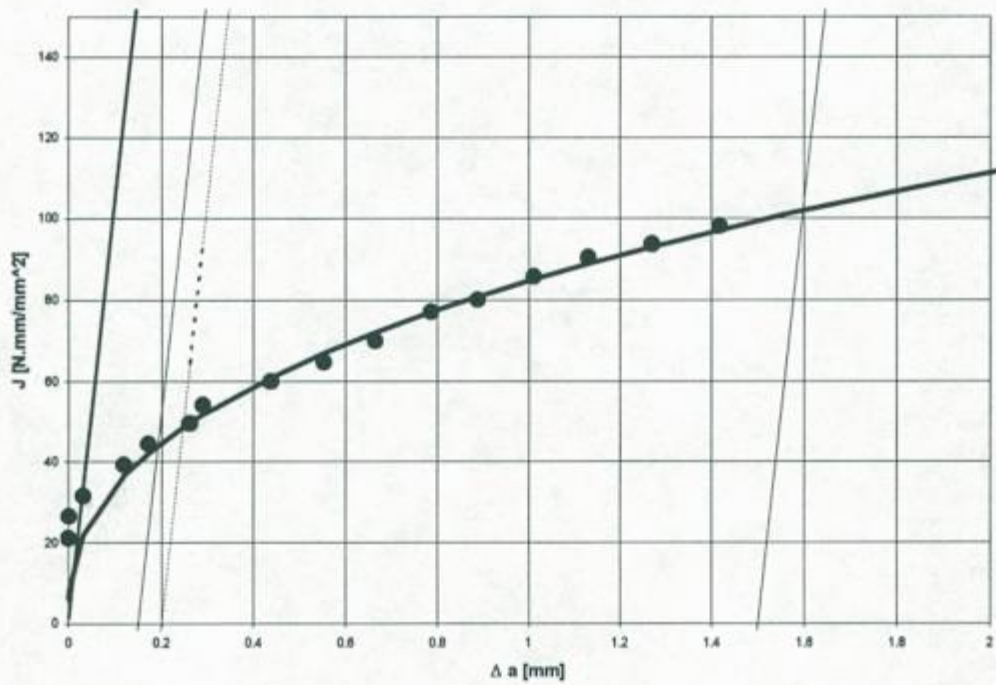


Figura 22: Gráfico integral J vs. extensión de fisura Δa de una probeta ACS a 20°C de temperatura determinado a partir de la Fig. 21.

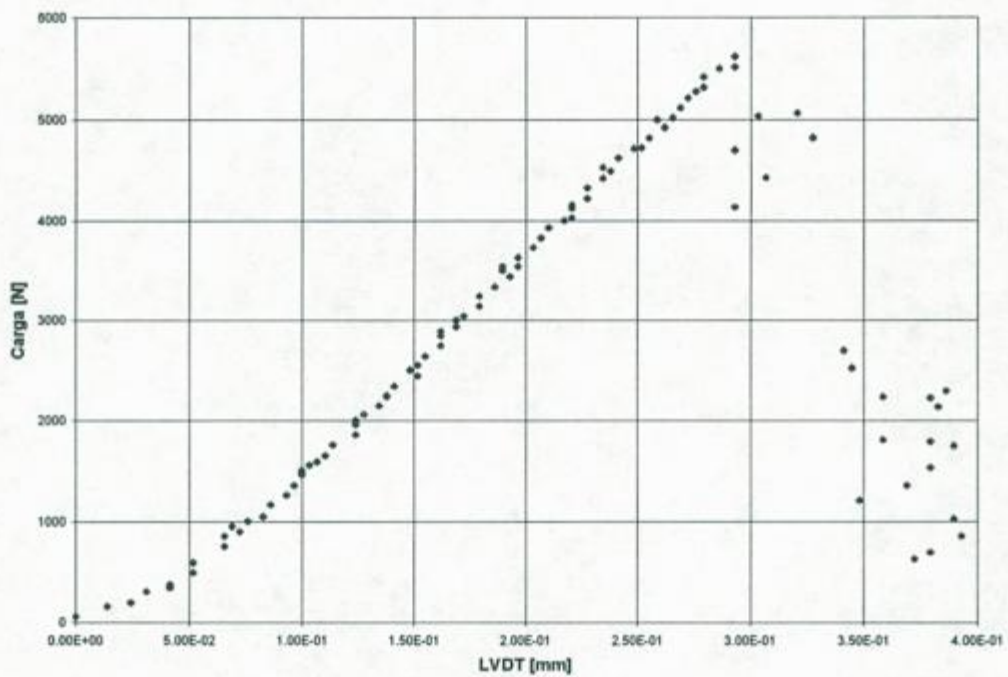


Figura 23: Curva carga vs. desplazamiento de la línea de carga de un ensayo de determinación de la integral J sobre una probeta ACS a -60°C de temperatura.

Los ensayos se realizaron a distintas temperaturas para establecer la variación de la respuesta fractomecánica. La temperatura de cada ensayo se controló por medio de una termocupla de tipo K adherida a la probeta, con su extremo a una distancia aproximada de 5 mm del extremo de la fisura. Una vez alcanzada la temperatura prefijada se la mantuvo durante un lapso de 15 minutos previo al ensayo. Las temperaturas de los ensayos fueron variadas de a 20°C entre -60°C y +20°C, ensayando al menos tres especímenes para cada temperatura.

Con posterioridad a cada ensayo se usó el método de teñido térmico (heat tinting) para determinar la longitud final de fisura en las probetas que presentaban un crecimiento estable de fisura.

A partir de los valores J_{IC} ó K_{IC} , eventualmente J_Q ó K_Q según los criterios de validez que fijan las normas^{49,50}, obtendremos gráficos K vs. temperatura de ensayo para cada combinación de matriz y tamaño de estructura de solidificación.

3.5. ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO

Se realizaron análisis de las superficies de fractura por medio de un microscopio electrónico de barrido (SEM) marca Philips. Se estudiaron las muestras que presentaban comportamiento frágil y algunas de las que presentaban crecimiento estable de fisura. A estas últimas no se les realizó el teñido térmico para evitar la degradación de la superficie de fractura por la oxidación que provoca este método.

4. Resultados

4.1 CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL

En la Tabla 4 se detallan las características obtenidas luego del estudio metalográfico descrito en el párrafo 3.2.

En las Figs. 24 y 25 se muestra la estructura de solidificación revelada por el ataque color en las muestras en estado bruto de colada correspondientes a los bloques de 13 mm y 75 mm, respectivamente. El resultado del conteo de las celdas, dado en número de celdas por mm^2 , se halla en la Tabla 4.

En cuanto al tipo de matriz obtenida para cada combinación de tamaño de bloque “Y” y tratamiento térmico, las muestras en estado bruto de colada presentaron una matriz ferrítica con un 5% de perlita. Las muestras austemperizadas mostraron una estructura ausferrítica, cada vez más fina a medida que desciende la temperatura de austemperizado, Figs. 26 a 35.

Código	Tamaño de bloque	Conteo nodular [n/mm^2]	Tamaño nódulo ASTM A247	Nodularidad [%]	Conteo de Celdas [n/mm^2]
ACS	13 mm	221	6	>80	17,7
ACB	75 mm	137	4	>80	5,2

Tabla 4: Características estructurales.

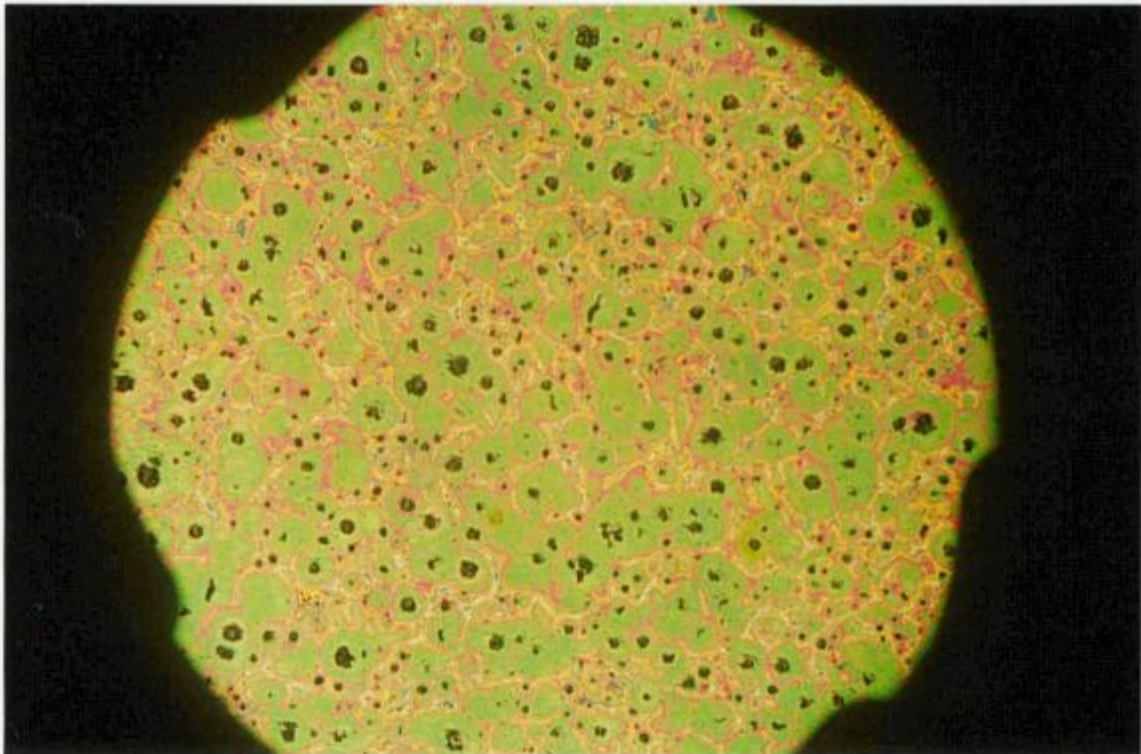


Figura 24: Estructura de solidificación de la muestra ACS (bloque 13 mm) 56x.

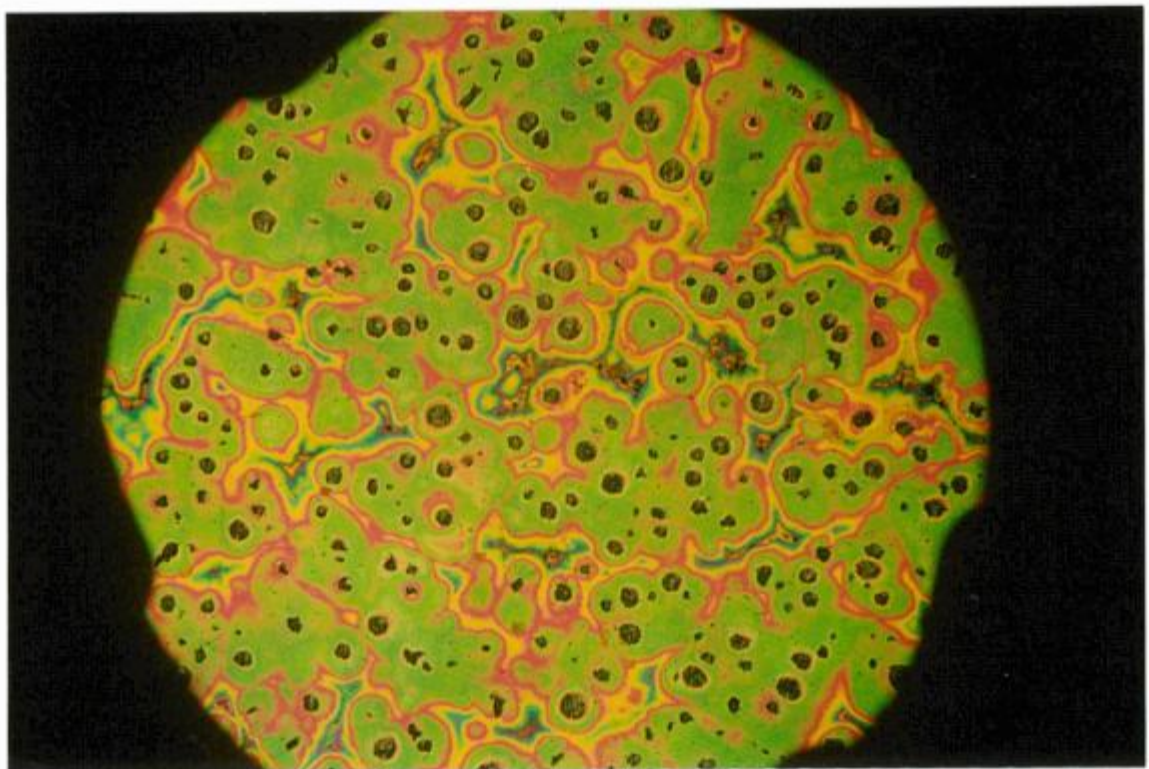


Figura 25: Estructura de solidificación de la muestra ACB (bloque 75 mm) 56x.

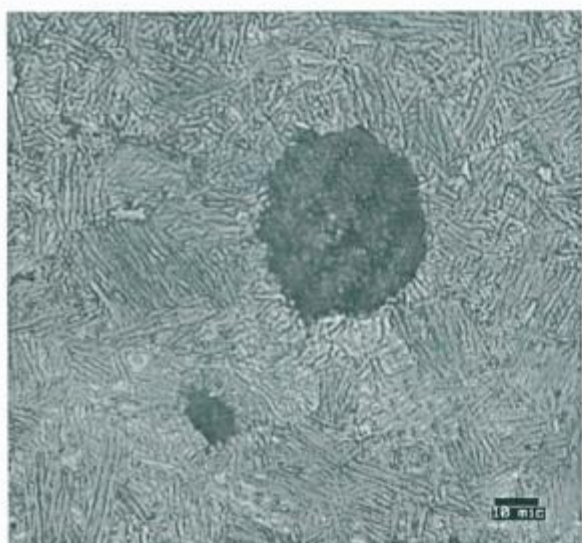


Figura 26: Microestructura ADI 1S (nital 4%, 500x).

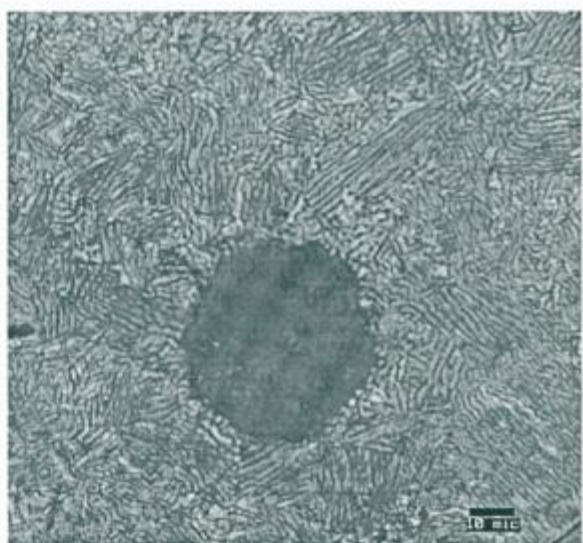


Figura 27: Microestructura ADI 1B (nital 4%, 500x).

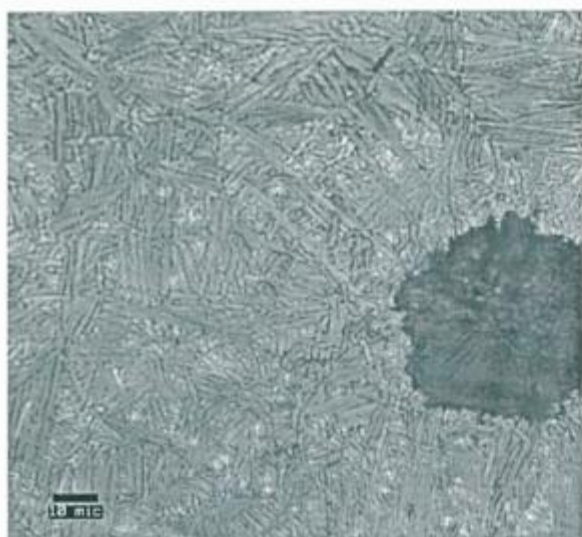


Figura 28: Microestructura ADI 2S (nital 4%, 500x).

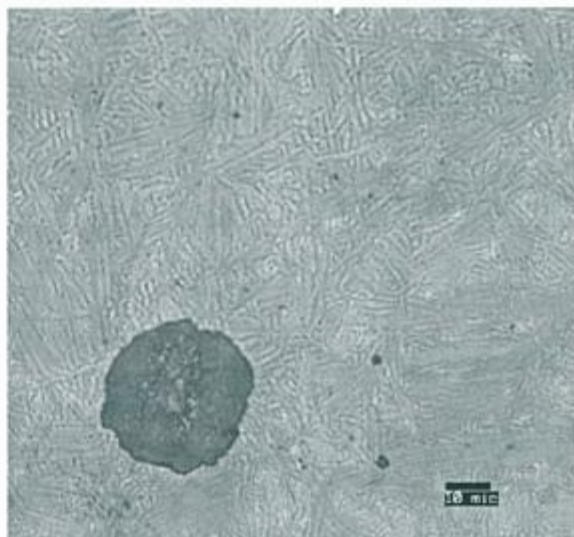


Figura 29: Microestructura ADI 2B (nital 4%, 500x).

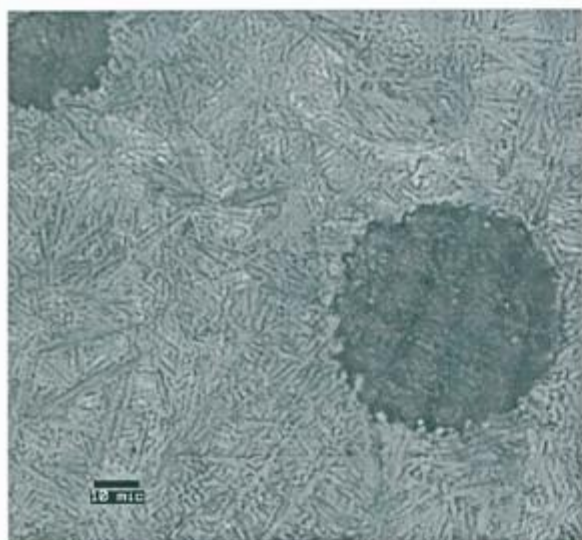


Figura 30: Microestructura ADI 3S (nital 4%, 500x).

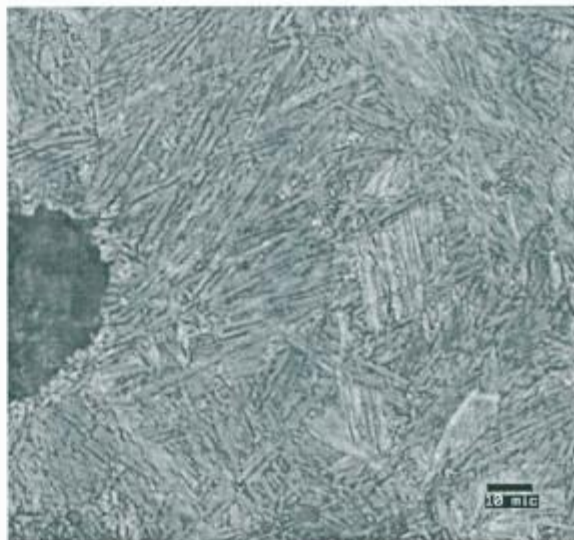


Figura 31: Microestructura ADI 3B (nital 4%, 500x).

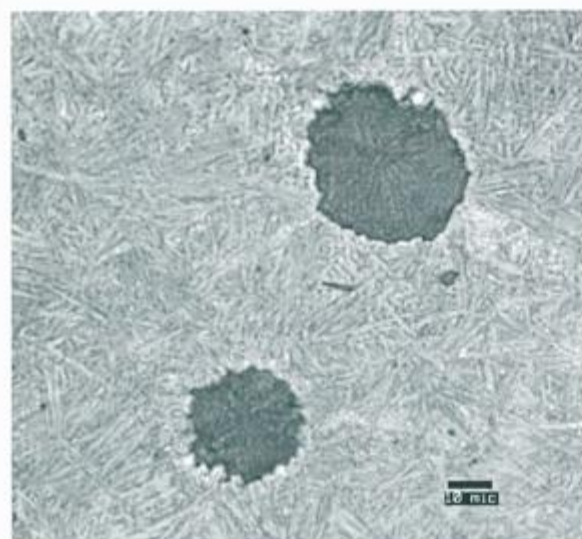


Figura 32: Microestructura ADI 4S (nital 4%, 500x).

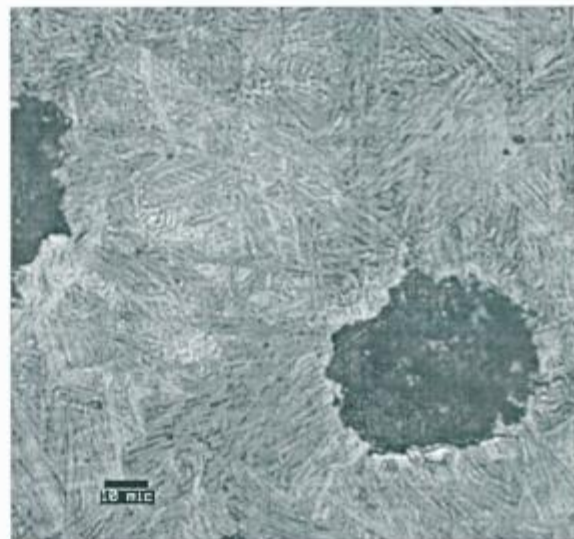


Figura 33: Microestructura ADI 4B (nital 4%, 500x).

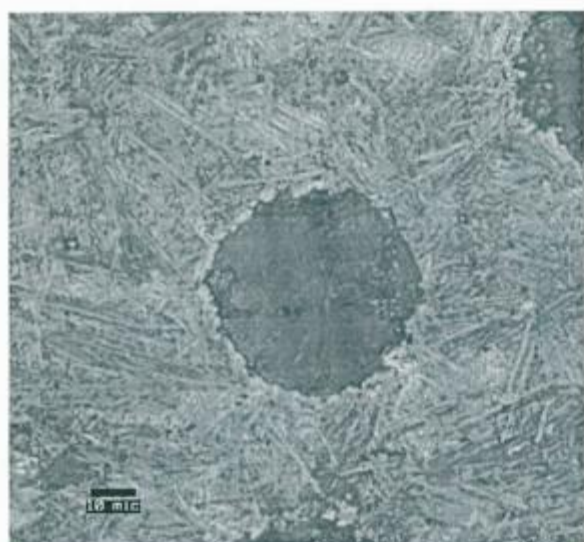


Figura 34: Microestructura ADI 5S (nital 4%, 500x).

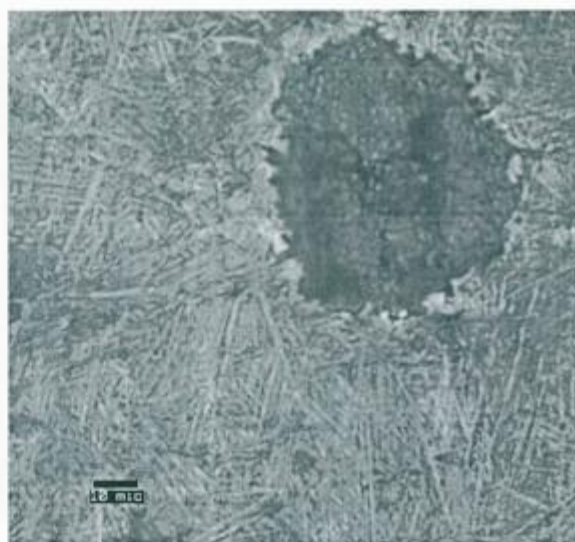


Figura 35: Microestructura ADI 5B (nital 4%, 500x).

Los resultados de los ensayos de tracción para las distintas temperaturas se muestran en la Tabla 5, cada resultado es un valor promedio de tres probetas correspondientes a una misma matriz y tamaño de bloque.

Además figuran en la Tabla 5 los promedios sobre cuatro probetas de los ensayos de impacto Charpy a temperatura ambiente y la dureza Rockwell.

En base a los valores detallados en la Tabla 5 para temperatura ambiente, se pueden clasificar las distintas muestras de ADI según la norma ASTM A 897M (Tabla 1). Las muestras ADI 1S, ADI 2S, ADI 3S y ADI 4S califican respectivamente como Grados 850/550/10, 1050/700/7, 1200/850/4 y 1400/1100/1. Sin embargo, los valores de deformación del ADI 1S y del ADI 2S son levemente menores a los que marca la norma.

Respecto de las muestras ADI 1B, ADI 2B, ADI 3B y ADI 4B califican respectivamente como Grados 850/550/10, 1050/700/7, 1200/850/4 y 1400/1100/1 según los valores de tensión de fluencia, de rotura y dureza, pero no lo hacen según la deformación y la energía de impacto a excepción del ADI 4B.

Tanto el ADI 5S como el ADI 5B no alcanzan a calificar como Grado 1600/1300. De este modo, las muestras son representativas de cuatro de los cinco grados de ADI obtenibles según la norma ASTM A 897M.

Código	Energía de impacto* [J]	Temperatura [°C]	Tensión de Fluencia 0.2% [MPa]	Resistencia a la Tracción [MPa]	Alargamiento [%]	Dureza Rockwell*
ACS	130	20	393	500	19	H _{RB} 84
		0	428	557	19.2	
		-20	426	569	21	
		-40	445	599	18.6	
ACB	25	20	368	437	12.5	H _{RB} 86
		0	392	505	14.4	
		-20	400	510	14.6	
		-40	416	521	13	
ADI 1S	126	20	732	966	7.7	H _{RC} 33
		0	829	1095	7.4	
		-20	802	1060	7	
		-40	775	1062	7.5	
ADI 1B	64	20	865	1073	6	H _{RC} 36
		0	821	1059	5.5	
		-20	794	990	4.9	
		-40	800	1021	4.8	
ADI 2S	90	20	1129	1334	7.5	H _{RC} 37
		0	1079	1356	8.1	
		-20	1068	1296	7	
		-40	1064	1411	9.8	
ADI 2B	68	20	1068	1248	3.6	H _{RC} 35
		0	1091	1174	3.7	
		-20	1037	1197	2.7	
		-40	1026	1177	2.5	
ADI 3S	76	20	1274	1536	5.1	H _{RC} 41
		0	1248	1472	4.1	
		-20	1228	1499	4.6	
		-40	1372	1524	5.4	
ADI 3B	54	20	1189	1355	2.3	H _{RC} 41
		0	1165	1336	1.7	
		-20	1205	1395	1.9	
		-40	1220	1466	2	
ADI 4S	69	20	1289	1607	4.7	H _{RC} 44
		0	1289	1564	3.5	
		-20	1284	1634	5.0	
		-40	1301	1625	4.4	
ADI 4B	36	20	1241	1386	1.8	H _{RC} 43
		0	1248	1425	1.7	
		-20	1222	1431	2	
		-40	1216	1424	2.1	
ADI 5S	49	20	1233	1567	3.1	H _{RC} 48
		0	1259	1375	1.6	
		-20	1226	1482	1.9	
		-40	1281	1701	2.9	
ADI 5B	25	20	1258	1334	1.3	H _{RC} 48
		0	1196	1262	1.2	
		-20	1195	1311	1.3	
		-40	1189	1298	1	

Tabla 5: Resultados de ensayos de tracción, Charpy y dureza, valores promedio. *Mediciones a temperatura ambiente.

4.2. PROPIEDADES MECÁNICAS EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA

En las Figs. 36 a 42 se grafican los resultados obtenidos en las propiedades de tracción en función de la temperatura de ensayo. Estas propiedades son necesarias para la determinación del parámetro J, pero a su vez presentan interés en sí mismas.

En las Figs. 36 y 37 se muestra la dependencia de la tensión de fluencia con la temperatura, para los tamaños de estructura de solidificación menor (bloque de 13 mm) y mayor (bloque de 75 mm), respectivamente. Se observa allí una respuesta aproximadamente plana para todas las matrices en el rango de temperaturas analizado. A medida que aumenta el grado de clasificación del ADI, desde ADI 1 hasta ADI 4, los valores correspondientes de tensión de fluencia aumentan y a la vez se van aproximando entre sí. El ADI 5 no cumple con lo esperado y se coloca a nivel del ADI 4 e incluso del ADI 3. En la Fig. 38 se comparan las respuestas de las distintas matrices entre ambos tamaños de estructura de solidificación, salvo las de ADI 5 por los motivos expuestos. Las probetas en estado bruto de colada presentan un incremento suave de la tensión de fluencia con la disminución de temperatura, siendo los valores de las muestras ACS levemente mejores que las de ACB. Las muestras ADI 1S presentan un máximo de la tensión de fluencia alrededor de 0°C. En cambio, las muestras ADI 1B sólo presentan una disminución de la tensión de fluencia con el descenso de temperatura. Las muestras ADI 2S y ADI 2B presentan valores cercanos entre sí, a diferencia de las muestras ADI 3S y ADI 4S que tienen valores superiores a las ADI 3B y ADI 4B en todo el rango de temperatura. Todas ellas presentan una respuesta plana.

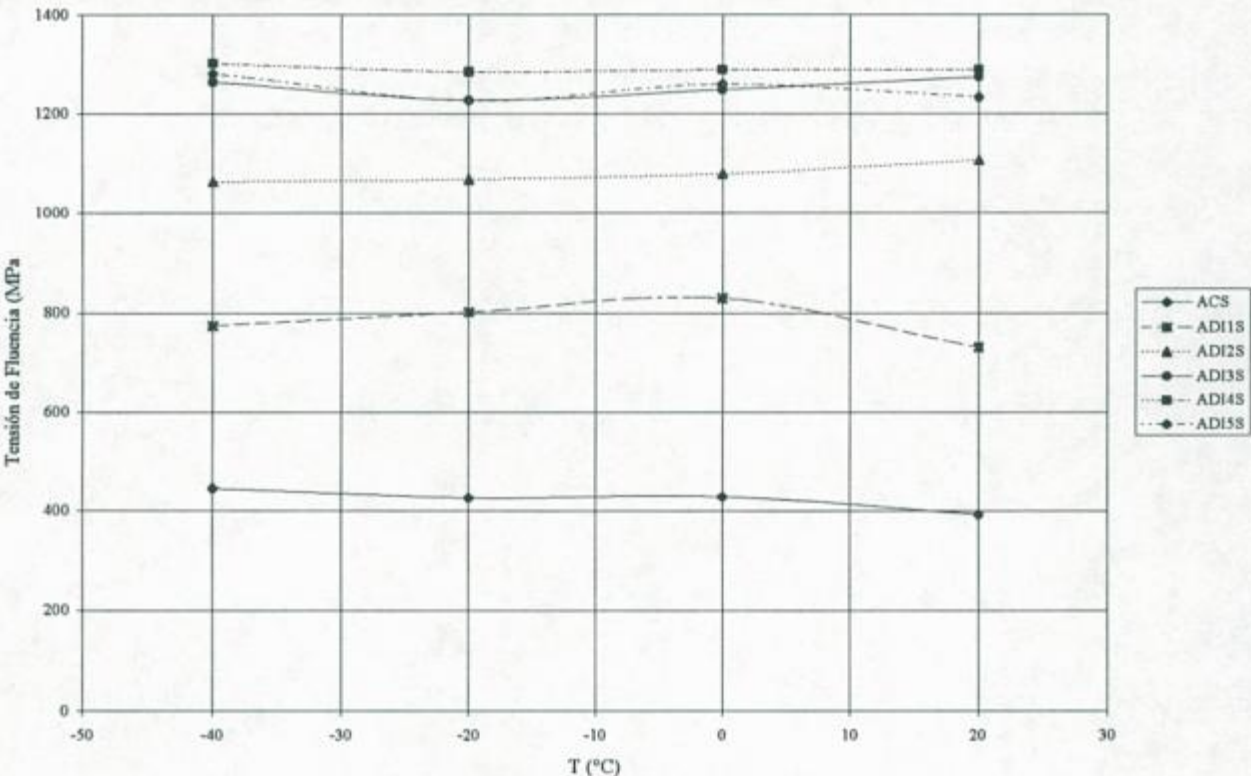


Figura 36: Tensión de fluencia en función de la temperatura (bloque de 13 mm).

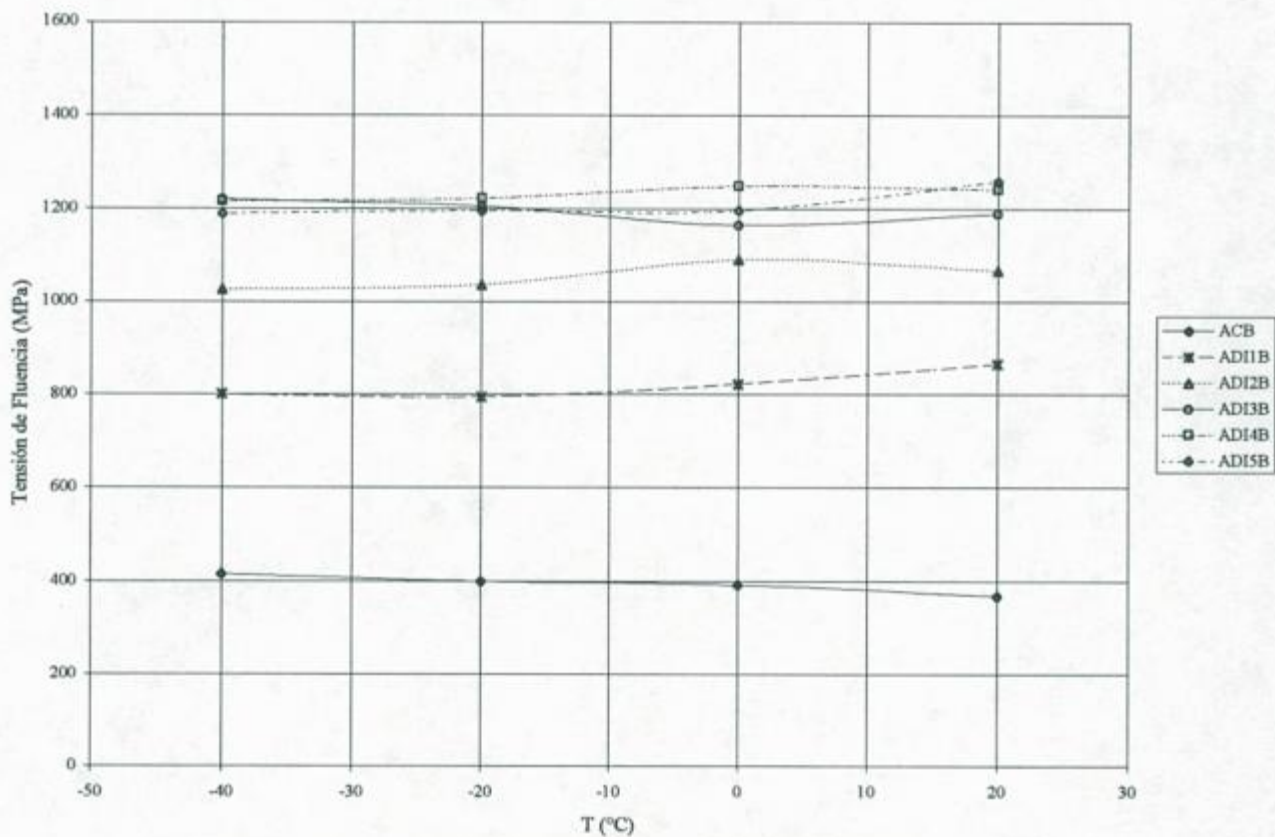


Figura 37: Tensión de fluencia en función de la temperatura (bloque de 75 mm).

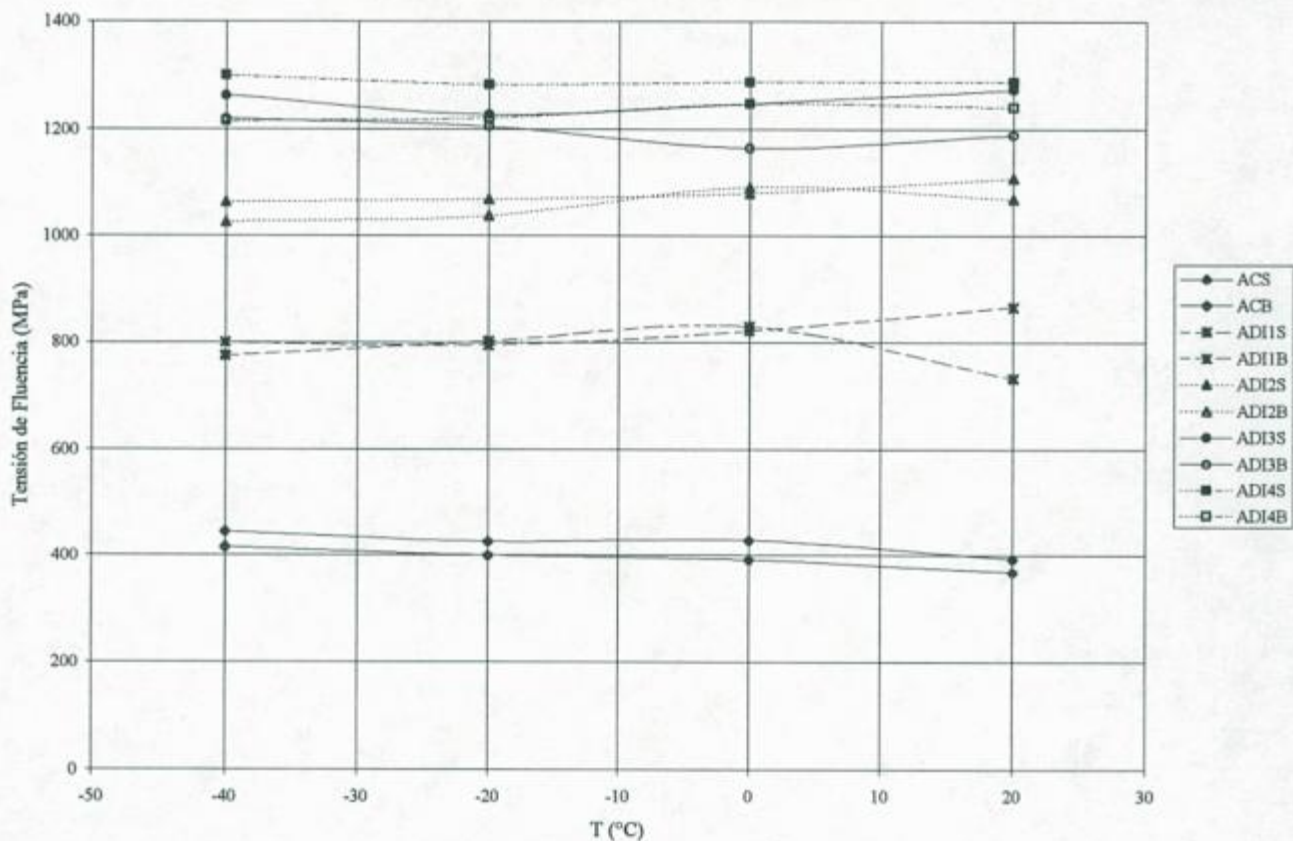


Figura 38: Tensión de fluencia en función de la temperatura. Gráfico comparativo.

En las Figs. 39 y 40 se muestra la dependencia de la tensión de rotura con la temperatura, para los tamaños de estructura de solidificación menor (bloque de 13 mm) y mayor (bloque de 75 mm), respectivamente. La respuesta es aproximadamente plana para todas las matrices, salvo el ADI 5S, en el rango de temperaturas analizado. Nuevamente, a medida que aumenta el grado de clasificación del ADI, los valores correspondientes de tensión de rotura aumentan y a la vez se aproximan entre sí, con la excepción del ADI 5 que no cumple con lo esperado. En la Fig. 41 se comparan las respuestas de las distintas matrices entre ambos tamaños de estructura de solidificación, salvo las de ADI 5. Las probetas en estado bruto de colada ACS y ACB, y las de ADI 1S y ADI 1B muestran para la tensión de rotura un comportamiento similar al descrito en el párrafo precedente para la tensión de fluencia. En cambio, las muestras ADI 2S, ADI 3S y ADI 4S tienen valores claramente mayores a las ADI 2B, ADI 3B y ADI 4B, respectivamente, en todo el rango de temperatura, presentando todas una respuesta prácticamente plana.

La Fig. 42 presenta los valores de deformación a la rotura en función de la temperatura obtenidos para todas las matrices analizadas y ambos tamaños de estructura de solidificación. Los valores presentan oscilaciones pero en la mayoría de los casos se mantienen casi constantes con la temperatura. Es notable la disminución de los valores correspondientes a cada matriz al pasar del menor tamaño de estructura de solidificación al mayor.

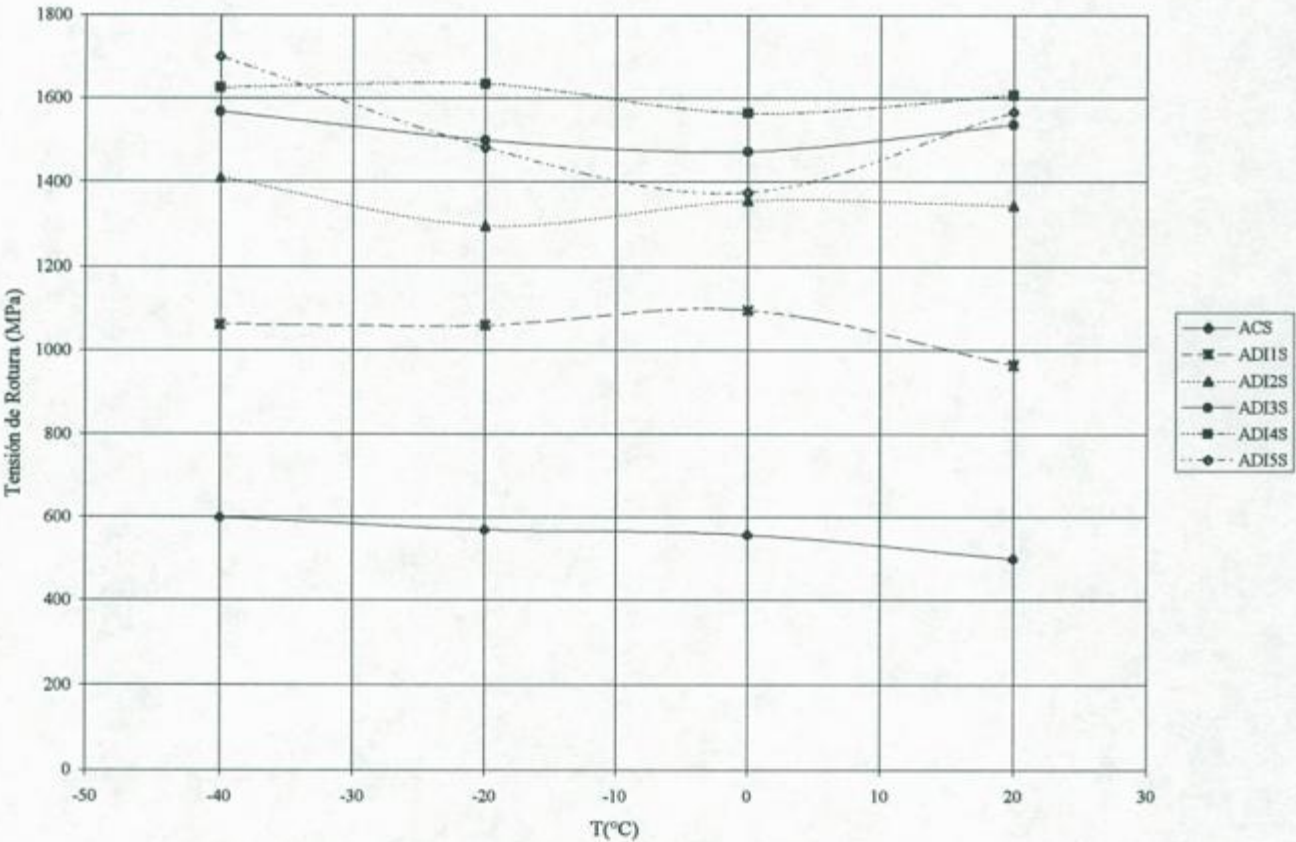


Figura 39: Tensión de rotura en función de la temperatura (bloque de 13 mm).

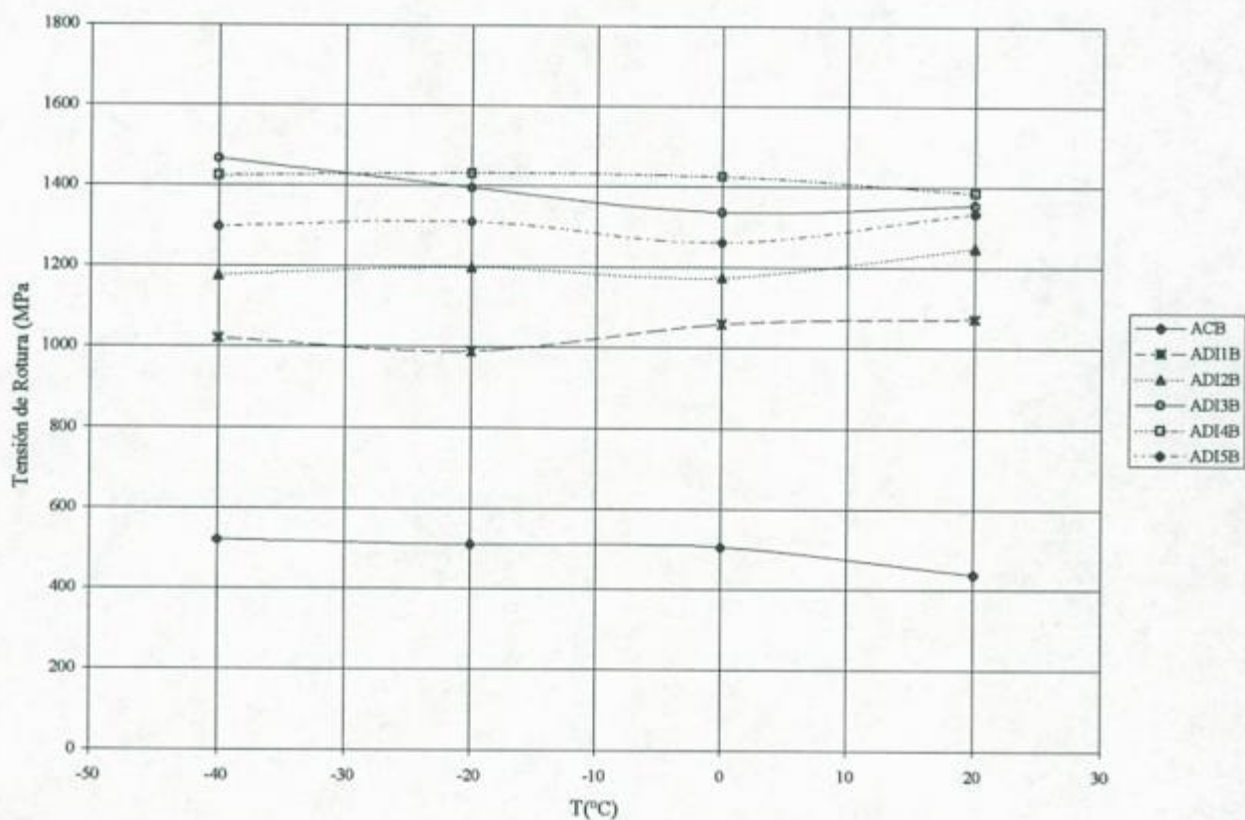


Figura 40: Tensión de rotura en función de la temperatura (bloque de 75 mm).

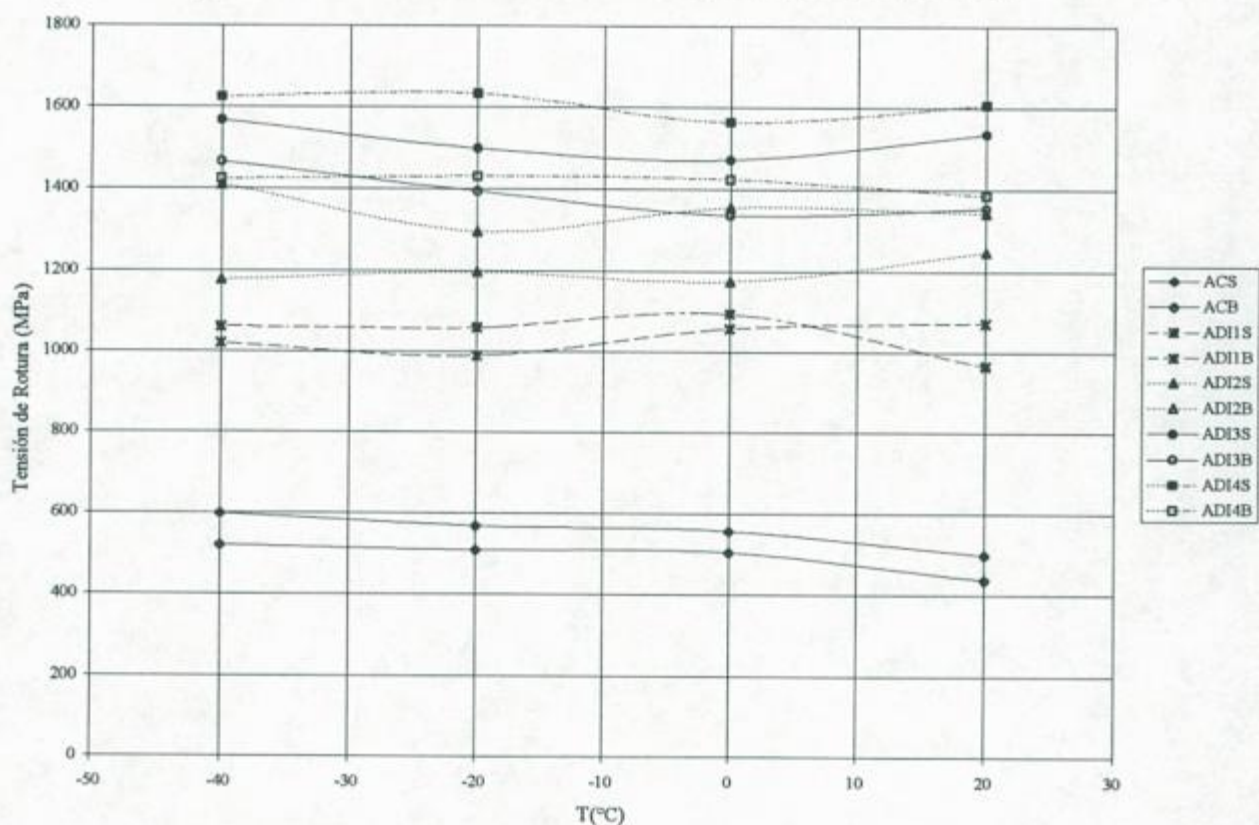


Figura 41: Tensión de rotura en función de la temperatura. Gráfico comparativo.

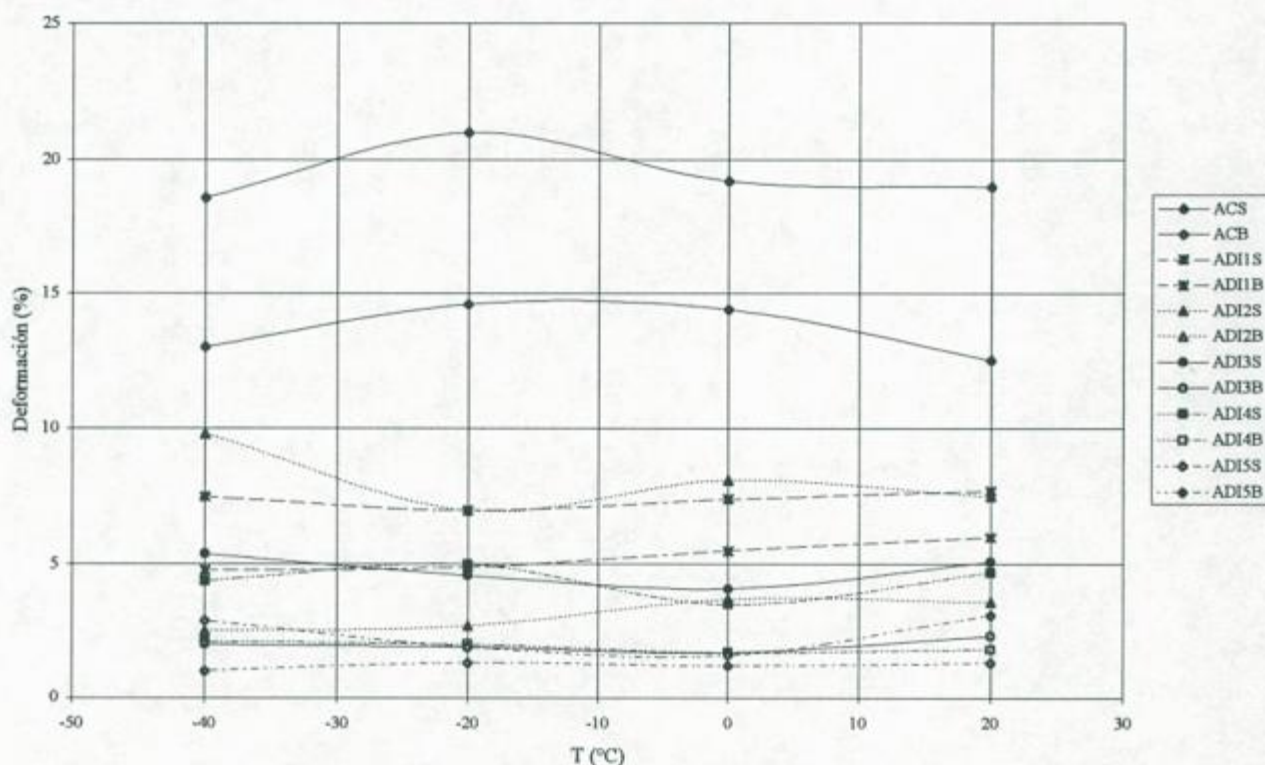


Figura 42: Deformación en función de la temperatura. Gráfico comparativo.

4.3. FRACTOTENACIDAD EN FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA

En la Tabla 6 y en las Figs. 43 a 47 se muestran los resultados obtenidos en los ensayos de fractoténacidad versus la temperatura de ensayo.

La Tabla 6 reporta los valores individuales y los valores promedios sobre tres ensayos. En los mismos se recurre a la conversión por norma del valor de J_{IC} en K_{JC} :

$$K_{JC} = \sqrt{\frac{J_{IC} E}{(1 - \nu^2)}} \quad (4)$$

Código	Temperatura [°C]	K [MPa.m ^{1/2}] Valores individuales	K [MPa.m ^{1/2}] Valores promedio
ACS	20	84* / 86* / 87*	86
	0	79* / 83* / 77*	80
	-20	69* / 75* / 79**	74
	-40	55 ^a / 78** / 38 ^a	57
	-60	36 ^a / 35 ^a / 37 ^a	36
ACB	20	93* / 96* / 95*	95
	0	58** / 54 ^a / 61**	58
	-20	55 ^a / 49 ^a / 45 ^a	50
	-40	48 ^a / 41 ^a / 37 ^a	42
	-60	35 ^a / 42 ^a / 38 ^a	38
ADI1S	20	79* / 83* / 84*	82
	0	79* / 87* / 73**	80
	-20	65** / 69* / 63*	66
	-40	60** / 56** / 69*	62
	-60	59** / 59** / 58**	59
ADI1B	20	81* / 77* / 82*	80
	0	64* / 70* / 71*	68
	-20	60* / 55** / 62*	59
	-40	57* / 54** / 51**	54
	-60	55** / 60** / 54**	56
ADI2S	20	81* / 90* / 85*	85
	0	72* / 77* / 86*	78
	-20	85* / 81* / 78*	81
	-40	82* / 64** / 60**	69
	-60	56** / 55** / 57**	56
ADI2B	20	90* / 89* / 88*	89
	0	83* / 93* / 87*	88
	-20	87** / 82** / 81**	83
	-40	76** / 70* / 77**	74
	-60	57 ^{aa} / 59 ^{aa} / 61**	59
ADI3S	20	79* / 78* / 82*	80
	0	87* / 72** / 68**	76
	-20	65** / 78** / 76**	73
	-40	77* / 75** / 79**	77
	-60	72** / 61 ^{aa} / 66**	66
ADI3B	20	75* / 81* / 88*	81
	0	88* / 79 ^a / 84*	84
	-20	80* / 78** / 87*	82
	-40	77** / 75** / 73 ^{aa}	75
	-60	68** / 62** / 72 ^{aa}	67
ADI4S	20	76* / 80* / 77*	78
	0	75** / 76* / 69**	73
	-20	75** / 77** / 74**	75
	-40	77** / 72 ^{aa} / 77 ^{aa}	75
	-60	66 ^{aa} / 60 ^{aa} / 70 ^{aa}	65
ADI4B	20	79* / 73** / 84*	79
	0	51 ^{aa} / 81** / 78**	70
	-20	78** / 78** / 80**	79
	-40	67 ^{aa} / 89* / 77**	78
	-60	76** / 74** / 60 ^{aa}	70

Tabla 6. Resultados de los ensayos de fractoténacidad. * K_{IC}, ** K_{IQ}, ^a K_Q, ^{aa} K_{1C}.

Las Figs. 43 a 47 presentan los valores individuales de los ensayos. Allí se muestra el inicio de la zona de transición desde un comportamiento dúctil, caracterizado por el parámetro J_{IC} , hacia un comportamiento más frágil, caracterizado por el parámetro K_{IC} . Entonces, surge naturalmente un cuestionamiento acerca de la compatibilidad de valores K_Q ó K_{JQ} en la zona de transición del gráfico. Este problema no puede evitarse pues a esas temperaturas la plasticidad que posee el material es suficiente para impedir la determinación de K_{IC} , al menos para las dimensiones de probeta utilizadas. Asimismo, esta plasticidad es insuficiente para evitar la inestabilidad plástica con longitudes bajas de fisura propagada establemente, imposibilitando obtener la curva J-R completa para determinar J_{IC} válido por norma.

Adicionalmente en las Figs. 43 a 47 se han graficado curvas que responden a un ajuste por cuadrados mínimos de los datos utilizando la expresión (5). Esta expresión empírica se propone en el presente trabajo, siguiendo expresiones similares que se utilizan para dar cuenta de la transición en los ensayos de impacto Charpy⁵¹, con la salvedad que allí se emplean las energías de impacto y no la fractotenacidad.

$$K(T) = \frac{(K_{IC} - K_{JIC})}{1 + \exp\left(\frac{(T - T_T)}{A}\right)} + K_{JIC} \quad (5)$$

donde

K_{IC} = fractotenacidad determinada en la zona de fractura frágil.

K_{JIC} = fractotenacidad equivalente determinada por medio de la integral J en la zona de fractura dúctil.

T_T = temperatura de transición definida como la temperatura correspondiente a la fractotenacidad promedio entre K_{IC} y K_{JIC} .

A = un cuarto de la extensión, en temperaturas, de la zona de transición.

El ajuste tiene por objeto representar mediante una curva el comportamiento de los valores individuales. Este proporciona valores confiables de los cuatro parámetros de la ecuación (5) sólo si se dispone de medidas en las tres zonas: dúctil, frágil y de transición. Esto no se logra en todos los casos que analizamos debido al rango limitado de temperaturas estudiadas. Por ello, en algunos casos sólo será posible determinar con precisión K_{JIC} ó K_{IC} .

En la Fig. 43 se muestran los resultados de las muestras en estado bruto de colada. Las ACS (bloque de 13 mm), presentan un valor de K_{JIC} aproximadamente constante en torno a 80 MPa.m^{1/2} hasta -20°C y decae fuertemente en -40°C. A su vez en las ACB (bloque de 75 mm), se produce una caída pronunciada en todo el rango de temperaturas medido, pasando de

un comportamiento dúctil a uno frágil. El ajuste de los valores presenta para las muestras ACS un $K_{JIC} = 87 \text{ MPa.m}^{1/2}$ y para las ACB un $K_{JIC} = 40 \text{ MPa.m}^{1/2}$ con temperaturas de transición aproximadas de -54°C y 16°C , respectivamente.

En la Fig. 44 se observa que las muestras de ADI 1 también presentan un declive en la tenacidad a la fractura con el descenso de temperatura, sin embargo, es menos marcado que el de las muestras en estado bruto de colada. En todo el rango de temperaturas, los valores correspondientes a las muestras de ADI 1S son mayores que las obtenidas en el caso de las ADI 1B. Los resultados del ajuste se muestran en la Tabla 7.

Código	K_{JIC} [MPa.m ^{1/2}]	K_{JC} [MPa.m ^{1/2}]	T_T [°C]	A [°C]
ADI 1S	82	59	-13	7
ADI 1B	84,5	55	2	10

Tabla 7: Resultados del ajuste según la ecuación (5) para las muestras de ADI 1.

En la Fig. 45 se nota la caída suave de los valores de las muestras ADI 2S y ADI 2B. En promedio, las muestras ADI 2B superan en valor a las ADI 2S, invirtiendo el patrón observado en los casos anteriores, pero a la vez estamos teniendo una superposición, a cada temperatura, entre los valores mayores del ADI 2S y los menores del ADI 2B. El ajuste señala para el ADI 2S un $K_{JIC} = 86 \text{ MPa.m}^{1/2}$ y para el ADI 2B un $K_{JIC} = 89 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

En la Fig. 46 se aprecia una respuesta plana hasta -40°C tanto del ADI 3S como del ADI 3B, con una superposición de los valores de ambas muestras a cada temperatura. El ajuste indica para el ADI 3S $K_{JIC} = 77 \text{ MPa.m}^{1/2}$ y para el ADI 3B $K_{JIC} = 82 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

En la Fig. 47 se observa en las muestras de ADI 4S y ADI 4B un comportamiento similar al descripto para las matrices ADI 3. El ajuste indica para el ADI 4S un $K_{JIC} = 76 \text{ MPa.m}^{1/2}$ y para el ADI 4B un $K_{JIC} = 79,5 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

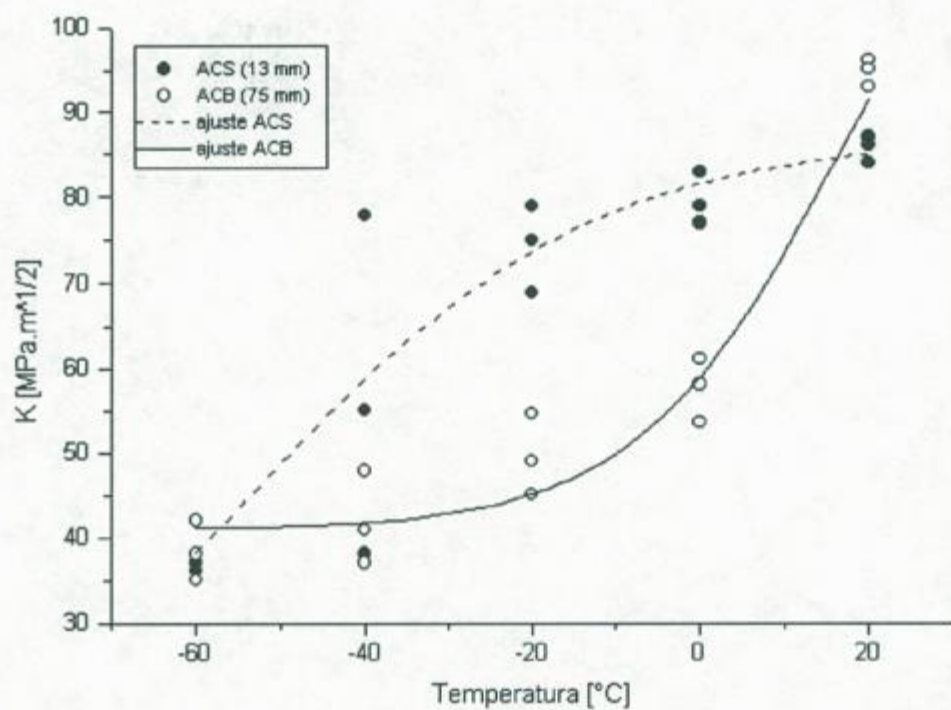


Figura 43: Fractoténacidad vs. temperatura de ensayo. Estado bruto de colada ACS y ACB.

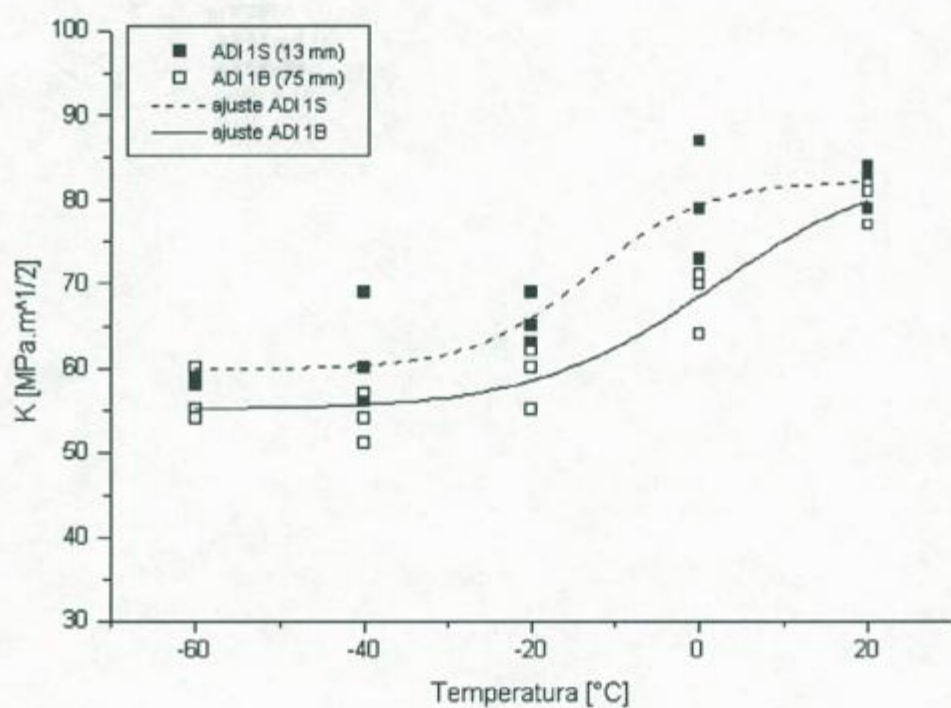


Figura 44: Fractoténacidad vs. temperatura de ensayo. ADI 1S y ADI 1B.

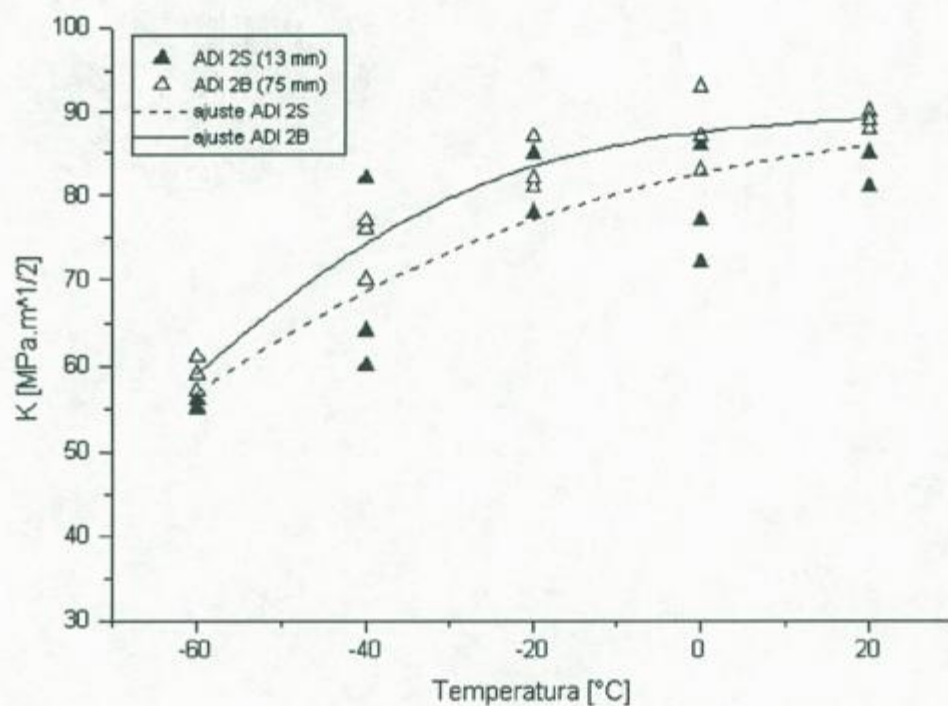


Figura 45: Fractotenacidad vs. temperatura de ensayo. ADI 2S y ADI 2B.

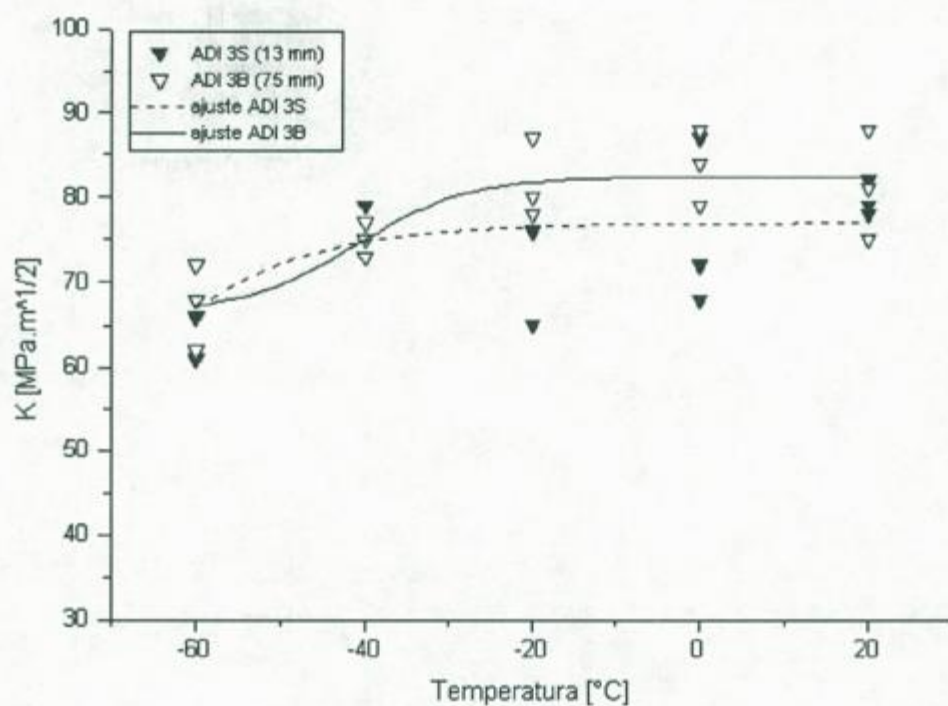


Figura 46: Fractotenacidad vs. temperatura de ensayo. ADI 3S y ADI 3B.

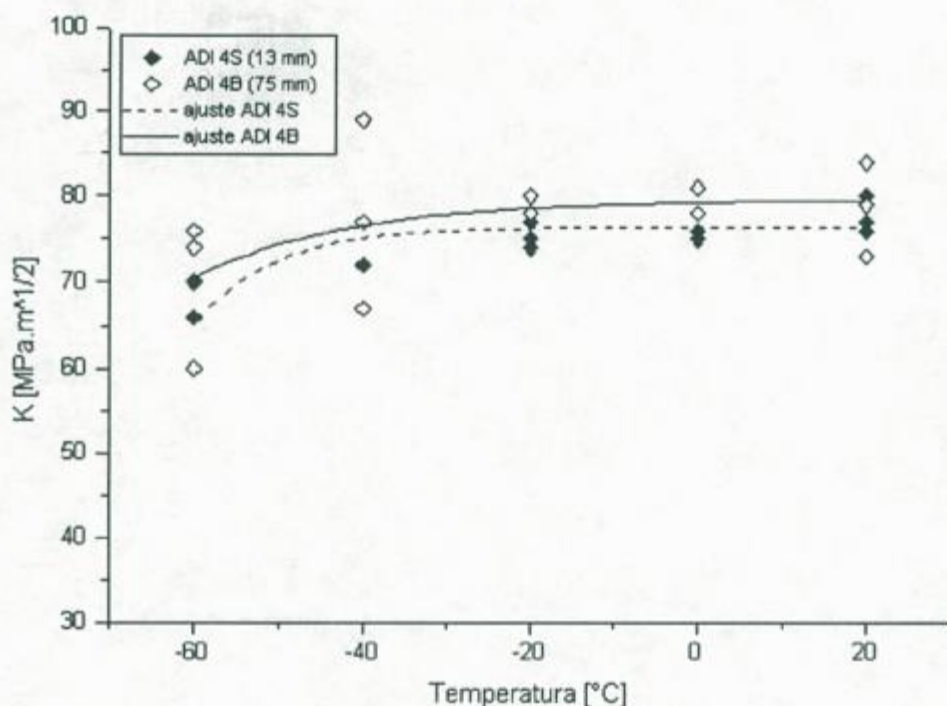


Figura 47: Fractoténacidad vs. temperatura de ensayo. ADI 4S y ADI 4B.

Finalmente, cabe aclarar que dado que el ADI 5 no cumplió con los requerimientos mínimos de tracción establecidos en la norma ASTM A 897M-90 y debido a limitaciones presupuestarias se decidió no realizar los ensayos fractomecánicos sobre dichas muestras.

4.4. SUPERFICIES DE FRACTURA

En las Figs. 48 a 50 se observan las superficies de fractura de las muestras ACS correspondientes a temperatura ambiente (20°C) y a bajas temperaturas. La superficie correspondiente a temperatura ambiente revela una fractura por coalescencia de microhuecos. Estos huecos nuclean alrededor de los nódulos en la interfase con la matriz y coalescen fisurando finalmente las zonas internodulares. La fractura va “buscando” los nódulos que concentran la tensión y provocan el redondeo local del frente de fisura, por lo que la superficie vista a ojo desnudo es oscura y opaca. A bajas temperaturas observamos una fractura por clivaje que corre por la matriz y contiene pocos nódulos. Vista a ojo desnudo presenta un aspecto cristalino y brillante, típico del comportamiento frágil. En el rango intermedio de temperaturas hay una distribución de zonas de clivaje y microhuecos sobre la superficie de fractura. Idéntico comportamiento se encuentra en las muestras ACB.

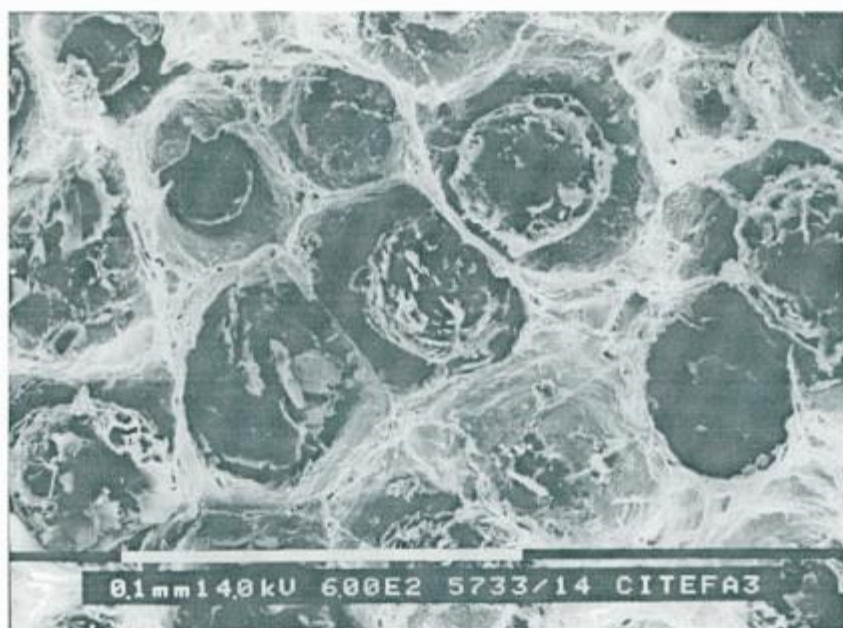


Figura 48: Superficie de fractura de una muestra ACS a +20°C. Se observa una fractura dúctil con nucleación y coalescencia de huecos en torno a los nódulos. Las zonas internodulares presentan gran deformación plástica.



Figura 49: Superficie de fractura de una muestra ACS a -60°C. Se observa una fractura frágil por clivaje, hay baja cantidad de nódulos atravesados y aparecen fisuras secundarias en la superficie.



Figura 50: Detalle de la figura anterior mostrando la ausencia de microhuecos en el contorno del nódulo.

En las Figs. 51 a 60 se observan las superficies de fractura correspondientes a las muestras ADI 1S, ADI 2S, ADI 2B, ADI 3S, ADI 4S y ADI 4B. El mecanismo de fractura es de tipo mixto, presenta una decohesión de los nódulos con la formación de una zona de microhuecos en la interfase con la matriz y cuasiclivaje de la matriz en las zonas internodulares. La extensión de la zona de microhuecos, que es grande a altas temperaturas, se reduce al disminuir la temperatura aumentando la extensión de la zona de cuasiclivaje (Figs. 57 a 60). Esta mezcla de modos sumada a la ausencia de modos totalmente puros, dentro del rango de temperaturas analizado, torna muy difícil un análisis de tipo cuantitativo, que relacione, por ejemplo, el porcentaje relativo de las áreas de microhuecos y de clivaje con la fractoténacidad.

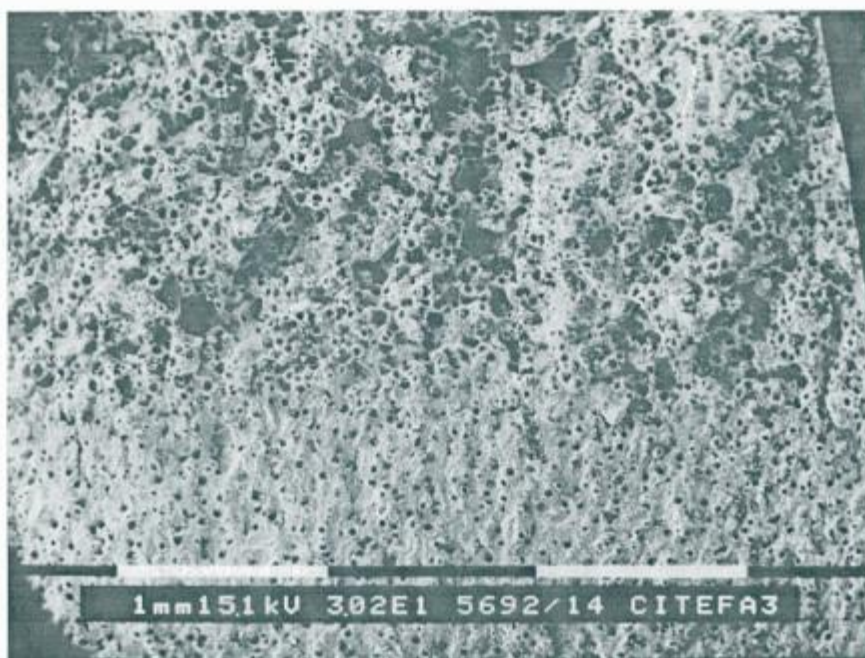


Figura 51: Superficie de fractura de una muestra ADI 1S a +20°C. Se observa el límite entre la zona de fatiga (abajo) y la zona de propagación estable (arriba) y el aumento de la densidad aparente de nódulos en ésta última.



Figura 52: Superficie de fractura de una muestra ADI 1S a +20°C. Se observan zonas de microhuecos alrededor de los nódulos y zonas de cuasiclivaje.

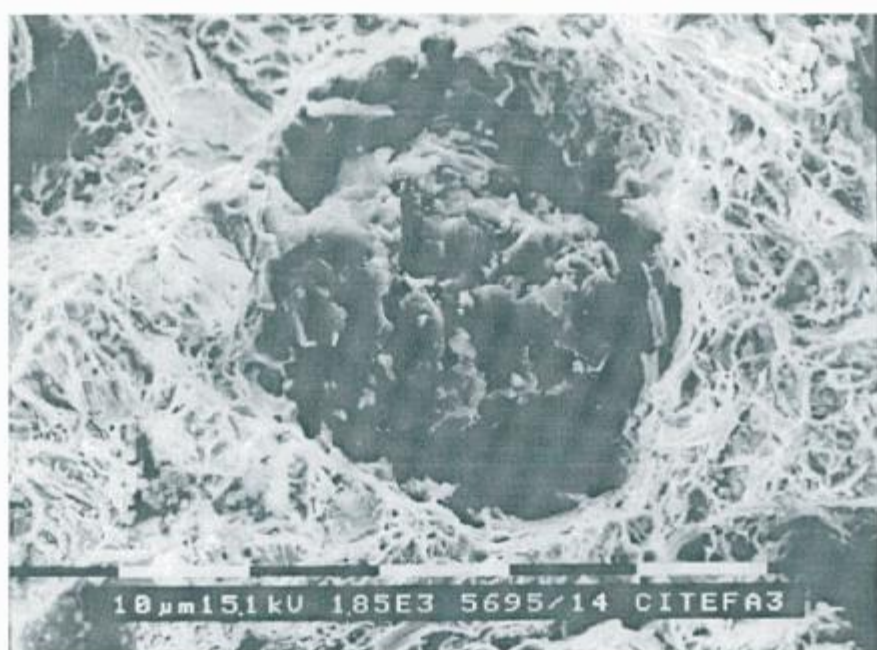


Figura 53: Detalle de la figura anterior mostrando la decohesión de los nódulos y la zona de microhuecos.

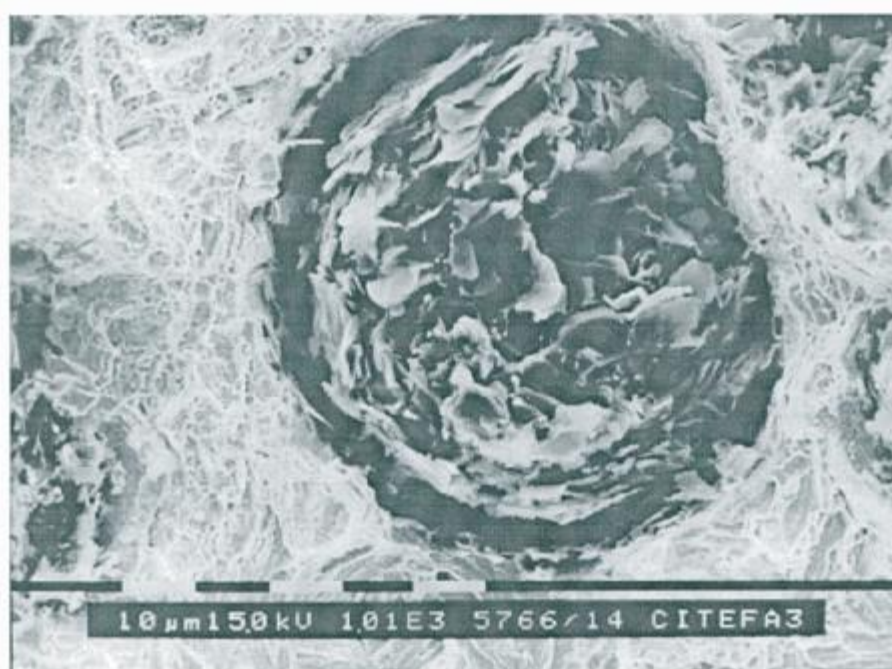


Figura 54: Superficie de fractura de una muestra ADI 2S a 0°C. Se observa la forma y estructura interna del nódulo de grafito, la decohesión del mismo y la zona de microhuecos que lo rodean.

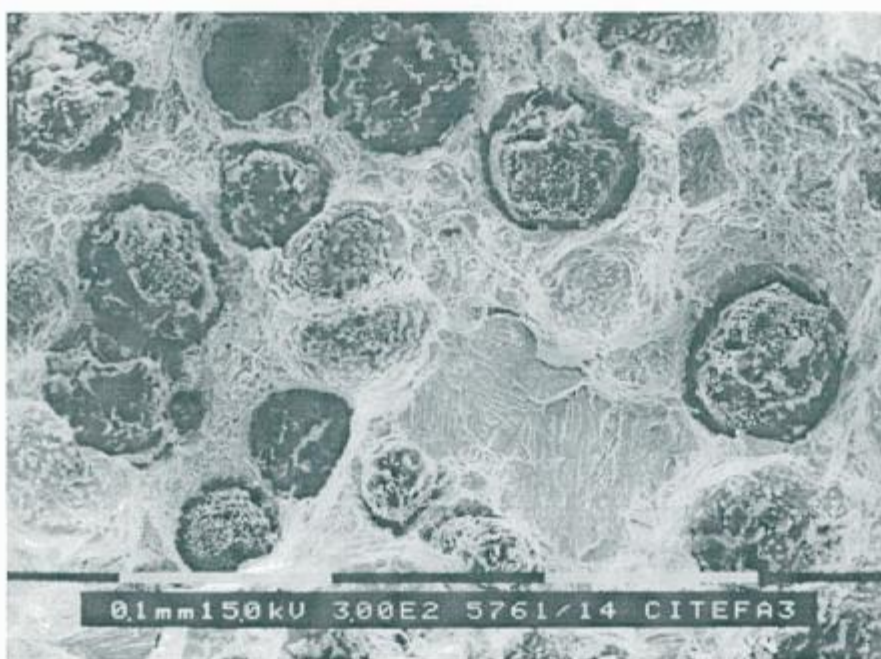


Figura 55: Superficie de fractura de una muestra ADI 2B a +20°C. La matriz presenta una pequeña zona de clivaje en una fractura predominantemente por microhuecos.

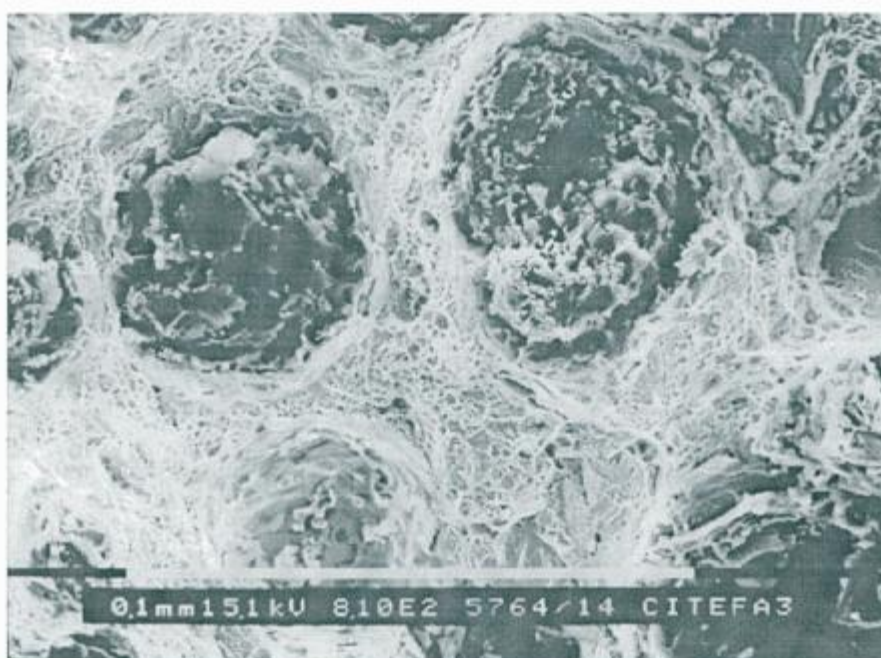


Figura 56: Superficie de fractura de una muestra ADI 3S a -20°C. Detalle de la coalescencia de microhuecos.

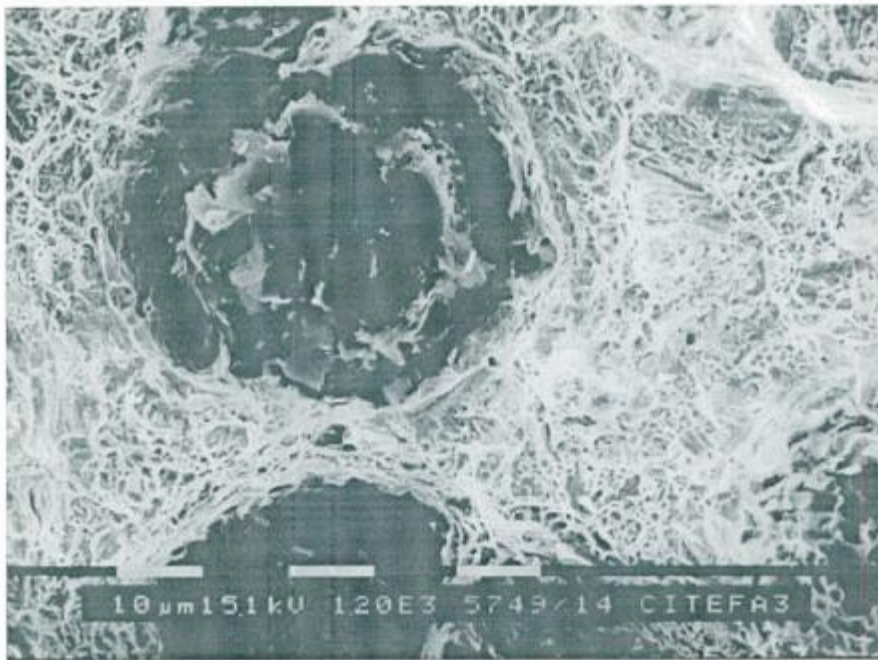


Figura 57: Superficie de fractura de una muestra ADI 4S a +20°C. Decohesión de los nódulos y microhuecos en la zona internodular.

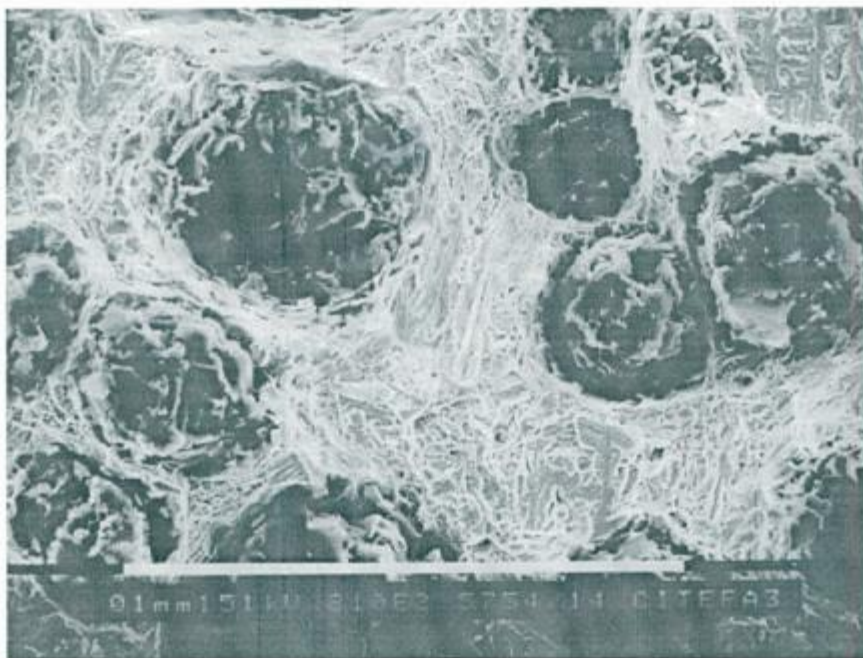


Figura 58: Superficie de fractura de una muestra ADI 4S a -60°C. Decohesión de los nódulos, microhuecos en las cercanías a la interfase matriz-nódulo y cuasiclivaje en las zonas internodulares.



Figura 59: Superficie de fractura de una muestra ADI 4B a +20°C. Decohesión de los nódulos y microhuecos en la zona internodular.

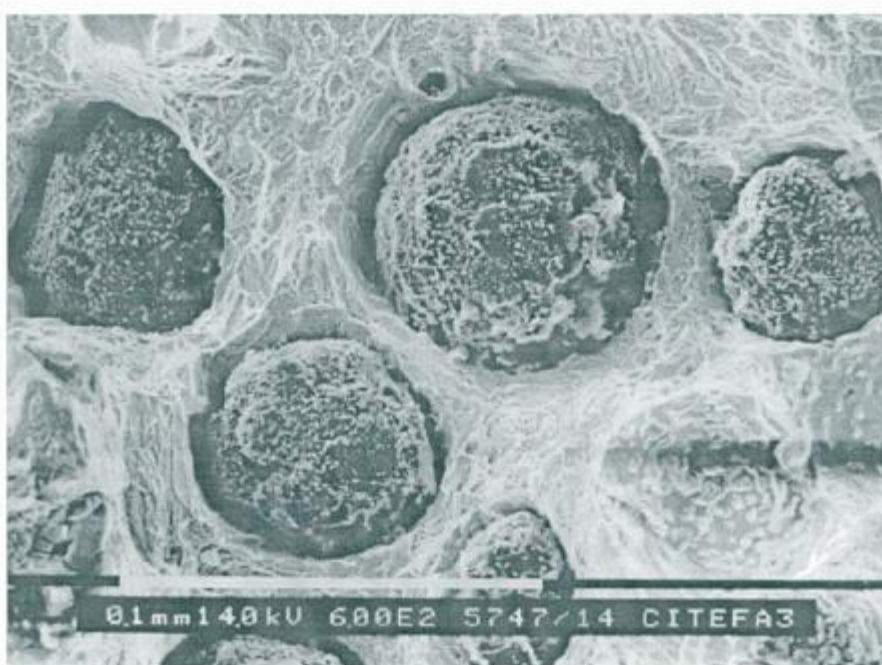


Figura 60: Superficie de fractura de una muestra ADI 4B a -60°C. Decohesión de los nódulos, microhuecos en las cercanías a la interfase matriz-nódulo y cuasiclivaje en las zonas internodulares.

5.DISCUSIÓN

5.1. EFECTO DEL TAMAÑO DE ESTRUCTURA DE SOLIDIFICACIÓN

Los resultados de los ensayos de tracción sobre probetas correspondientes al menor tamaño de estructura de solidificación se corresponden bien con los datos reportados en la bibliografía³⁴ para el ADI. La disminución de los valores de tracción al aumentar el tamaño de estructura de solidificación registrada en la bibliografía⁴³⁻⁴⁵ para temperatura ambiente ha sido corroborada en todo el rango de bajas temperaturas analizado.

Comprobada la influencia del tamaño de estructura de solidificación sobre las propiedades de tracción, analizaremos la respuesta fractomecánica de las diferentes muestras y la influencia de este factor sobre las mismas.

El comportamiento que presentan los parámetros fractomecánicos de las muestras en estado bruto de colada (Fig. 43) cuando pasamos de la muestra ACS a la ACB puede explicarse por un corrimiento de la curva de transición hacia temperaturas mayores cuando aumenta el tamaño de estructura de solidificación. En las FE de matriz ferrítico-perlítica, la tenacidad se modifica seriamente sólo para valores porcentuales de perlita por encima del 50% (Fig. 9)²³, por lo tanto, dado el contenido bajo de perlita de nuestras muestras, puede asumirse que presentan un comportamiento similar a las muestras completamente ferríticas. Entonces, considerando el contenido de silicio presente en nuestras muestras (3,4%) deberíamos tener una temperatura de transición del orden de -50°C (Fig. 10)²³. Esto es compatible con los datos que obtuvimos con probetas ACS (bloque de 13 mm), pero todavía no explica los correspondientes a las ACB (bloque de 75 mm). La diferencia consiste en un aumento de la tenacidad con el aumento de tamaño de estructura en la zona del límite superior (upper shelf) de J_{IC} y un corrimiento de la temperatura de transición hacia temperaturas mayores con el aumento de tamaño de estructura. La muestra con mayor tamaño de estructura de solidificación presenta una distancia promedio internodular mayor, por eso en el caso de tener fractura dúctil, es necesario que la fisura recorra una mayor distancia en la matriz formando microhuecos para unir los huecos formados por la decohesión de los esferoides. Este aumento de recorrido de la fisura sobre la matriz requiere mayor energía resultando en valores superiores de J_{IC} , como ocurre a temperatura ambiente. Por otro lado, cuando hay fractura frágil los esferoides de grafito actúan relajando localmente la condición de deformación plana y las LTF actúan como iniciadores de la fractura y facilitan la propagación. La muestra con menor tamaño de estructura de solidificación presenta una mayor cantidad de nódulos más pequeños y zonas LTF de menor tamaño que dificultan la ocurrencia de fractura frágil. Por esto la muestra con menor tamaño de estructura de solidificación presenta una temperatura de transición menor. Esto explica el corrimiento en la temperatura de transición observado en nuestras muestras provenientes de los bloques de 75 mm y el hecho de que superen en tenacidad a las muestras de los bloques de 13 mm a temperatura ambiente. Este

comportamiento es parecido al observado sobre muestras con 2,4% de silicio con diferentes tamaños de nódulos²¹, (Fig. 11).

En el caso de las muestras de ADI, los valores de fractotenacidad a temperatura ambiente son levemente mayores que los comúnmente reportados en la bibliografía, lo que puede explicarse por: los tratamientos de austemperizados seleccionados para optimizar las propiedades mecánicas y la fractotenacidad, el tenor de Si elevado que aumenta la fractotenacidad estática²⁷ y dinámica⁵² y el uso de la aproximación EPFM en lugar de la LEFM.

En el presente trabajo, el efecto del aumento del tamaño de estructura de solidificación se manifiesta al pasar de la muestra ADI 1S a la ADI 1B (Fig. 44) en un corrimiento muy leve de la curva hacia temperaturas mayores y una disminución muy pequeña del nivel inferior de fractotenacidad (lower shelf). Según la estimación del ajuste el corrimiento es de aproximadamente 15°C y la diferencia de nivel de 4 MPa.m^{1/2}.

En el caso de las muestras de ADI 2 (Fig. 45) el ajuste es incapaz de predecir con precisión la existencia de un corrimiento de la curva por el aumento del tamaño de estructura de solidificación, debido a que no queda bien definido el nivel inferior de fractotenacidad dentro del rango de temperaturas medido. De existir este corrimiento, la figura 45 muestra que, su magnitud debería ser aún menor que el registrado en el ADI 1.

En las muestras de ADI 3 (Fig. 46) el aumento del tamaño de estructura de solidificación sólo modifica levemente el nivel superior de fractotenacidad de la curva ADI 3B, elevándolo en aproximadamente 5 MPa.m^{1/2} respecto de la curva ADI 3S.

El aumento en el tamaño de estructura de solidificación no produce cambio alguno en la respuesta fractomecánica de las muestras de ADI 4 (Fig. 47).

Entonces, el tamaño de estructura de solidificación no modifica la respuesta fractomecánica de las ADI de baja temperatura de austemperizado y lo hace muy levemente en las de alta temperatura de austemperizado, dentro del rango de temperaturas ensayado.

Sólo hay dos trabajos^{34,36} que determinan curvas de fractotenacidad vs. temperatura de ensayo en las ADI. En ambos se utilizan piezas coladas en moldes de arena que no superan los 25 mm de espesor, por lo que no contemplan el efecto del tamaño de estructura de solidificación sobre las propiedades medidas. Aún así, cualquier comparación de las curvas de dichos trabajos con las nuestras, es necesariamente aproximada debido a las diferencias de composición, tratamiento térmico y nodularidad, entre otras.

Los únicos resultados reportados en la bibliografía^{37,38} que analizan la influencia del tamaño de estructura de solidificación sobre la fractotenacidad, lo hacen sólo para dos grados de ADI aleados y sólo a temperatura ambiente, encontrando que esta influencia es mínima. El presente trabajo muestra que la influencia que posee el tamaño de estructura de solidificación sobre la respuesta fractomecánica en función de la temperatura es secundaria, en todo el rango de temperaturas medido y para los cuatro grados distintos de ADI no aleados ensayados.

El análisis fractográfico realizado complementa la información de las curvas fractotenacidad vs. temperatura. El mismo revela que al aumentar el tamaño de estructura de solidificación no aparecen nuevos modos de fractura no reportados en la bibliografía.

En el caso de las muestras en estado bruto de colada los modos de fractura son fractura dúctil por microhuecos y fractura frágil por clivaje. La aparición de uno u otro modo de fractura a cada temperatura de ensayo responde al valor de la fractotenacidad correspondiente a cada tamaño de estructura de solidificación. Es así que a una temperatura de ensayo dada, por ej. -20°C , se puede tener una fractura dúctil en las muestras ACS y una frágil en las muestras ACB, debido al corrimiento de las curvas fractotenacidad vs. temperatura.

En las muestras de ADI el modo de fractura mixto presente concuerda con los reportados en la bibliografía^{21,22,24,33,34,36,52}. La variación de la proporción relativa de las zonas de microhuecos y las zonas de cuasiclivaje que presenta el modo mixto, está cualitativamente de acuerdo con el cambio de los valores de la fractotenacidad con la temperatura de ensayo.

En las Figs. 61 y 62 se muestra la comparación entre la respuesta fractomecánica de las distintas matrices para los tamaños de estructura de solidificación menor (bloque 13 mm) y mayor (bloque 75 mm), respectivamente.

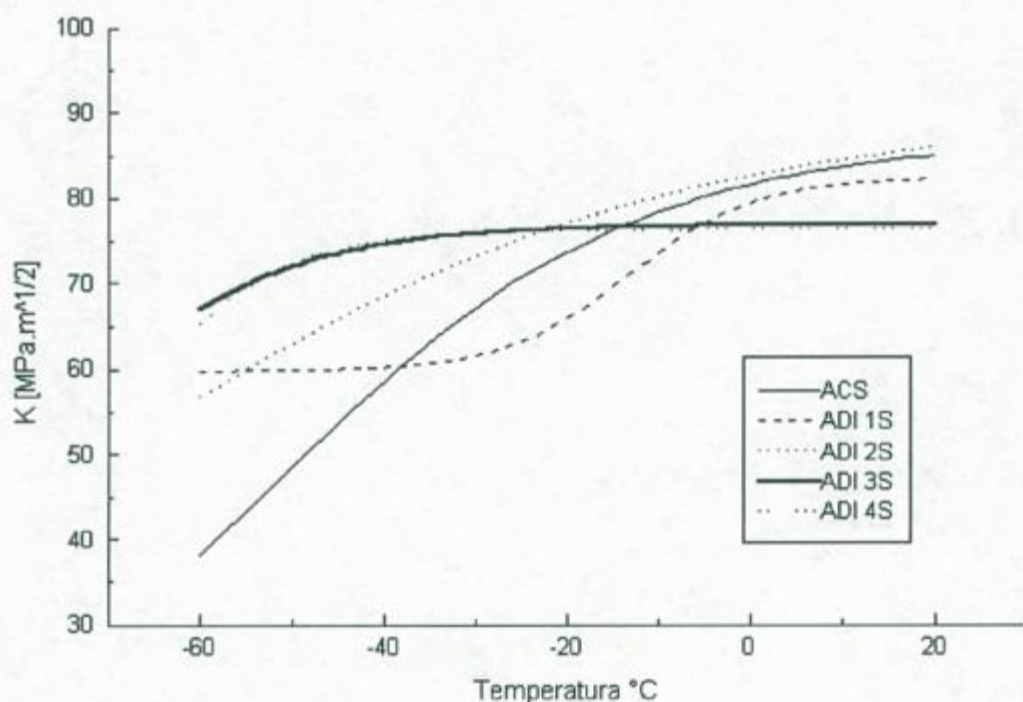


Figura 61: Fractotenacidad vs. temperatura. Comparación entre diferentes matrices del bloque de 13 mm.

La Fig. 61 muestra que, a temperatura ambiente, la fractotenacidad de las ADI toma valores máximos para las muestras de alta temperatura de austemperizado, ADI 1S y ADI 2S,

con valores similares a los obtenidos en estado bruto de colada ACS. Al movernos hacia temperaturas menores se produce una muy fuerte caída de fractotenacidad en el estado bruto de colada ACS, llegando a valer la mitad que las ADI a la temperatura de -60°C . Es importante notar que al aumentar el grado del ADI disminuye la temperatura de transición. Tanto es así que el ADI 3S y el ADI 4S, que tienen a temperatura ambiente una respuesta pobre, casi no decaen y superan a las demás muestras a -60°C . *Esto es bueno desde el punto de vista ingenieril pues con un pequeño sacrificio de la fractotenacidad a temperatura ambiente se obtiene una respuesta aceptable a baja temperatura, en el rango estudiado.*

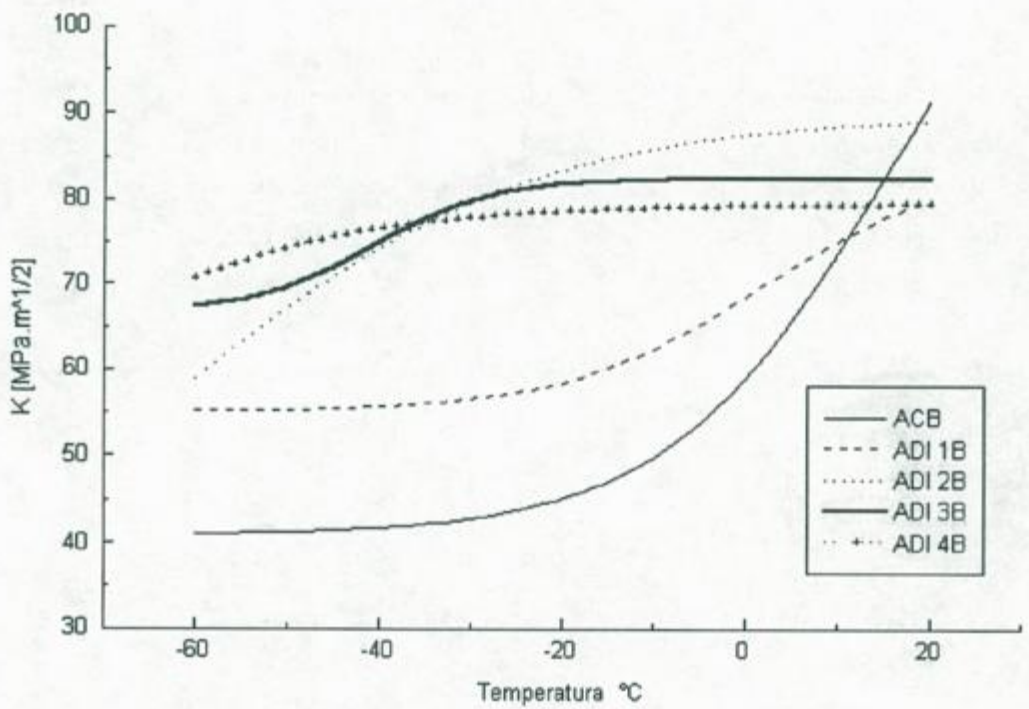


Figura 62: Fractotenacidad vs. temperatura. Comparación entre diferentes matrices del bloque de 75 mm.

La Fig. 62 nos muestra que a temperatura ambiente aparece un máximo en la fractotenacidad de las ADI, correspondiente a un valor intermedio de temperatura de austemperizado ADI 2B. Su valor es comparable al del estado bruto de colada ACB. La presencia de este máximo está descripta en la literatura^{32,35} pero no han sido completamente aclaradas sus causas. Al movernos hacia temperaturas menores hay una caída drástica de la fractotenacidad en el estado bruto de colada ACB. Sin embargo, en las muestras de ADI la caída no es tan acentuada y la temperatura de transición disminuye a medida que aumenta el grado del ADI. De esta manera, el ADI 3B y el ADI 4B superan a las demás muestras a la temperatura de -60°C , debido a su respuesta más plana. Para la composición química estudiada, la respuesta de las muestras de ADI cambia poco con el tamaño de estructura de solidificación a diferencia de las muestras en estado bruto de colada, lo que las convierte en una alternativa para el uso en piezas de grandes dimensiones.

Al evaluar un material estructural no sólo interesa la fractotenacidad sino también la resistencia. Para obtener una valoración objetiva suelen combinarse ambas propiedades en algún parámetro representativo. Es común usar a tal efecto, el parámetro de tamaño de fisura $(K/\sigma_y)^2$ donde K es la fractotenacidad y σ_y es la tensión de fluencia. Este parámetro, que es un balance entre la fractotenacidad y la tensión de fluencia, guarda relación directa con el máximo tamaño de grieta admisible en el material sin que se produzca rotura catastrófica. La constante que relaciona este tamaño de defecto crítico con el parámetro $(K/\sigma_y)^2$ depende de la geometría y comúnmente vale alrededor de 1/3. La Fig. 63 muestra el efecto de la temperatura sobre el parámetro de tamaño de fisura para las muestras de ADI. Con excepción de las muestras de ADI 1, todas presentan una caída suave del valor del parámetro $(K/\sigma_y)^2$ por debajo de aproximadamente -30°C ; y las curvas correspondientes al mayor tamaño de estructura de solidificación superan levemente a las correspondientes al menor tamaño.

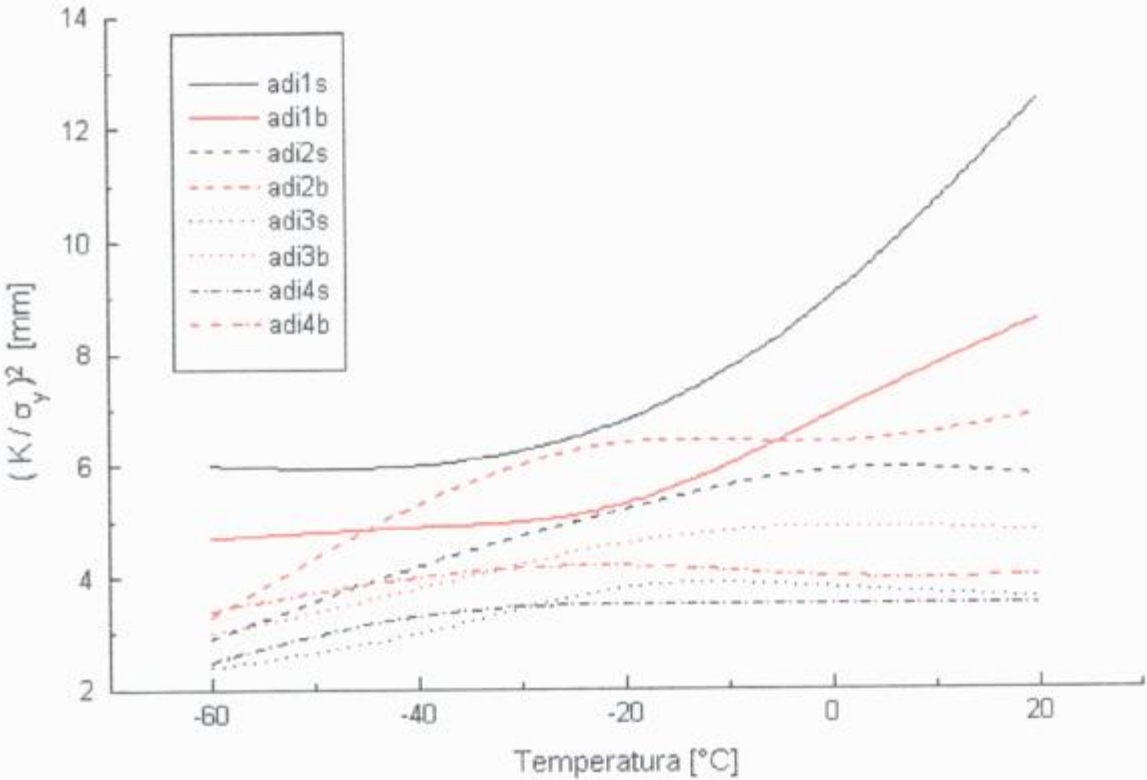


Figura 63: Parámetro de tamaño de fisura vs. temperatura para todas las muestras de ADI.

El ADI 1 se comporta al revés, pues presenta una caída que se estabiliza por debajo de -30°C como consecuencia de la reducción de la tensión de fluencia y la estabilización de la fractoténacidad; por otra parte, se invierte el patrón entre tamaño grande y chico. Hay que señalar, que las muestras en estado bruto de colada presentan valores muy superiores a las ADI debido a su muy baja tensión de fluencia, hecho que impide graficar todas las curvas en una misma escala sin perder la diferenciación entre las distintas curvas de las muestras de ADI.

Si además comparamos, a través de este parámetro, las ADI con aceros estructurales como AISI-SAE 4140 y AISI-SAE 4340 templados y revenidos⁶, vemos que los valores de las ADI son iguales e inclusive mayores. Esto indicaría una ventaja de las ADI frente a la presencia de defectos en las piezas. Sin embargo, no hay que olvidar que el tamaño de defecto esperado en la fabricación del acero es menor que en el ADI que es un material colado. Las mejores prestaciones del ADI se ven contrarrestadas por la necesidad de garantizar el tamaño de defectos máximo a través de buenos procedimientos de fabricación y control de piezas.

Finalmente, debemos señalar que las curvas fractoténacidad vs. temperatura analizadas en el presente trabajo muestran un comportamiento que contrasta con el de la energía de impacto vs. temperatura registradas en un trabajo previo sobre ensayos Charpy sin entalla⁵¹ efectuado por el tesista, donde el aumento del tamaño de estructura de solidificación produce corrimientos importantes. Dichos corrimientos, del orden de 40°C a 60°C , se van incrementando a medida que aumenta la resistencia y la dureza de la matriz. Pero, la respuesta fractomecánica dinámica en función de la temperatura medida por Faucher et al.⁵² por medio de un péndulo Charpy instrumentado en fundiciones ADI aleadas, muestra en líneas generales un comportamiento muy parecido a la fractoténacidad estática tanto en forma como en valores. Entonces, podemos atribuir la diferencia en el comportamiento a la influencia, en el ensayo de impacto Charpy, de la energía de iniciación de fisura que sería muy sensible a la diferencia de tamaño de estructura de solidificación, y en mucha menor medida a la velocidad de deformación.

6. Conclusiones

Se ha caracterizado el material y se ha registrado el comportamiento a la tracción y la respuesta fractomecánica a bajas temperaturas, entre -60°C y $+20^{\circ}\text{C}$, en fundiciones esferoidales en estado bruto de colada y austemperizadas.

Se ha medido y evaluado la influencia del tamaño de estructura de solidificación sobre las propiedades de tracción y fractotenacidad en función de la temperatura en dichas fundiciones.

Respecto de las propiedades de tracción, las curvas de tensión de fluencia, tensión de rotura y deformación medidas, en función de la temperatura, pueden considerarse relativamente planas en todas las fundiciones bajo análisis, dentro del rango de temperatura estudiado. El efecto del aumento del tamaño de estructura de solidificación es reducir las prestaciones de tracción en todo el rango de temperaturas y afecta en mayor medida a los grados de ADI que poseen valores mayores de tensión de fluencia y rotura.

La muestra en estado bruto de colada presenta un corrimiento de la curva fractotenacidad vs. temperatura hacia temperaturas mayores con el aumento del tamaño de estructura de solidificación. El corrimiento medido en la temperatura de transición es de 60°C . Este comportamiento y los mecanismos de fractura revelados por el análisis fractográfico coinciden con los reportados en la bibliografía y permitieron tomar estas medidas como referencia y base de comparación del resto de los casos.

Las muestras de ADI de alta temperatura de austemperizado (370°C y 340°C) mostraron un corrimiento muy leve de la curva fractotenacidad vs. temperatura hacia temperaturas mayores con el aumento del tamaño de estructura de solidificación. El corrimiento medido en la temperatura de transición es menor o igual a 10°C . Las muestras de ADI de baja temperatura de austemperizado (315°C y 280°C) no muestran modificación alguna de la curva fractotenacidad vs. temperatura con el aumento de la estructura de solidificación. Estos resultados sumados al análisis fractográfico muestran que la influencia del tamaño de estructura de solidificación sobre la resistencia a la propagación de fisuras es mínima en las ADI, dentro del rango de temperaturas estudiado.

La temperatura de transición de las muestras de ADI disminuye a medida que aumenta el grado de la fundición. Esto hace que los grados más resistentes (ADI 3 y 4) presenten una respuesta casi plana de la fractotenacidad en el rango de temperaturas estudiado, de tal modo que, a temperatura ambiente poseen valores menores que el resto de las muestras pero las superan ampliamente a bajas temperaturas.

Si bien las ADI presentan una transición, la escasa sensibilidad de la respuesta fractomecánica al tamaño de estructura de solidificación y la disminución de la temperatura de transición con el aumento del grado las convierten en un material confiable y eventualmente en una alternativa frente a otras fundiciones y aceros.

A partir del presente trabajo surgen temas de estudio a futuro, como ser la extensión del rango de temperaturas de ensayo, la obtención de un modelo probabilístico adecuado que

describa las curvas fractotenacidad vs. temperatura y relacionar la fractotenacidad estática con la dinámica, entre otros.

Agradecimientos

Este trabajo fue financiado por la Agencia Nacional de Promoción Científica y Tecnológica, PICT 97/02156. Agradecemos la colaboración del INTEMA, UdeMM, Dto. Prototipos (CITEFA), C. Sommers, F. Agüera, H.N.Alvarez Villar, A. Ansaldi, P. Ratto, A. Reynoso, D. Giménez y D. Lamas.

REFERENCIAS

1. ASM Specialty Handbook: "Cast Iron", ed. by J. R. Davis, 1st ed., USA, ASM International, 1996.
2. A. Rickert y S. Engler: Solidification morphology of cast iron, *The Physical Metallurgy of Cast Iron*, Vol. 34, H. Fredricksson y M. Hilliert Eds., Proc. Mat. Res. Soc., North Holland, 1985.
3. G. L. Rivera, R E. Boeri y J. A. Sikora: Revealing the solidification structure of nodular iron, *Cast Metals*, 8 (1995), n°1, 1-5.
4. G. L. Rivera, R E. Boeri y J. A. Sikora: Influencia de la inoculación sobre el refinamiento de la estructura de solidificación y sobre las propiedades mecánicas de fundiciones esferoidales eutécticas, *Jornadas SAM 2000*.
5. G. L. Rivera, R. E. Boeri y J. A. Sikora: Counting eutectic grains in SG cast iron, *Advanced Materials Research*, 4-5 (1997), 169-174.
6. Ductile Iron Data for Desing Engineers, Qit-Fer et Titane Inc., 1990.
7. W. L. Bradley y M. N. Srinivasan: Fracture and fracture toughness of cast irons, *International Materials Reviews*, 35, 3, 129-161, 1990.
8. J. M. Motz: *Giesserei*, 67 (1980), 628.
9. R. K. Nanstad, F. J. Worzala y C. R. Loper: *Trans. AFS*, 1975, 83, 245-256.
10. R. J. Salzbrenner, J. A. Vandenabyle, T. J. Lutz y W. L. Bradley: "Fracture Mechanics", 16th Symposium, Pa, ASTM, STP 868, 328-345, 1985.
11. S. R. Holdsworth y G. Jolley: The metallurgy of cast iron, St. Saphorin, Switzerland, Georgi Publishing, 809-825, 1975.
12. A. Lazaridis y C. R. Loper: *Trans. AFS*, 82 (1974), 473-486.

13. G. M. Tanner y W. L. Bradley: Fracture Mechanics Eighteenth Symposium, ASTM STP 945, Read and Reed Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1988), 405.
14. R. Salzbrenner: *Journal of Materials Science*, 1987, 22, 2135-2147.
15. K. E. McKinney, W. L. Bradley y P. Gerhardt: *Trans. AFS*, 122 (1984), 239.
16. B. Ostensson: *Scand. J. Metall.*, 1973, 2, 194-196.
17. J. Niskanen: *International Cast Metal Journal*, 1977, 2, 20-23.
18. J. L. Doong, J. R. Hwang y H. S. Chen: The influence of pearlite fraction on fracture toughness and fatigue crack growth in nodular cast iron, *Journal of Materials Science*, 21, 1986, 871-878.
19. S. Komatsu y T. Shiota: Influence of silicon and phosphorus contents and cooling rate on J_{Ic} fracture toughness of ferritic spheroidal graphite cast iron, *The Physical Metallurgy of Cast Iron*, Materials Research Society, Symp. Proc., Elsevier Science Publishing Company Inc., Vol. 34, 1985.
20. T. Kobayashi y S. Yamada: Evaluation of static and dynamic fracture toughness in ductile cast iron, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 25A, nov. 1994, 2427-2437.
21. S. Komatsu, T. Shiota, T. Matsuoka y K. Nakamura: Effects of several main factors on ductile-brittle transition behaviors of fracture toughness in SG cast iron, *AFS Transactions*, 1994, 105.
22. T. Kobayashi. Fracture characteristics and fracture toughness of spheroidal graphite cast iron, *Physical Metallurgy of Cast Iron V*, Advanced Materials Research, Vol. 4-5, 47-60, 1997.
23. S. Komatsu, T. Shiota, K. Nakamura y H. Kyogoku: Relation between microstructure size and ductile-brittle transition behaviour in fracture toughness of ferritic nodular cast iron, *Physical Metallurgy of Cast Iron V*, Advanced Materials Research, 4-5, 189-194, 1997.
24. L. Eldoky y R. C. Voigt: Fracture of ferritic ductile cast iron, *AFS Transactions*, 58 (1985), 621.

25. R. C. Voigt y L. M. Eldoky: Crack initiation and propagation in as-cast and fully pearlitic ductile cast iron, *AFS Transactions*, 105 (1986), 637.
26. A. R. Froelich y T. R. Strohaecker: Micromecanismos de iniciacao e propagacao de fratura em ferros fundidos nodulares perlíticos, *Anales SAM'95*, 249-253.
27. T. Lunyendijk y H. Nieswaag: The influence of silicon on the toughness of bainitic ductile iron, 50th International Foundry Congress, Cairo, (1983), paper n°9.
28. M. M. Shea y E. F. Ryntz: Austempering nodular iron for optimum toughness, *AFS Transactions*, 125 (1986), 683.
29. J. L. Doong y C. S. Chen: Fracture toughness of bainitic nodular cast iron, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol. 12, n°2, 1989, 155-165.
30. S. -C. Lee y C. -C. Lee: The effects of heat treatment and alloying elements on fracture toughness on bainitic ductile cast iron, *AFS Transactions*, 145 (1988), 827.
31. T. Kobayashi y H. Yamamoto: Development of high toughness in austempered type ductile cast iron and evaluation of its properties, *Metallurgical Transactions A*, 19A, (1998), 319.
32. P. Prasad Rao y S. K. Putatunda: Dependence of fracture toughness of austempered ductile iron on austempering temperature, *Metallurgical and materials transactions A*, Vol. 29 A, dic. 1998, 3005-3016.
33. S. Putatunda y I. Singh: Fracture toughness of unalloyed austempered ductile cast iron ADI, *Journal of Testing and Evaluation*, Vol. 23, n°5, 1995, 325-332.
34. E. Dorazil y M. Holzmann: Fracture behaviour of austempered ductile iron, *Proceedings of the World Conference on ADI*, AFS, Bloomingdale, IL, USA, 32-66, 1991.
35. J. Aranzabal, I. Gutiérrez, J. M. Rodríguez Ibabe y J. J. Urcola: Influence of the amount and morphology of retained austenite on the mechanical properties of austempered ductile iron, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 28A, marzo 1997, 1143-1155.
36. Ji-Liang Doong, Fu-Cheng Ju, Hsing-Shih Chen y Lien-Wen Chen: Influence of austempering temperature on fracture toughness in bainitic nodular cast iron, *Journal of Materials Science Letters*, 5, 555-558, 1986.

37. V. M. Bermont y J. A. Sikora: Estudio del comportamiento fractomecánico de fundiciones nodulares con diferentes matrices y distintos tamaños de célula, *Anales SAM'95*, 53-56.
38. S. C. Lee, C. H. Hsu, C. C. Chang y H. P. Feng: Influence of casting size and graphite nodule refinement on fracture toughness of austempered ductile iron, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 29, 1998, 2511-2521.
39. ASTM E415-99A: Standard Test Method for Optical Emission Vacuum Spectrometric Analysis of Carbon and Low Alloy Steel.
40. ASTM E663: Practice for Flame Atomic Absorption Analysis.
41. ASTM A 897M-90: Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings (Metric).
42. ASTM A 327M-91: Standard Test Method for Impact Testings of Cast Iron (Metric).
43. K. Hayrynen, G. Faubert, D. Moore y K. Rundman: "Heavy section ADI: Microsegregation, Microstructure and Tensile Properties", *AFS Transactions*, 143, 747-756, 1989.
44. G. Faubert, D. Moore y K. Rundman: "Heavy section ADI: Tensile Properties in As Cast and Austempered Specimens", *AFS Transactions*, 167, 831-843, 1990.
45. G. Faubert, D. Moore y K. Rundman: "Heavy section ADI: Tensile Properties in As Cast and Austempered Condition", *AFS Transactions*, 109, 551-561, 1991.
46. ASTM A 247-67, reape. 90: Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings.
47. ASTM E 8M-90a: Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials (Metric).
48. ASTM E 23: Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials.
49. ASTM E 1737-97. Standard Test Method for J-integral Characterization of Fracture Toughness.
50. ASTM E 399-90: Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials.
51. P. Ratto, A. Ansaldi, V. Fierro, F. Agüera, H. N. Alvarez Villar y J. Sikora: "Low Temperature Impact Tests in ADI and Other SG Cast Iron Structures", *ISIJ*, aceptado para publicación en el Vol. 41, N°4, 2001.
52. B. Faucher, K. C. Wang y M. Gagné: "Dynamic Fracture Toughness of Austempered Ductile Irons", *AFS Transactions*, 71, 127-132, 1987.

Anexo

La determinación de la integral J a partir de las curvas medidas, se realizó siguiendo el anexo A.1. de la norma ASTM E 1737-96⁴⁹. Allí se establece:

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (6)$$

J_{el} : componente elástico de J

J_{pl} : componente plástico de J

Para un punto (V_i, P_i) de la curva carga vs. desplazamiento de la línea de carga,

$$J_{(i)} = \frac{(K_{(i)})^2 (1 - \nu^2)}{E} + J_{pl(i)} \quad (7)$$

$$K_{(i)} = \left[\frac{P_i S}{(BB_N)^{1/2} W^{3/2}} \right] f(a_i / W) \quad (8)$$

donde

$$f(a_i / W) = \frac{3(a_i / W)^{1/2} [1.99 - (a_i / W)(1 - a_i / W)(2.15 - 3.93(a_i / W) + 2.7(a_i / W)^2)]}{2(1 + 2a_i / W)(1 - a_i / W)^{3/2}} \quad (9)$$

$$J_{pl} = \left[J_{pl(i-1)} + \left(\frac{2}{b_{(i-1)}} \right) \left(\frac{A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)}}{B_N} \right) \right] \left[1 - \frac{a_i - a_{i-1}}{b_{i-1}} \right] \quad (10)$$

con

E : módulo de elasticidad

S : distancia entre apoyos (span)

W : ancho de la probeta

B : espesor de la probeta

B_N : espesor neto de la probeta

P_i : carga en el punto i

a_i : longitud de fisura en el punto i

a_{i-1} : longitud de fisura en el punto $i-1$

$J_{(i)}$: integral J en el punto i

$J_{pl(i)}$: componente plástica de la integral J en el punto i

$J_{pl(i-1)}$: componente plástica de la integral J en el punto $i-1$

$K_{(i)}$: factor intensidad de tensiones en el punto i

b_{i-1} : ligamento remanente en el punto $i-1$

ν : cociente de Poisson

$A_{pl(i)} - A_{pl(i-1)}$: es el incremento del área plástica bajo la curva carga vs. desplazamiento de la línea de carga entre dos líneas de desplazamiento constante correspondientes a los puntos i-1 e i.

$A_{pl(i)}$ puede calcularse a partir de la curva carga vs. desplazamiento de la línea de carga

$$A_{pl(i)} = A_{pl(i-1)} + \frac{(P_{(i)} + P_{(i)}) (V_{pl(i)} - V_{pl(i-1)})}{2} \quad (11)$$

con

$V_{pl(i)}$: parte plástica del desplazamiento de la línea de carga ($V_{(i)} - (P_i C_{LL(i)})$)
 $C_{LL(i)}$: pendiente ($\Delta V / \Delta P$)_i establecida por la longitud de fisura a_i .

Para la determinación de la longitud de fisura a_i

$$a_i / W = 0.999748 - 3.9504U_x + 2.9821U_x^2 - 3.21408U_x^3 + 51.51564U_x^4 - 113.031U_x^5 \quad (12)$$

con

$$U_x = \frac{1}{\left[\frac{B_e W E' C_i}{S/4} \right]^{1/2} + 1} \quad (13)$$

B_e : espesor efectivo $B - (B - B_N)^2 / B$

C_i : compliancia (compliance) elástica de la apertura de la boca de fisura en una secuencia carga/descarga $C_i = (\Delta V_m / \Delta P)_i$

$E' = E / (1 - \nu^2)$

ΔV_m : incremento del desplazamiento de la apertura de la boca de fisura

Para el caso de respuesta lineal elástica del material, la fórmula de determinación de K según norma ASTM E 399 es idéntica a la (6), con la salvedad que debe calcularse para la carga P_Q a determinarse según los lineamientos del párrafo 9 de la norma.

El valor de módulo elástico de 150000 MPa usado en los cálculos fue determinado a partir de los ensayos de tracción y es coincidente con la bibliografía. El valor de cociente de Poisson de 0,27 fue tomado de la bibliografía.