

UNIVERSIDAD NACIONAL DE MAR DEL PLATA
FACULTAD DE INGENIERÍA

**FUNDICIONES ESFEROIDALES “ADI DUAL
PHASE” OBTENIDAS A PARTIR DE
ESTRUCTURAS FERRÍTICO-PERLÍTICAS
EN ESTADO BRUTO DE COLADO**

Autora: María Candela Rey
Director: Dr. Alejandro Basso
Codirector: Dr. Juan Massone

Diciembre 2012



RINFI se desarrolla en forma conjunta entre el INTEMA y la Biblioteca de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata.

Tiene como objetivo recopilar, organizar, gestionar, difundir y preservar documentos digitales en Ingeniería, Ciencia y Tecnología de Materiales y Ciencias Afines.

A través del Acceso Abierto, se pretende aumentar la visibilidad y el impacto de los resultados de la investigación, asumiendo las políticas y cumpliendo con los protocolos y estándares internacionales para la interoperabilidad entre repositorios



Esta obra está bajo una [Licencia Creative Commons Atribución-
NoComercial-CompartirIgual 4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/).

ÍNDICE

1. INTRODUCCIÓN.....	- 2 -
2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	- 4 -
2.1 FUNDICIONES DE HIERRO.....	- 4 -
2.1.1 <i>Propiedades de las fundiciones de hierro</i>	- 5 -
2.2 FUNDICIONES DE HIERRO CON GRAFITO ESFEROIDAL (FE).....	- 6 -
2.2.1 <i>Modelo de solidificación de fundiciones esferoidales</i>	- 8 -
2.2.2 <i>Concepto de segregación y su relación con las fundiciones esferoidales</i>	- 10 -
2.3 FUNDICIONES ESFEROIDALES FERRÍTICAS.....	- 11 -
2.4 FUNDICIONES ESFEROIDALES AUSTEMPERADAS (ADI).....	- 12 -
2.4.1 <i>Transformación ausferrítica</i>	- 13 -
2.4.2 <i>Influencia de los parámetros del tratamiento térmico sobre la microestructura</i>	- 14 -
2.4.3 <i>Propiedades mecánicas de las ADI</i>	- 15 -
2.5 FUNDICIONES ESFEROIDALES CON ESTRUCTURA “DUAL PHASE”.....	- 15 -
2.5.1 <i>Obtención de ADI Dual Phase</i>	- 16 -
2.5.1.2 <i>Intervalo intercrítico</i>	- 16 -
2.5.1.3 <i>Transformaciones que ocurren dentro del intervalo intercrítico</i>	- 17 -
2.5.1.3.1 <i>Transformaciones en enfriamiento</i>	- 17 -
2.5.1.3.2 <i>Transformaciones en calentamiento</i>	- 20 -
2.5.2 <i>Tratamientos térmicos empleados para la obtención de Dual Phase</i>	- 22 -
2.5.3 <i>Propiedades mecánicas de ADI Dual Phase</i>	- 26 -
2.5.3.2 <i>Propiedades mecánicas determinadas mediante ensayos de tracción</i>	- 26 -
2.5.3.3 <i>Impacto y tenacidad a la fractura</i>	- 29 -
2.5.3.4 <i>Fatiga</i>	- 30 -
3. MOTIVACIÓN Y OBJETIVOS.....	- 32 -
4. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.....	- 34 -
4.1 OBTENCIÓN DEL MATERIAL Y PREPARACIÓN DE LAS PROBETAS.....	- 34 -
4.2 CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL.....	- 35 -
4.3 DETERMINACIÓN DE LAS TEMPERATURAS CRÍTICAS SUPERIOR E INFERIOR DEL INTERVALO INTERCRÍTICO..	- 35 -
4.4 OBTENCIÓN DE LA MICROESTRUCTURA “DUAL PHASE” PARTIENDO DESDE EL MATERIAL EN ESTADO BRUTO DE COLADO.....	- 36 -
4.4.1 <i>Estudio de la cinética de reacción dentro del intervalo intercrítico</i>	- 36 -
4.4.2 <i>Tratamiento térmico para la obtención de “Dual Phase”</i>	- 38 -
4.5 ENSAYOS MECÁNICOS.....	- 39 -
4.5.1 <i>Ensayos de Tracción</i>	- 39 -
4.5.2 <i>Ensayos de Dureza</i>	- 39 -
5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	- 41 -
5.1 CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL EN ESTADO BRUTO DE COLADA.....	- 41 -
5.1.1 <i>Composición química</i>	- 41 -
5.1.2 <i>Caracterización microestructural</i>	- 41 -
5.2 CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL LUEGO DEL TRATAMIENTO DE FERRITIZADO.....	- 42 -
5.3 DETERMINACIÓN DE LAS TEMPERATURAS CRÍTICAS SUPERIOR E INFERIOR DEL INTERVALO INTERCRÍTICO..	- 43 -
5.4 ESTUDIO DE LA CINÉTICA DE REACCIÓN DENTRO DEL INTERVALO INTERCRÍTICO.....	- 44 -
5.4.1 <i>Avance de las transformaciones dentro del intervalo intercrítico..</i>	- 45 -
5.4.1.1 <i>Cinética lenta</i>	- 45 -
5.4.1.2 <i>Cinética rápida</i>	- 47 -
5.4.3 <i>Análisis morfológico de las fases presentes en la microestructura</i>	- 48 -
5.4.3.1 <i>Colada A</i>	- 48 -
5.4.3.2 <i>Colada B</i>	- 51 -
5.4.3.3 <i>Colada C</i>	- 52 -
5.4.3.4 <i>Colada D</i>	- 54 -
5.2 ENSAYOS MECÁNICOS.....	- 55 -
5.2.1 <i>Ensayos de tracción</i>	- 56 -
5.2.2 <i>Ensayos de dureza</i>	- 59 -
6. CONCLUSIONES.....	- 61 -
7. REFERENCIAS.....	- 63 -

1. INTRODUCCIÓN

Los desarrollos tecnológicos, enfocados en aumentar la vida útil de las piezas, mejorar el comportamiento en servicio, reducir costos, obtener mayor confiabilidad, menor impacto ambiental, etc., encuentran en los procesos de fabricación por colada una interesante alternativa, siendo las fundiciones de hierro un ejemplo característico.

Estadísticas mundiales indican que dentro de las aleaciones ferrosas, las fundiciones de hierro con grafito esferoidal (FE), o fundiciones nodulares, presentaron en las últimas décadas las tasas de crecimiento de producción más elevadas en los países desarrollados.

La versatilidad de aplicación de las FE se debe al amplio espectro de propiedades que ofrecen a través del ajuste microestructural, tanto en estado bruto de colado como por medio de tratamientos térmicos.

Uno de los tipos de FE más utilizadas son las que poseen una matriz completamente ferrítica, denominadas fundiciones esferoidales ferríticas. La principal característica de estas FE es su elevada capacidad de deformación, aunque poseen baja resistencia a la rotura y límite elástico en comparación con otras FE.

En los últimos años, uno de los tratamientos térmicos más desarrollados ha sido el austemperado, con el que se obtienen las fundiciones denominadas "ADI" (del inglés, "Austempered Ductile Iron"), cuya matriz está compuesta de ausferrita (mezcla de agujas de ferrita y austenita retenida enriquecida en carbono). Las mismas han abierto caminos de inserción a las FE en nuevos mercados, como los del rubro de la producción de piezas de muy alta resistencia, compitiendo también ventajosamente con aceros aleados, fundidos o forjados, y tratados térmicamente.

Recientemente, un nuevo tipo de fundiciones esferoidales obtenidas mediante tratamientos térmicos, denominadas "Dual-Phase" están siendo objeto de estudio. Su matriz está compuesta por ferrita libre (también denominada alotriomórfica) y ausferrita. El objetivo de este tipo de fundiciones es mejorar las propiedades mecánicas, fractomecánicas y fatiga de las ADI y de las FE ferríticas, bajo la premisa de intentar obtener microestructuras mixtas que logre optimizar las propiedades. Una de las metodologías más empleadas para obtener FE "ADI Dual Phase" consiste en someter a FE con microestructuras de partida completamente ferríticas, a ciclos térmicos especiales que involucran una etapa de calentamiento y mantenimiento a temperaturas dentro del intervalo intercrítico del diagrama Fe-C-Si, seguido de un austemperizado.

*FUNDICIONES ESFEROIDALES "ADI DUAL PHASE" OBTENIDAS A PARTIR DE ESTRUCTURAS
FERRÍTICO-PERLÍTICAS EN ESTADO BRUTO DE COLADO*

Basándose en las experiencias obtenidas al estudiar fundiciones ADI Dual Phase, este trabajo se enfoca en la factibilidad de obtener este tipo de estructuras ADI Dual Phase utilizando como microestructura de partida distintas estructuras en estado bruto de colado que contengan distintas cantidades relativas de ferrita y perlita. De esta manera se pretende prescindir de los costosos tratamientos térmicos de ferritizado habitualmente empleados en la mayoría de los métodos de obtención de ADI Dual Phase.

2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1 Fundiciones de hierro

La fundición de hierro es uno de los materiales metálicos más utilizados por el hombre. Entre 1620 y 1850 se convirtió en el material ingenieril dominante, siendo posteriormente desplazado por el acero. Sin embargo, la necesidad de obtener nuevas combinaciones de propiedades mecánicas y tecnológicas y, en combinación, disminuir los costos de producción, hizo que a partir del siglo pasado se produjera un creciente interés en el desarrollo tecnológico de las fundiciones de hierro. En la actualidad, su uso es masivo y constituye un material competitivo frente a otros de aparición más reciente.

Las fundiciones de hierro son aleaciones de Fe-C con un contenido en carbono superior al 2.1% y se clasifican en hipoeutécticas (%C < 4.3), eutécticas (%C = 4.3) e hipereutécticas (%C > 4.3).

Dependiendo de la composición química y la velocidad de enfriamiento las aleaciones pueden solidificar de acuerdo al diagrama de equilibrio Fe-C estable o metaestable. [1,2] (Figura 2.1) [3]

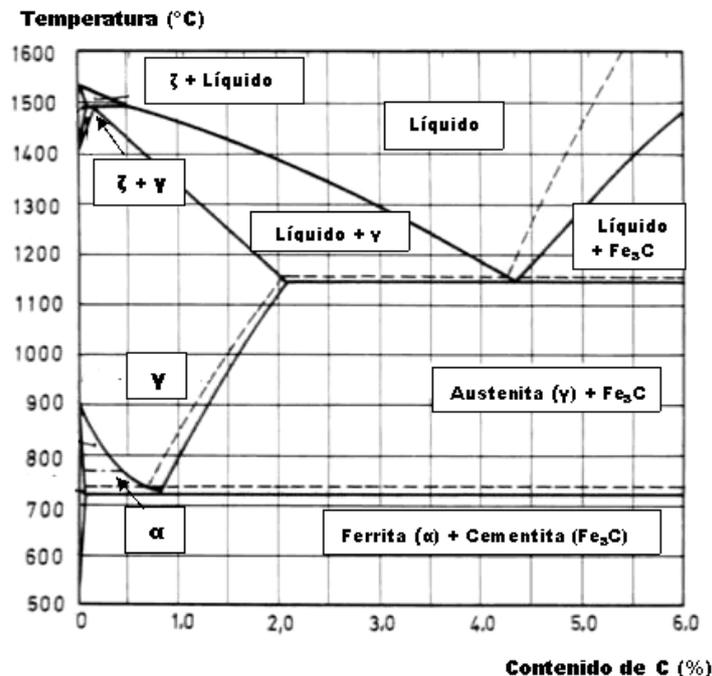


Figura 2.1: Esquema del diagrama de fases Fe-C: estable; —: metaestable

*Las fases que se muestran en el diagrama corresponden a una solidificación metaestable

Si la solidificación ocurre según el diagrama metaestable, el eutéctico que se forma será austenita + cementita (ledeburita) y el material resultante se conoce como fundición blanca. En el caso de que la solidificación se produzca siguiendo el diagrama estable, el eutéctico que se forma será austenita + grafito y al material se lo denomina fundición con grafito. El grafito puede presentarse con morfología laminar, esferoidal y vermicular, dando lugar a las denominadas fundiciones grises, nodulares o esferoidales y vermiculares, respectivamente. Estos tipos de fundiciones se muestran en la figura 2.2.

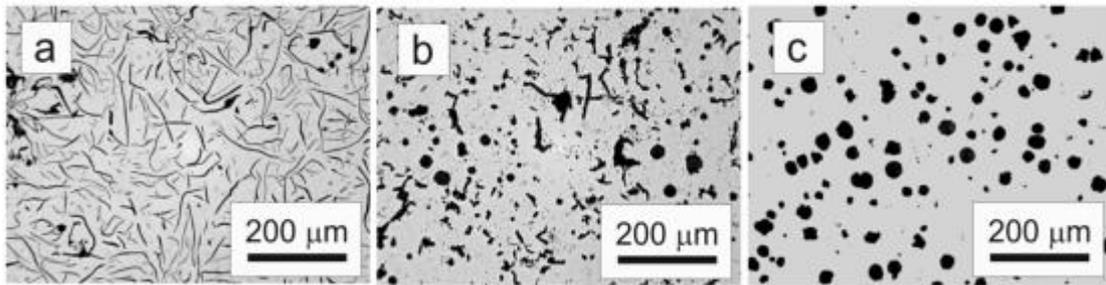


Figura 2.2: Fundiciones de hierro con distintas morfologías del grafito. a) Laminar, b) Vermicular, c) Nodular

Además, puede obtenerse otro tipo de fundiciones denominadas atruchadas si la solidificación se produce en parte siguiendo el diagrama estable y, en parte, siguiendo el metaestable. Éstas tienen la característica de poseer el carbono formando tanto grafito como combinado con hierro formando cementita [4].

2.1.1 Propiedades de las fundiciones de hierro

La fundición blanca es el único tipo de fundición en el cual el carbono está presente, en su totalidad, como carburo de hierro (Fe_3C , Cementita). La presencia de carburos le confiere a este tipo de fundición una elevada dureza y resistencia a la abrasión, pero también muy alta fragilidad y dificultad para el mecanizado. Consecuentemente, su aplicación está limitada a lugares donde la resistencia a la abrasión y al desgaste es lo más importante ya que no admite deformación alguna [5].

En las fundiciones con grafito las propiedades dependen tanto de la morfología del carbono como de la matriz metálica. El grafito puede considerarse como simples huecos o grietas. Por lo tanto, cuanto mayor sea el volumen que ocupe, tanto más bajas serán las propiedades de la fundición y, a igual volumen de huecos, las propiedades dependerán de su forma y distribución.

Dentro de las fundiciones con grafito, las fundiciones grises poseen las menores propiedades mecánicas, debido a que la morfología laminar del grafito

genera elevadas concentraciones de tensiones en la matriz metálica. Este tipo de fundiciones tienen una tensión de rotura entre 150 y 450 MPa, dependiendo de su microestructura. Sin embargo, las fundiciones grises tienen un óptimo comportamiento en casos donde es necesario amortiguar vibraciones, por lo que lo hace un material apto para la construcción de distintas partes de motores de combustión interna como por ejemplo blocks y tapas de cilindros.

Por su parte, la fundición vermicular presenta una ductilidad, resistencia a la tracción, resistencia a la fatiga y resistencia al impacto superior a las de una fundición laminar para una matriz similar. La tensión de rotura para este tipo de fundiciones se encuentra entre 300 y 700 MPa, según las fases presentes en su matriz metálica. Algunas aplicaciones posibles de esta variedad de fundición son campanas y discos de freno de automóviles, moldes para aluminio, cilindros, válvulas de escape y aros de pistón.

A las fundiciones nodulares o esferoidales (FE) también se las llama fundiciones dúctiles y de alta resistencia porque presentan la mayor resistencia a la tracción y flexión, y poseen una elevada ductilidad y tenacidad cuando se las compara con las fundiciones grises y vermiculares. La tensión de rotura puede compararse con la de los aceros de elevada resistencia mecánica superando los 700 MPa. Este incremento en las propiedades mecánicas es debido a que, principalmente, en este tipo de fundiciones el grafito se encuentra en forma de esferas, por lo que el efecto concentrador de tensiones que genera es mucho menor que el producido por la forma laminar o vermicular. Las notables propiedades de este material han impulsado el interés en la utilización de piezas pequeñas, tales como engranajes, cigüeñales y partes de suspensión de automóviles, y en piezas de gran tamaño como por ejemplo la fabricación de recipientes para el almacenaje de residuos nucleares.

2.2 Fundiciones de hierro con grafito esferoidal (FE)

En el comienzo de la fundición, el metal base está constituido por diferentes proporciones de arrabio y chatarra de acero. Luego, se agregan los elementos de aleación y posteriormente se efectúa la operación de nodulización, incorporando al metal fundido Mg o Ce dado que promueven el crecimiento esferoidal del grafito. Finalmente, en la etapa de inoculación, se agregan a la mezcla líquida aleaciones de ferrosilicio, u otros inoculantes, con el objetivo principal de generar sitios de nucleación heterogénea en el líquido e incrementar el número de partículas de grafito. El proceso de inoculación es esencial para minimizar la presencia de carburos eutécticos y para controlar el tamaño, distribución y morfología de la fase grafito. Además de estos

aleantes, otros elementos no deseados se encuentran siempre presente en la composición química y son denominados impurezas, por ejemplo el azufre y el fósforo.

En condición en bruto de colado, la matriz de las fundiciones esferoidales está constituida por ferrita y perlita y la cantidad relativa de cada fase depende de la composición química y de la velocidad de enfriamiento. No obstante, la microestructura final puede ser convenientemente ajustada mediante tratamientos térmicos, los cuales permiten obtener un amplio rango de propiedades mecánicas.

Los tratamientos térmicos más empleados sobre FE en la industria son:

Normalizado: se realiza la austenización completa de la matriz a temperaturas del orden de 900°C y se enfría en aire estanco o forzado, dependiendo del espesor de la pieza. El resultado es una matriz totalmente perlítica [6,7]. Con estas matrices se logran tensiones de rotura cercanas a los 1000 MPa y elongaciones de hasta aproximadamente 4% [6].

Ferritizado: consiste en someter la pieza a altas temperaturas por largos períodos de tiempo y luego se deja enfriar lentamente dentro del horno. Lo que se persigue es una matriz totalmente ferrítica.

Para este tratamiento existen dos variantes posibles: un ferritizado subcrítico, a temperaturas comprendidas entre 700-730°C y mantenimiento por 20-30 hs, seguido de un enfriamiento lento en horno; y un ferritizado a alta temperatura, comprendida en el rango de 870-900°C por un período de tiempo de 3-4 hs, también seguido de enfriamiento lento en horno [8]. Las FE ferríticas poseen tensiones de rotura de hasta 450-500 MPa aproximadamente, y elongaciones que pueden alcanzar 25% [6, 7]

Temple y revenido: el temple consiste en una austenización a temperaturas del orden de 900°C durante un tiempo suficiente para homogeneizar la temperatura de la pieza, seguido de un enfriamiento en agua o en sales para obtener una microestructura martensítica. El revenido es un tratamiento térmico a temperaturas menores a los 300°C realizado para obtener un estado estructural más estable. Con este tratamiento se pueden lograr FE con microestructuras de muy elevada resistencia mecánica.

Austemperizado: se realiza un tratamiento térmico de austenizado seguido de un enfriamiento en un baño de sales a temperaturas comprendidas entre 280-400°C. Este enfriamiento es lo suficientemente rápido como para evitar la precipitación de productos de alta temperatura. Con este ciclo térmico se obtiene fundiciones esferoidales austemperizadas (ADI), las cuales poseen una resistencia a la tracción significativamente mayor a las FE perlíticas, presentando una notable ductilidad y tenacidad, con muy buena resistencia a la fatiga y al desgaste.

En la figura 2.3 se observan los rangos de propiedades mecánicas típicas de estos tipos de FE.

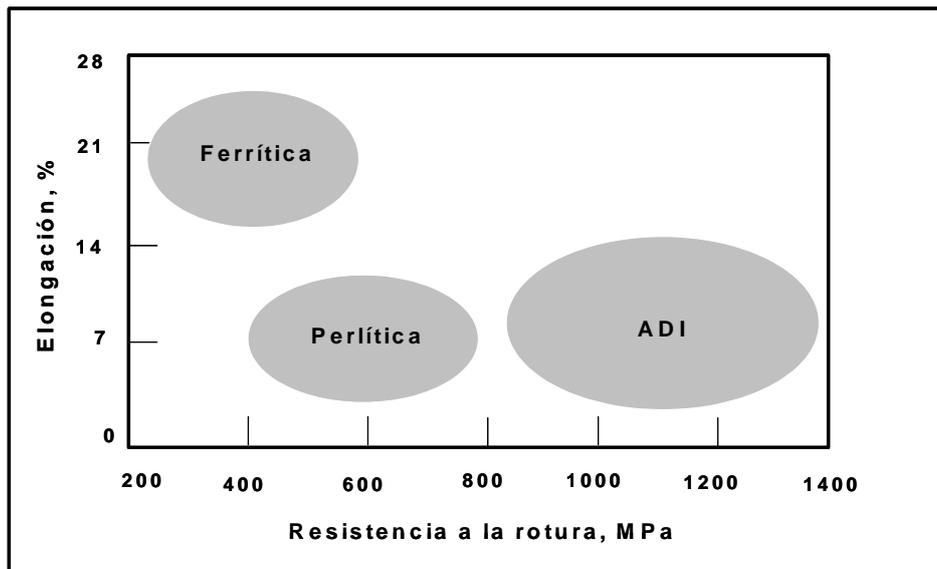


Figura 2.3: Propiedades mecánicas de las FE en función de la microestructura [7].

2.2.1 Modelo de solidificación de fundiciones esferoidales

A pesar de su extensa aplicación hay numerosos aspectos de la metalurgia de las FE que aún no son totalmente comprendidos. Este es el caso del proceso de solidificación.

En la literatura se encuentran dos modelos físicos que explican la solidificación eutéctica de las FE. La mayoría de los expertos coinciden en que la solidificación de la fundición esferoidal comienza con la nucleación y crecimiento independiente de austenita y grafito en el líquido, con la austenita creciendo en forma de dendritas. La interacción entre las dendritas de austenita y los nódulos origina unidades de solidificación, formadas por dendritas de austenita engrosada que envuelven a varios nódulos [9, 10]. Este modelo se conoce como Multinodular (figura 2.4).

Otros investigadores, de acuerdo con un modelo más antiguo, denominado Uninodular, sostienen que la austenita no posee núcleos propios sino que nuclea sobre los nódulos de grafito, los cuales nuclean en primer lugar en el líquido. Con el avance de la solidificación, la austenita crece esféricamente alrededor de cada nódulo aumentando su tamaño hasta que entran en contacto entre sí (figura 2.5).

En ambos modelos se generan zonas aisladas de líquido que solidifican al final. Estas zonas se denominan zonas LTF (del inglés: Last To Freeze) y en ellas se encuentran, generalmente, las inclusiones, impurezas y demás defectos de colada característicos de las fundiciones.

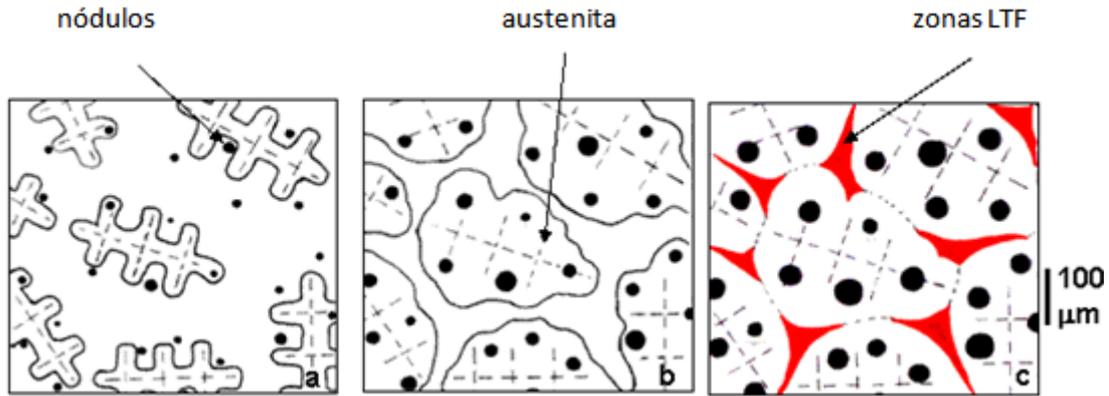


Figura 2.4: Modelo de solidificación Multinodular

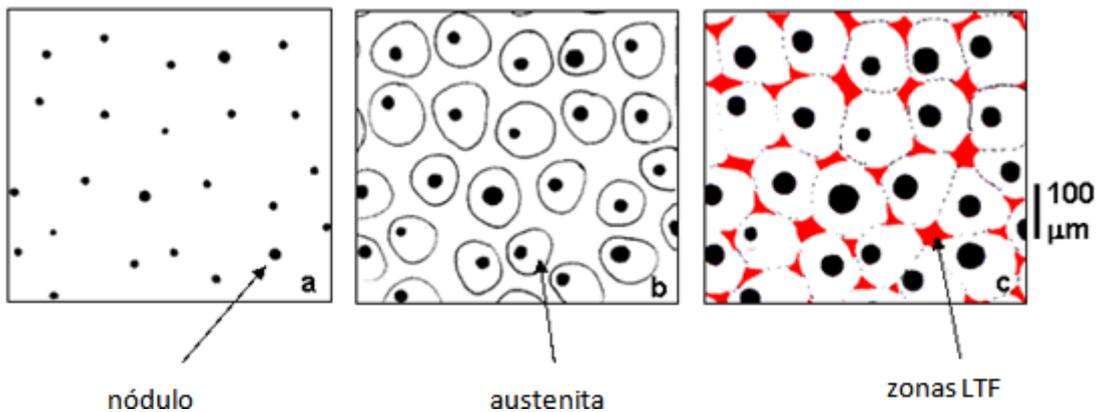


Figura 2.5: Modelo de solidificación Uninodular

En los últimos años, con la utilización de nuevas técnicas para revelar micro y macroscópicamente la estructura de solidificación, se han obtenido nuevas evidencias sobre la solidificación eutéctica de las FE [11-14]. Distintos trabajos realizados en la División Metalurgia del INTEMA han permitido verificar que la solidificación eutéctica de las FE comienza efectivamente con la nucleación y crecimiento independiente de la austenita y grafito en el líquido, tal como lo predice el modelo multinodular (figura 2.6). La diferencia que presenta este modelo respecto de los presentados anteriormente, es que las zonas LTF se presentan entre los brazos de la austenita dendrítica, es decir en forma interdendrítica y no entre unidades de solidificación. Esto se debe a que este modelo propone que a medida que avanza la solidificación, la austenita crece dendríticamente con alta velocidad, entran en contacto y envuelven a la mayoría de los nódulos de grafito. Por lo tanto, cada unidad de solidificación queda formada por una dendrita de austenita de gran tamaño (del orden de los milímetros) con un gran número de nódulos en su interior.

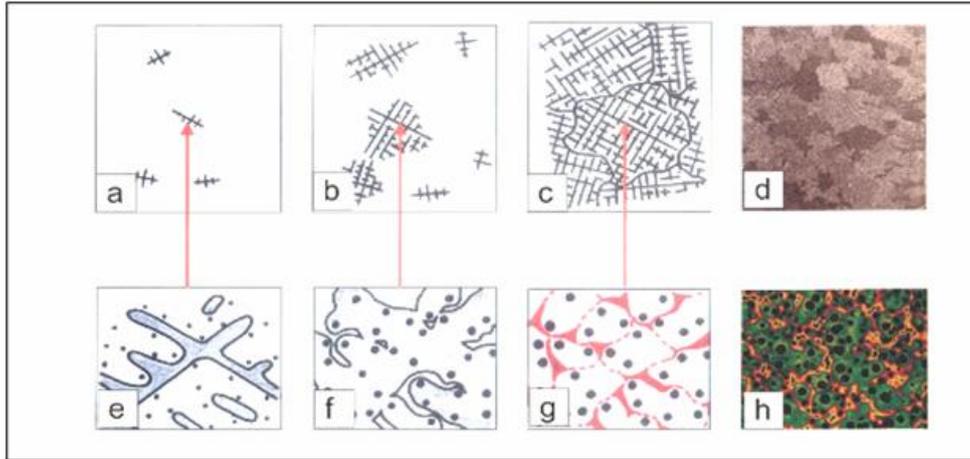


Figura 2.6: Secuencia esquemática de la solidificación de FE según el modelo propuesto por Rivera et al [6]. a-c) Macroestructura de solidificación, d) Macroestructura real, e-g) Microestructura de solidificación, y h) Microestructura real.

2.2.2 Concepto de segregación y su relación con las fundiciones esferoidales

La segregación se origina durante el proceso de solidificación como consecuencia de la partición de los elementos de aleación entre el sólido que lo forma y el líquido que le da origen. Por lo tanto, en la matriz metálica no hay una concentración homogénea de los elementos químicos, sino que se registran importantes variaciones de concentración [15].

Pueden diferenciarse dos niveles de concentración según la escala en que se presenten. En una escala microscópica, hasta aproximadamente un centenar de micrones, se da la microsegregación, mientras que la macrosegregación involucra dimensiones mucho mayores. Ésta última puede corregirse térmicamente, pero en cambio, no es posible corregir la microsegregación.

La segregación puede ser caracterizada mediante un coeficiente de partición K , definido como:

$$K=C_s/C_L \quad \text{Ec. 2.1}$$

donde: C_s es la concentración del soluto en el sólido y C_L la concentración en el líquido.

Como se esquematiza en la figura 2.7, los elementos se pueden dividir en dos tipos según sus características de segregación: a) los que segregan directa o normalmente y poseen un $K < 1$. Esto significa que la última porción en solidificar es más rica en soluto, como el Mn, Mo y Cr; y b) los que segregan en forma inversa, presentando un $K > 1$, es decir, que el último líquido en solidificar es más pobre en soluto. Los elementos como Ni, Cu y Si presentan este tipo de segregación [16].

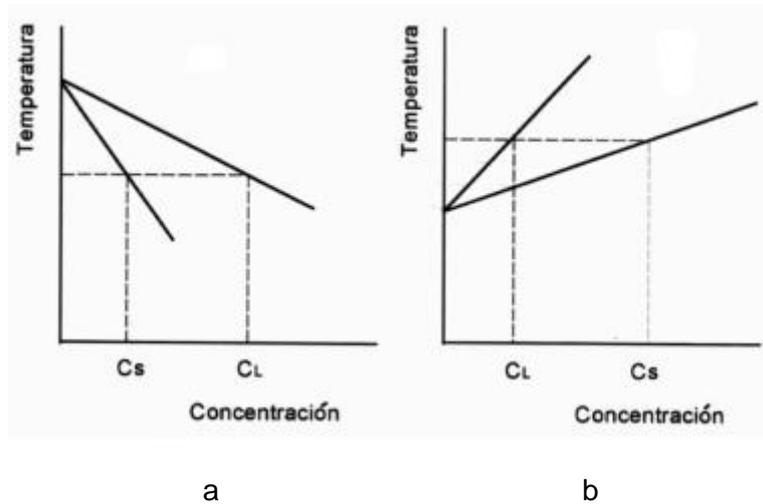


Figura 2.7: diagramas de fases para elementos con partición: a) directa, b) inversa

En las FE elementos químicos tales como Mg, C, Mn, Si, S y P siempre están presentes, mientras que otros elementos como Mo, Cu y Ni se suelen agregar usualmente como elementos aleantes. Durante la solidificación estos elementos de aleación se van a segregar, en mayor o en menor medida dependiendo del proceso de difusión. La segregación se hace más marcada con la reducción de la velocidad de solidificación, ya que aumenta el tiempo para la difusión de los elementos. Por lo tanto, es de esperar que piezas enfriadas a distintas velocidades presenten diferentes perfiles de segregación de elementos dentro de la matriz metálica y zonas LTF con distintas características (extensión, morfología y concentración de elementos segregados).

De esta manera, la distribución final de los elementos de aleación será heterogénea, y como consecuencia también lo será la microestructura final afectando a las propiedades mecánicas. Los tratamientos térmicos posteriores permiten ajustar la microestructura de la matriz pero no modifican aspectos inherentes a la colada, como son la microsegregación, la porosidad y la distribución de fases. Por esta razón, se considera que la microsegregación es una de las principales causantes de las heterogeneidades en la microestructura final.

2.3 Fundiciones esferoidales ferríticas

Las FE de matriz ferrítica se vienen utilizando desde hace años en distintos sectores de la industria debido a su elevada capacidad de deformación, inclusive a bajas temperaturas. Un ejemplo de ello se da en la industria automotriz, particularmente en la fabricación de partes de suspensión [17]. Constituyen una de las fundiciones de hierro más utilizadas, ya que posee la gran ventaja de que su

microestructura ferrítica puede obtenerse directamente en condición de bruto de colado.

Estas fundiciones son las que presentan los menores valores de resistencia a la rotura y límite elástico, pero poseen máxima deformación, comparadas con FE de otras microestructuras. Los valores típicos de resistencia a la rotura se encuentran entre 400-500 MPa, el límite elástico entre 300-400 MPa, las deformaciones a la rotura son del orden del 20% y la dureza está comprendida entre 150-180 HB. La tenacidad al impacto muestra las menores temperaturas de transición dúctil-frágil y las mayores energías en el "upper shelf" (por encima de la temperatura de transición), reportando valores del rango de 100 a 150 Joules a temperatura ambiente [18]. Estas propiedades se encuentran influenciadas por la composición química.

2.4 Fundiciones esferoidales austemperadas (ADI)

Las ADI constituyen una variante de las FE que ofrecen una excelente combinación de bajo costo y propiedades mecánicas, por este motivo, es que en los últimos años la aplicación de las ADI ha aumentada notoriamente en la industria.

Entre sus principales campos de aplicación se encuentra la industria automovilística, incluyendo todo tipo de vehículos. En la actualidad se están fabricando en ADI, cigüeñales para motores de alto rendimiento, engranajes, partes de suspensión, componentes de diferencial, etc., debido a que este material cumple principalmente con los altos rendimientos de desgaste y de resistencia a la fatiga exigidos por estos componentes [19].

La obtención de ADI consiste en someter a una FE a un ciclo térmico que involucra tres etapas:

i. Austenizado: consiste en un calentamiento hasta temperaturas comprendidas en el rango de 850-950°C (temperatura de austenizado T_{γ}) y mantenimiento a esta temperatura durante 2-4 hs (tiempo de austenizado t_{γ}) para obtener austenita con un contenido de carbono controlado y homogéneo

ii. Enfriamiento: hasta la temperatura de austemperado, lo suficientemente rápido para evitar la formación de productos de alta temperatura.

iii. Austemperado: consiste en el mantenimiento isotérmico a una temperatura comprendida entre 250-400°C durante tiempos que varían entre 1 a 3 horas. En este paso se logra una matriz cuya microestructura se conoce como ausferrita, que es una mezcla de austenita con alto contenido de carbono y de ferrita con morfología acicular [21].

En la figura 2.8 se representa el ciclo térmico de un tratamiento típico de austemperizado.

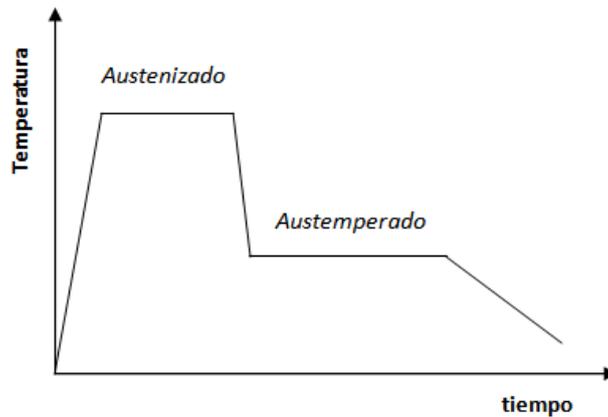


Figura 2.8: Diagrama esquemático del ciclo térmico para obtener ADI

2.4.1 Transformación ausferrítica

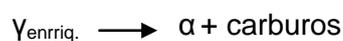
La nucleación de la ausferrita ocurre principalmente en la interfaz entre los nódulos de grafito y la matriz metálica, y en los bordes de grano austeníticos. El crecimiento de la ausferrita prosigue dentro de la matriz metálica de acuerdo a las siguientes dos etapas de transformación [21-23]:

Etapas 1:



Durante el mantenimiento isotérmico a la temperatura de austemperado (T_a), la ferrita crece en forma acicular dentro de la austenita. El excedente de carbono es reyectado desde la ferrita que crece hacia la austenita circundante. El contenido de silicio de estas fundiciones (2.5 - 3.5%) evita o retarda la formación de carburos. La austenita continúa enriqueciéndose en carbono hasta que el crecimiento de las agujas de ferrita se inhibe. A causa del incremento del contenido de carbono de la austenita, que puede alcanzar hasta un 2%, las curvas de avance de transformación TTT (Temperatura-Tiempo-Transformación) se desplazan hacia mayores tiempos y, a su vez, la austenita enriquecida se hace más estable deprimiendo la temperatura de inicio de la transformación martensítica hasta valores por debajo de la temperatura ambiente.

Etapas 2:



Si el mantenimiento a la temperatura de austemperizado se prolonga, la austenita enriquecida en carbono se descompone en ferrita y carburos. Estos carburos son indeseables ya que causan la reducción de los valores de ductilidad y tenacidad [24].

2.4.2 Influencia de los parámetros del tratamiento térmico sobre la microestructura

La microestructura de la matriz depende tanto de la temperatura de austenizado como de la de austemperizado. Si se eleva la temperatura de austenizado, se incrementa el contenido de carbono de la austenita generándose así la necesidad de una mayor reyección de carbono necesaria para la formación de la ferrita durante la etapa de austemperizado. Por lo tanto, este aumento en la temperatura de austenizado produce una disminución de la velocidad de formación de ausferrita. Debido a esto, la primera etapa de transformación podría no completarse, resultando en un alto porcentaje de austenita no reactivada, la cual se transformará, total o parcialmente, en martensita durante el enfriamiento hasta la temperatura ambiente. Por otro lado, el tiempo de austenizado debe asegurar una total difusión del carbono para poder obtener una estructura homogénea [25].

La temperatura y el tiempo de austemperado ejercen el mayor efecto sobre la microestructura de la matriz y las propiedades finales. La morfología de la ausferrita y las cantidades relativas de ferrita y austenita enriquecida formadas durante la primera etapa de la transformación están principalmente determinadas por T_a . Austemperados a temperaturas del rango superior (330-380°C), dan lugar a la producción de una estructura ausferrítica consistente en placas, o agujas de ferrita relativamente gruesas, en una matriz de austenita enriquecida en carbono. Cuando el austemperado se realiza a temperaturas inferiores, la movilidad del carbono se ve restringida, por lo que los productos de reacción se afinan progresivamente, asemejándose a la bainita obtenida en los aceros, quedando demostrada la existencia de precipitados de carburos entre las agujas de ferrita formadas a bajas temperaturas [24].

Por otro lado, dado que el propósito del tratamiento es producir una matriz totalmente ausferrítica, el tiempo de austemperado debe ser el suficiente para completar la primera etapa y a la vez no permitir que comience la segunda. Si el tiempo de austemperado es muy corto, el grado de avance de la transformación será inferior al 100% y quedará un porcentaje de austenita no transformada ni estabilizada, que eventualmente transformará a martensita durante el enfriamiento final. Si el tiempo

de austemperizado es mucho mayor al necesario, podrá iniciarse la segunda etapa, precipitando el carbono en forma de carburos bainíticos [26].

2.4.3 Propiedades mecánicas de las ADI

Para una composición química definida, las propiedades óptimas de las ADI son determinadas por la elección de T_y y, en mayor medida, por T_a . Altas temperaturas de austenizado y bajas temperaturas de austemperado promueven alta resistencia y dureza, mientras que bajas temperaturas de austenizado y altas temperaturas de austemperado promueven elevada ductilidad [24]. La figura 2.9 muestra una tendencia de los valores de distintas propiedades mecánicas en función de la temperatura de austemperizado.

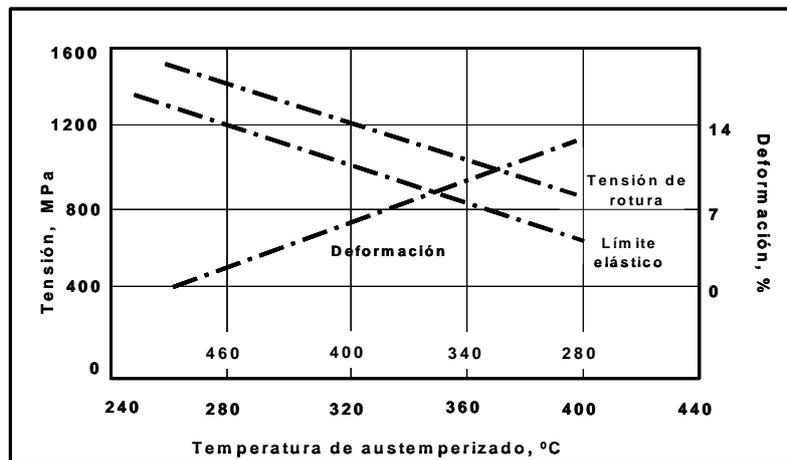


Figura 2.9: Propiedades mecánicas de las FE austemperizadas (ADI) en función de la temperatura de austemperizado [27-29].

2.5 Fundiciones esferoidales con estructura "Dual Phase"

En la industria se utilizan numerosas piezas que requieren un alto grado de deformación y resistencia al impacto, combinadas con alta tenacidad. Para cumplir con estas prestaciones se utilizan aceros colados o forjados de alta resistencia tratados térmicamente. El costo de estos aceros es elevado, pero hasta hace pocos años no se conocía una alternativa más económica ya que las fundiciones esferoidales, a pesar de sus numerosas aplicaciones no pueden cumplir los requisitos de piezas de alto compromiso, debido a que no pueden combinar elevados valores de resistencia mecánica y tenacidad a la fractura.

En post de mejorar las propiedades mecánicas, fractomecánicas y de fatiga de las ADI y FE ferríticas, un nuevo tipo de fundiciones esferoidales denominadas Dual Phase está siendo objeto de estudio [30].

La matriz de las FE Dual Phase está compuesta por distintas cantidades y morfologías de ferrita libre (también denominada alotriomórfica) y ausferrita. El objetivo de este nuevo tipo de fundiciones es obtener propiedades mecánicas y de fatiga superiores a las de las ADI y de las FE ferríticas, bajo la premisa de intentar obtener una microestructura que contenga ambas fases combinando así sus propiedades. Las diferentes combinaciones de las fases presentes permiten ampliar el rango de las propiedades obtenibles, destacándose la obtención de excelentes relaciones tensión/elongación a la rotura y el incremento de la fractoténacidad si se las compara con matrices totalmente ferríticas o ausferríticas. Estas propiedades mecánicas, reportadas en estudios preliminares, permitirán incrementar el campo de aplicación de las FE hacia sectores donde actualmente son dominados por aceros de elevada resistencia mecánica y tenacidad.

2.5.1 Obtención de ADI Dual Phase

Para poder lograr una rápida comprensión del proceso del tratamiento térmico que se debe aplicar para obtener este novedoso material, se debe conocer y entender previamente algunos conceptos elementales.

2.5.1.2 Intervalo intercrítico

En todas las fundiciones con grafito libre, las fases en equilibrio se representan habitualmente mediante diagramas pseudo binarios, logrados mediante cortes del diagrama ternario Fe-C-Si, como por ejemplo el representado en la figura 2.10, para un porcentaje de Si de aproximadamente 2,5% [31].

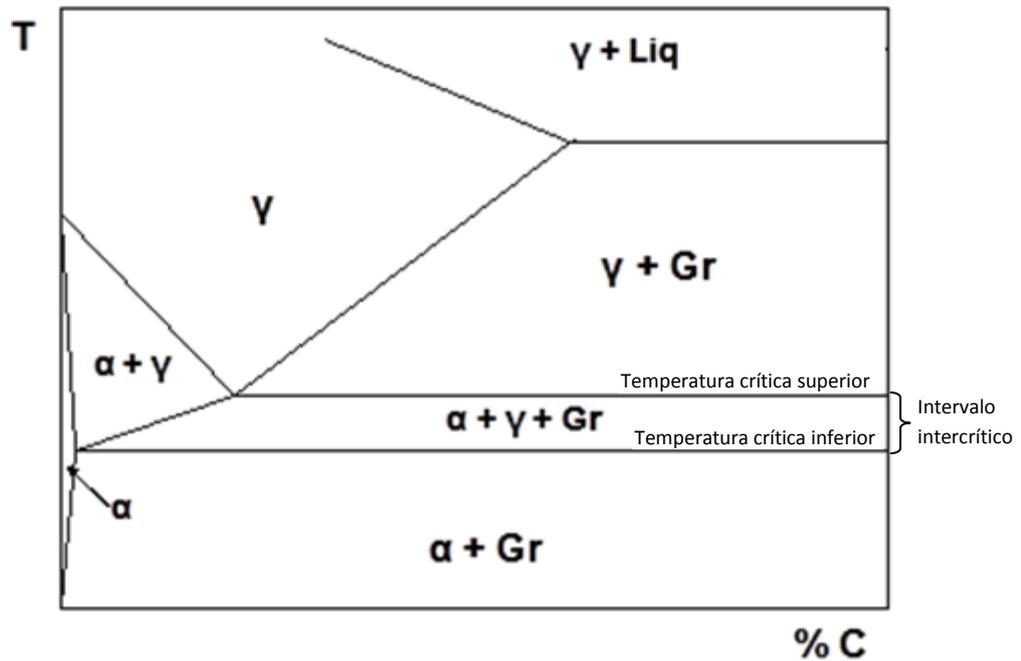


Figura 2.10: Representación de un corte binario del diagrama de equilibrio ternario Fe-C-Si. (2.5% Si)

A temperaturas próximas a la de la reacción eutectoide, el diagrama muestra una región en la cual coexisten ferrita, austenita y grafito. Esta región está delimitada por las temperaturas críticas superior e inferior. Dichas temperaturas definen los comienzos de la transformación de ferrita en austenita y austenita en ferrita, en procesos de calentamiento y enfriamiento, respectivamente, constituyendo una zona del diagrama denominada habitualmente "intervalo intercrítico".

La posición y la amplitud de este intervalo se modifican significativamente con la composición química de la aleación. Por ejemplo, el Si produce aumento de la temperatura crítica superior ya que este elemento disminuye la solubilidad del carbono en la austenita promoviendo la formación de ferrita. Este efecto también lo presentan elementos tales como Ni y Cu, aunque es menos significativo. Otros elementos pueden correr el rango de temperaturas intercríticas a temperaturas inferiores, como es el caso del Mn [32].

2.5.1.3 Transformaciones que ocurren dentro del intervalo intercrítico

2.5.1.3.1 Transformaciones en enfriamiento

Las transformaciones de fases que conducen a estados de equilibrio estables o metaestables son estudiadas mediante la cinética y la termodinámica. Las transformaciones en equilibrio son aquellas que se realizan de manera

extremadamente lenta, permitiendo la difusión de todos los elementos [33]. La figura 2.11 muestra un esquema de la dependencia de la energía libre de Gibbs con la temperatura para dos fases cualquiera denominadas "α" y "γ". La diferencia de la energía libre es la fuerza impulsora para que se produzcan las transformaciones. Se requiere que $\Delta G_v < 0$, es decir, que el estado inicial de la aleación sea inestable con respecto al estado final ($G_\alpha < G_\gamma$).

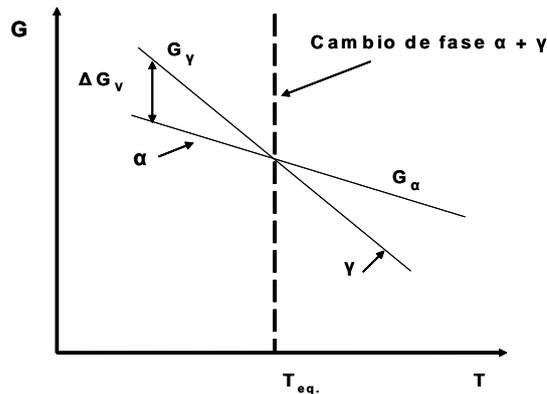


Figura 2.11: Dependencia de la energía libre con la temperatura para dos fases α y γ [34].

La mayoría de las transformaciones de fases que se producen en estado sólido se producen debido a movimientos atómicos activados térmicamente. Las transformaciones que ocurren entre el hierro cúbico centrado en las caras (fcc) y cúbico centrado en el cuerpo (bcc) son las que caracterizan las reacciones en estado sólido dentro del intervalo intercrítico del diagrama Fe-C-Si.

La nucleación de fases en estado sólido ocurre siempre de manera heterogénea. Los sitios para la nucleación más propicios son los bordes de grano, inclusiones e intercaras. Todos estos son lugares de alta energía libre dentro del material y, por lo tanto, disminuyen localmente la energía de activación para la nucleación de una nueva fase. La ecuación para la nucleación heterogénea se puede representar como:

$$\Delta G_{\text{het}} = -V^*(\Delta G_v - \Delta G_s) + A\gamma - \Delta G_d \quad \text{Ec. 2.2}$$

Donde ΔG_v es la reducción de energía libre volumétrica por la creación de una nueva fase más estable, A es el área de la nueva fase, γ es la tensión superficial, y ΔG_d y ΔG_s son los incrementos en la energía libre asociado a los defectos microestructurales (bordes de grano, inclusiones, etc.) y a las deformaciones, respectivamente. La nucleación homogénea no contempla la energía relacionada a defectos de no equilibrio (ΔG_d), por lo cual, la ecuación para una nucleación homogénea está representada por:

$$\Delta G_{\text{hom}} = -V^*(\Delta G_v - \Delta G_s) + A \gamma \quad \text{Ec. 2.3}$$

Por lo tanto, la relación entre las energías críticas para la nucleación está dada por:

$$\Delta G_{\text{het}}^* / \Delta G_{\text{hom}}^* = S(\theta) \quad \text{Ec. 2.4}$$

Donde $S(\theta) = \frac{1}{2}(2 + \cos \theta)(1 - \cos \theta)^2$ y θ está relacionado con el ángulo formado entre los vectores que representan las tensiones superficiales de las fases.

Los sitios de nucleación heterogénea, ordenados en el sentido que disminuyen la energía de activación, son: vacancias, dislocaciones, fallas de apilamiento, límites de grano y superficies libres. La nucleación podrá ocurrir de manera más rápida en aquellos sitios que disminuyan en mayor medida la energía de activación, pero la importancia de estos sitios de nucleación dependerá de la concentración relativa de cada uno de ellos.

En lo que se refiere a la transformación en enfriamiento que ocurre dentro del intervalo intercrítico, las características de la reacción $\gamma \rightarrow \alpha$ fueron estudiadas por Basso et al [35,36]. Los autores observaron que la nucleación de la fase ferrita comienza principalmente en los bordes de grano de la austenita y sobre la interfase grafito-austenita (figura 2.12-a). Esto se debe a que dichas regiones son zonas de elevada energía, convirtiéndolas en sitios preferenciales para la nucleación de fases. Por otro lado, para que se lleve a cabo la reacción $\gamma \rightarrow \alpha$ es necesario que el carbono contenido en la austenita migre hacia los nódulos de grafito, los cuales actúan como sumideros de carbono. Debido a ello, los bordes de grano actúan como lugares preferenciales para la formación de ferrita por tratarse de zonas de elevada difusividad. Del mismo modo actúan las zonas de interfase nódulo de grafito-austenita, debido al corto camino necesario para la difusión de carbono.

El crecimiento de la ferrita continúa preferencialmente en los bordes de grano austeníticos hasta lograr formar una red continua de ferrita en la microestructura, y en menor medida, alrededor de los nódulos de grafito (figura 2.12-b). Esto puede deberse a que la difusión de carbono a través de ferrita ubicada en bordes de grano es más importante que la difusión de carbono a través de la fase ferrita ubicada alrededor de los nódulos de grafito. Sin embargo, como la difusión de los elementos químicos está fuertemente influenciada por la composición química de la matriz, es de esperar que la cinética de la reacción $\gamma \rightarrow \alpha$, y por lo tanto, la morfología de las fases presentes en la microestructura, dependan, entre otros factores, de la composición química de la aleación.

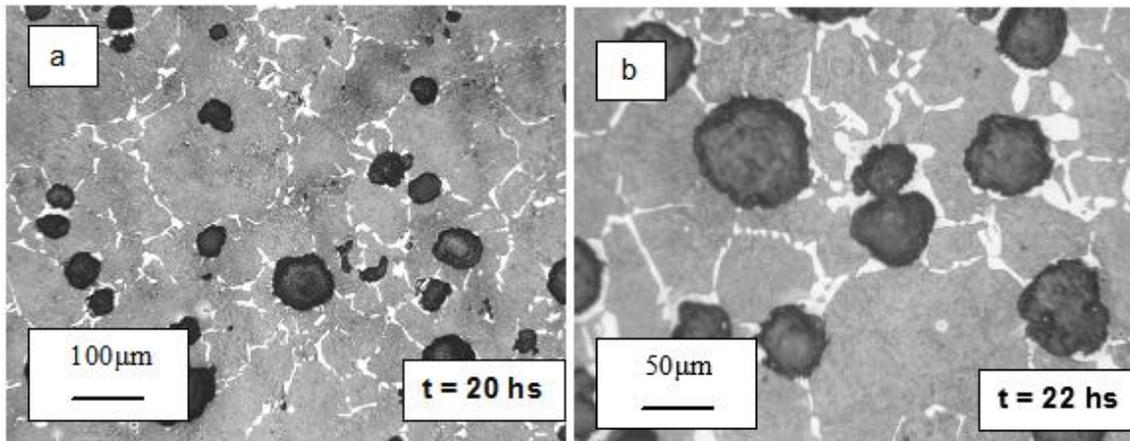


Figura 2.12: Avance de la reacción $\gamma \rightarrow \alpha$ dentro del intervalo intercrítico

2.5.1.3.2 Transformaciones en calentamiento

Basso et al [35] y Galarreta et al [36] estudiaron las características de la reacción $\alpha \rightarrow \gamma$ en calentamiento, a partir de microestructuras completamente ferríticas. El ciclo térmico empleado consistió en un austenizado incompleto llevado a cabo dentro del intervalo intercrítico, seguido de un temple en agua.

La reacción $\alpha \rightarrow \gamma$ que ocurre en equilibrio dentro del intervalo intercrítico está gobernada por la fuerza impulsora de la reacción (ΔG), la cual depende del grado de subenfriamiento o sobrecalentamiento, según sea el caso. A temperaturas cercanas a la crítica inferior, figura 2.13-a, la austenita comienza a nuclear preferentemente en las zonas LTF (zonas marcadas con un círculo en dicha figura). Esto se atribuye a la segregación directa de algunos elementos de aleación, como el Mn, que provocan la disminución local de la temperatura crítica inferior. Por otro lado, en estas zonas se encuentran inclusiones y defectos de colada que pueden actuar como centros de nucleación heterogénea.

En la figura 2.13-b se puede notar que la nucleación y crecimiento de la austenita continúa en los límites de grano de la ferrita, debido a que la difusión de carbono ocurre más fácilmente por los límites de grano, debido al mayor desorden atómico que estos presentan (aspecto cinético), y por tratarse de zonas de elevada energía (aspecto termodinámico). Posteriormente, al incrementarse la temperatura la reacción avanza hacia el interior de los granos de ferrita, por lo cual, las zonas centrales de dichos granos de ferrita son las últimas zonas en transformarse en austenita (figura 2.13-c y 2.13-d).

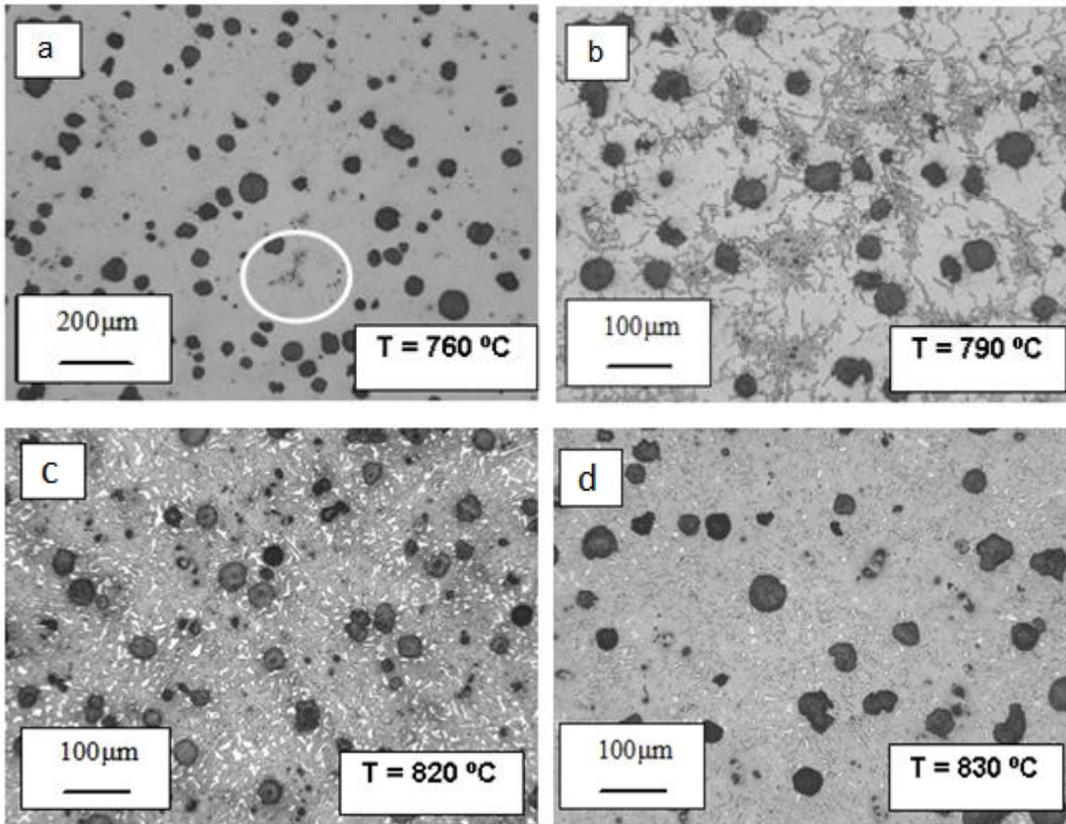


Figura 2.13: Avance de la reacción $\alpha \rightarrow \gamma$ dentro del intervalo intercrítico.

En la figura 2.14 se muestran, genéricamente, los porcentajes de ferrita y austenita en función de la temperatura de austenizado dentro del intervalo intercrítico.

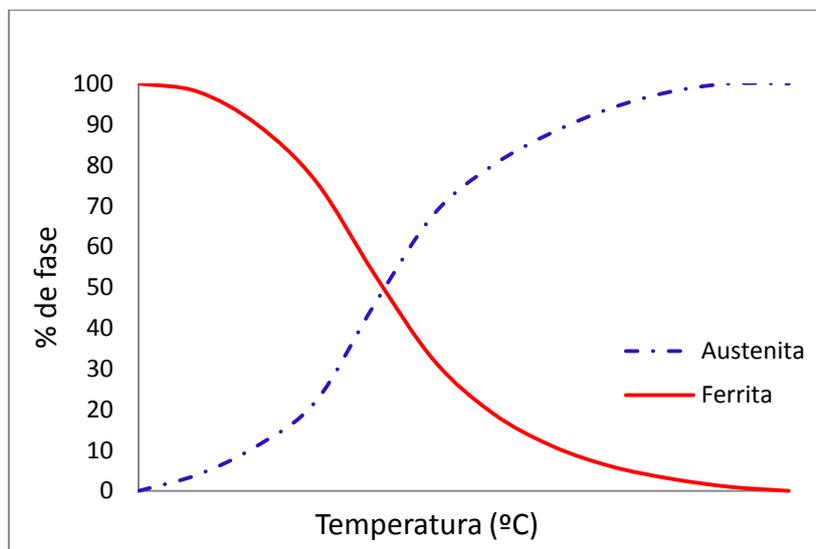


Figura 2.14: Relación ferrita-austenita dentro del intervalo intercrítico en función de la temperatura.

Por otro lado, en la evolución del estudio de transformación de fases en fundiciones se ha puesto principal énfasis en la transformación en calentamiento partiendo de matrices completamente ferríticas y hasta el momento no se conocen trabajos sobre la formación de austenita a partir de microestructuras ferrítico-perlíticas.

A. Jacot et al [37] y D. Gauge-Fugarolas et al [38] estudiaron la reacción de austenización en aceros partiendo de microestructuras ferrítico-perlíticas donde tienen lugar dos transformaciones diferentes: la disolución de la perlita (P) y la transformación de la ferrita en austenita. En una primera etapa la nucleación de austenita comienza en los bordes de las colonias de perlita, continuando en la estructura laminar. Como las distancias de difusión del carbono desde la cementita hacia la intercara ferrita/austenita son pequeñas (menores o iguales al espaciado interlaminar de la perlita), esta etapa ocurre rápidamente por lo que se asume que la transformación $P \rightarrow \gamma$ ocurre de forma instantánea.

Finalmente, una vez que toda la perlita es consumida, la transformación continúa sobre la ferrita remanente. En esta etapa la velocidad de difusión del carbono se convierte en uno de los factores limitantes y la velocidad de transformación también depende de la morfología, distribución y cantidad de las fases presentes.

2.5.2 Tratamientos térmicos empleados para la obtención de Dual Phase

Se han utilizado distintas alternativas para obtener este nuevo tipo de FE. El primer estudio reportado en la bibliografía sobre este nuevo tipo de material corresponde a Aranzabal et al (2002) [39]. Los autores obtuvieron diferentes variantes de ADI Dual Phase modificando el contenido de silicio de la fundición y realizando, sobre probetas con microestructuras 100% ferríticas, tratamientos de austenizado a una determinada temperatura dentro del intervalo intercrítico que presenta el diagrama de equilibrio Fe-C-Si. Durante la etapa de austenizado intercrítica, diferentes cantidades de austenita nuclea y crece en función de la posición (temperatura) dentro del intervalo intercrítico. Luego, dicha etapa de austenizado es seguida por un austemperizado, para transformar la austenita en ausferrita, obteniéndose de esta manera una microestructura final compuesta por ferrita y ausferrita, siendo las cantidades relativas de cada fase función del contenido de Si de la aleación (para una temperatura fija, al variar la cantidad de silicio de la aleación, se modifica la posición del intervalo intercrítico, figura 2.15).

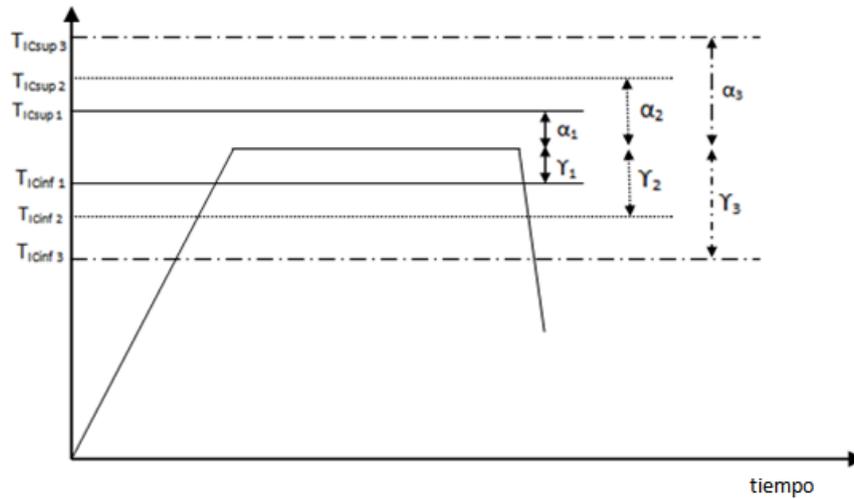


Figura 2.15: variación de las cantidades relativas de ferrita y austenita con la modificación del intervalo intercrítico al variar la cantidad de Si en la aleación.

Otra metodología reportada en la literatura [40, 41] consiste en realizar austenizaciones rápidas (incompletas) dentro del campo austenítico, sobre matrices 100% ferríticas. De esta manera, se logra nuclear austenita alrededor de los nódulos de grafito, que luego se transforma en ausferrita en el austemperizado. Las fases finales luego del tratamiento térmico son nuevamente ferrita y ausferrita, y las cantidades relativas se controlan por medio del tiempo de austenizado (a mayor tiempo de austenizado, mayor cantidad de austenita en la matriz).

Basso et al. [42, 43] y Kilicli et al. [44] emplean una metodología alternativa para obtener ADI Dual Phase consistente en someter a muestras 100% ferríticas, obtenidas a partir de tratamientos térmicos de ferritizado y con una composición química definida, a un austenizado incompleto llevado a cabo a diferentes temperaturas dentro del intervalo intercrítico seguido de un austemperado para permitir la transformación de austenita en ausferrita. El ciclo térmico se muestra en la figura 2.16.

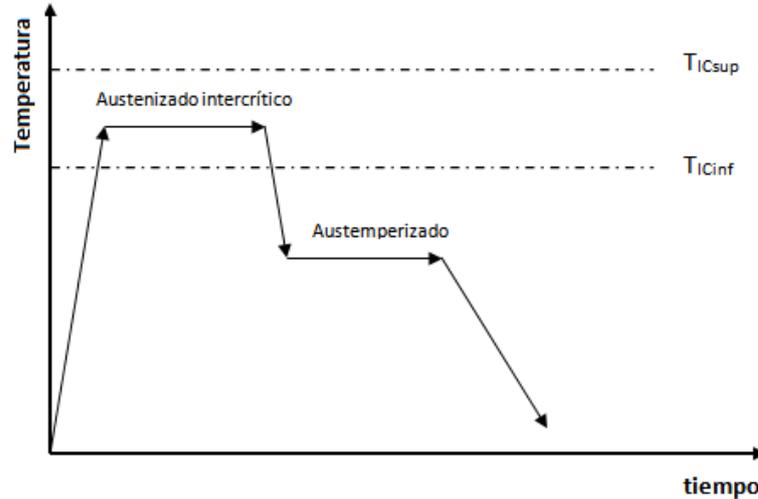


Figura 2.16: ciclo térmico empleado por Basso et al. y Kilicli et al. para la obtención de ADI Dual Phase

El resultado es una matriz compuesta por diferentes porcentajes relativos de ausferrita y ferrita alotrópica (fase original de la matriz), dependiendo de la temperatura de austenizado intercrítica. La cantidad de ferrita se incrementa cuando la temperatura de austenizado es cercana a la temperatura crítica inferior. Del mismo modo, cuando la temperatura es cercana a la crítica superior, la cantidad de ferrita alotrópica disminuye y se presenta como un microconstituyente disperso en una matriz ausferrítica. La figura 2.17 muestra los diferentes tipos de microestructuras obtenidas para diferentes muestras del mismo fundido austenizado a diferentes temperaturas dentro del intervalo intercrítico y austemperadas a 350°C.

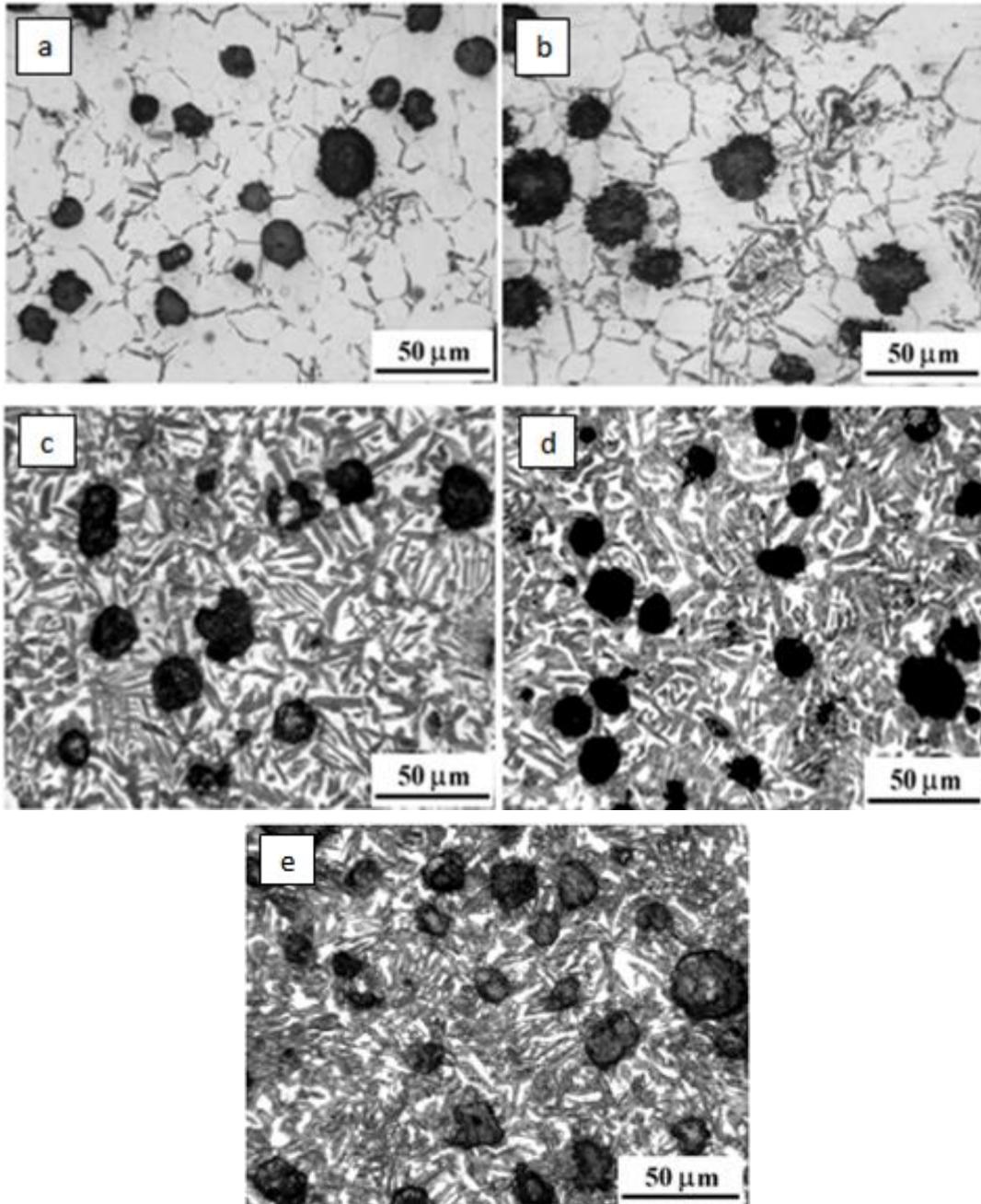


Figura 2.17: Microestructuras obtenidas para muestras austenizadas a diferentes temperaturas dentro del interval intercrítico y austemperadas a 350°C.

a: 92% Ferrita-8% Ausferrita; **b:** 80% Ferrita-20% Ausferrita, **c:** 50% Ferrita-50% Ausferrita, **d:** 35% Ferrita-65% Ausferrita, **e:** 5% Ferrita-95% Ausferrita.

La última metodología descrita ofrece importantes ventajas sobre los métodos anteriormente mencionados ya que se obtienen microestructuras con porcentajes de fases controlados, y con ello las propiedades mecánicas, debido a que la cantidad de austenita obtenida durante la etapa de austenizado está dada por el diagrama de

equilibrio termodinámico. Por lo tanto, es posible obtener porcentajes precisos de fases en la microestructura como función de la temperatura de austenizado.

2.5.3 Propiedades mecánicas de ADI Dual Phase

2.5.3.2 Propiedades mecánicas determinadas mediante ensayos de tracción

El interés tecnológico de este nuevo tipo de FE radica en que se logren superar las propiedades mecánicas de las FE en general, ya que es de esperar que las FE con estructuras Dual Phase optimicen las ya notables propiedades de las ADI buscando mejorar específicamente la ductilidad y la tenacidad. Por otro lado, se podría ampliar el campo de aplicación de las FE ferríticas si fuera posible incrementar sus propiedades mecánicas, en particular, la resistencia a la tracción y sus propiedades a la fatiga sin tener pérdida en los valores de deformación.

Consecuentemente, muchos estudios se enfocaron en determinar las propiedades mecánicas de este nuevo tipo de fundiciones. La tabla 2.1 resume las principales propiedades mecánicas (resistencia mecánica, límite elástico, elongación hasta la rotura y dureza), obtenidas por diferentes autores, correspondientes a estructuras ADI Dual Phase obtenidas desde los ciclos térmicos descritos precedentemente. En todos los casos la composición química del fundido se mantiene en el rango: C: 3.2-3.6%; Si: 2.3-3.0%; Mn: 0.1-0.5%; Mg: 0.03-0.05%; Cu: <1%; Ni: <1%. Los resultados revelan que las FE ADI Dual Phase ofrecen un amplio rango de propiedades mecánicas dependiendo del porcentaje relativo de microconstituyentes presentes en la matriz.

Particularmente, Aranzabal et al. [39] estudiaron y desarrollaron nuevas FE ADI Dual Phase para ser aplicadas en piezas de suspensión de automóvil, con la finalidad de lograr una disminución en el peso de las piezas, sumamente importante en la industria automotriz. Obtuvieron valores de resistencia mecánica, límite elástico y dureza similares a los encontrados para FE con matrices perlíticas, pero con una ductilidad comparable con matrices ferríticas.

Por otro lado, Wade et al. [40] y Verdu et al. [41] estudiaron las propiedades mecánicas de las ADI Dual Phase austemperadas a 375°C con ferrita como fase mayoritaria y la fase ausferrita encapsulando los nódulos de grafito. La mejora de los valores obtenidos en la resistencia mecánica, límite elástico y dureza se atribuye a que los nódulos de grafito, que pueden considerarse como una fase de muy baja resistencia, son rodeados por ausferrita siendo ésta una segunda fase de alta resistencia. Particularmente, encontraron que la presencia de un 20% de ausferrita en

la microestructura induce un aumento del 30% aproximadamente en la resistencia mecánica y límite elástico comparados con matrices totalmente ferríticas.

Kilicli et al. [44] estudiaron las propiedades mecánicas de FE austenizadas intercríticamente a diferentes temperaturas en la región α - γ -Gr del diagrama Fe-C-Si, y luego austemperizadas a 365°C. Dichos tratamientos permitieron obtener microestructuras con distintos porcentajes de ferrita y ausferrita, las cuales presentaron mayor ductilidad comparadas con matrices completamente ausferríticas. En particular, las muestras con 45% de ausferrita y 65% de ferrita presentaron la mejor combinación de resistencia y ductilidad.

Valdés et al. [45] evaluaron los cambios microestructurales y las propiedades mecánicas exhibidas por FE tratadas a diferentes temperaturas dentro del intervalo intercrítico, y luego austemperadas a 375°C. Los autores indicaron un incremento en la resistencia mecánica a medida que aumenta el porcentaje de ausferrita en la microestructura, mientras que la elongación hasta la rotura y la tenacidad presentaron óptimos valores cuando las muestras fueron tratadas a 800-830°C dentro del intervalo intercrítico.

Basso et al. [42, 43] analizaron los efectos que la cantidad y morfología de las fases, la temperatura de austemperizado y el tamaño de las piezas producen en la microestructura final y sus propiedades. Como se esperaba, obtuvieron que a medida que aumenta la cantidad de ausferrita, tanto la resistencia como el límite elástico aumentan mientras que la elongación disminuye para todas las temperaturas de austenizado analizadas. Además, la mejor combinación de resistencia y elongación se encontró en aquellas muestras austemperadas a 350°C [43]. Respecto a la influencia del tamaño de la pieza obtuvieron que la resistencia a la tracción y la elongación a la rotura disminuyen a medida que aumenta el tamaño de la pieza, permaneciendo prácticamente constante el límite elástico [43].

Tabla 2.1: Propiedades mecánicas de ADI Dual Phase obtenidas por diferentes autores

Autor	Temperatura de austenizado, tiempo	Temperatura de austemperado, tiempo	% Ausferrita	% Ferrita	σ_{max} [MPa]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	δ [%]	Dureza [Brinell]
Aranzabal et al.	No reportado	No reportado	≈20	≈80	654	539	14	212
Aranzabal et al.	No reportado	No reportado	≈50	≈50	728	565	16	241
Verdu et al.	800°C, 2 hs	370°C, 60 min	≈15	≈85	517	365	20	≈192
Verdu et al.	950°C, 90 sec	370°C, 60 min	≈20	≈80	660	480	17	≈207
Kilicli et al.	815°C, 20 min	365°C, 180 min	≈25	≈75	≈530	≈370	≈23	≈228
Kilicli et al.	830°C, 20 min	365°C, 180 min	≈30	≈70	≈685	≈518	≈15	≈267
Basso et al.	780°C, 60 min	350°C, 90 min	≈20	≈80	550	380	24	186
Basso et al.	820°C, 60 min	350°C, 90 min	≈60	≈40	690	550	22	215
Basso et al.	840°C, 60 min	350°C, 90 min	≈80	≈20	800	620	20	250
Basso et al.	850°C, 60 min	350°C, 90 min	≈95	≈5	1150	950	16	325

*En el porcentaje reportado no se considera el área ocupado por la fase grafito.

Consecuentemente, puede inferirse que las FE Dual Phase pueden combinar interesantes propiedades mecánicas, especialmente una buena relación resistencia/elongación a la rotura comparadas con otras FE con matrices convencionales. Este comportamiento se resume en la figura 2.18 donde se señala la región perteneciente a ADI Dual Phase en un gráfico resistencia versus elongación a la rotura para FE con diferentes matrices. Además, se muestra el efecto de la temperatura de austemperizado en estas propiedades estudiado por Basso et al. [42, 43].

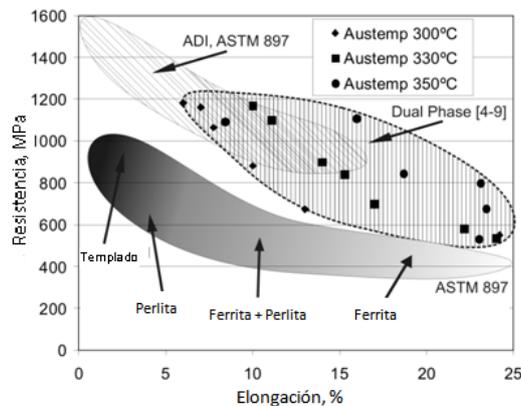


Figure 2.18: Resistencia mecánica vs. elongación a la rotura para Fe con diferentes microestructuras.

2.5.3.3 Impacto y tenacidad a la fractura

La tenacidad a la fractura, que se define como la resistencia intrínseca del material a la propagación de una fisura, es uno de los parámetros esenciales usados por los diseñadores en la selección de materiales para aplicaciones críticas. Entonces, el factor de intensidad de tensiones (K_{IC}), que define el nivel de tensiones a partir del cual se produce la inestabilidad de la fisura, es uno de los principales parámetros de diseño utilizados a la hora de pensar en aplicaciones de alto compromiso.

Aun así, hasta ahora pocos resultados han sido reportados en la bibliografía sobre propiedades al impacto y tenacidad a la fractura de ADI Dual Phase. Verdu et al. [41] reportaron que la resistencia al impacto permanece sin cambio, o incluso es levemente superior, cuando se las compara con FE ferríticas. Además, determinaron que la nueva microestructura no fragiliza al material. Basso et al. [42] estudiaron la energía de impacto mediante ensayos Charpy sin entalla para ADI Dual Phase con diferentes cantidades de ferrita y ausferrita en la microestructura, austemperadas a 350°C. Los resultados obtenidos se encontraron dentro del rango de valores reportados en la bibliografía para FE completamente ferríticas y ADI (es decir, entre 115 y 145 J/cm²). Valdés et al. [45] obtuvieron tendencias similares en las propiedades al impacto de ADI Dual Phase. El mejor resultado de la resistencia al impacto fue encontrado cuando las FE fueron tratadas en la región del intervalo intercrítico entre 800-830°C y luego austemperadas a 375°C. Se obtuvieron resistencias al impacto de 130-145J y 100-140J para FE sin elementos aleantes y aleadas, respectivamente.

Por otro lado, la tenacidad a la fractura para este nuevo tipo de FE ha sido caracterizada por Basso et al. [42] quienes reportaron valores de K_{IC} para ADI Dual Phase con diferentes matrices encontrando que a medida que aumenta el porcentaje de ausferrita en la matriz se incrementan las propiedades fractomecánicas. En la figura 2.19 se resume lo obtenido y se lo compara con FE ferríticas y ADI austemperadas a la misma temperatura. Puede notarse un incremento en la tenacidad a la fractura para microestructuras ADI Dual Phase con pequeños porcentajes de ausferrita (10-20%) atribuido a que esta fase se ubica preferencialmente en las zonas LTF que son zonas que poseen bajas propiedades mecánicas debido a sus características metalúrgicas (contenido de inclusiones, carburos, microrechupes, etc.). Por lo tanto, el encapsulamiento de estas regiones por ausferrita genera que la fisura evite estas zonas durante su propagación debido a que la ausferrita posee una mayor resistencia y tenacidad a la fractura que la ferrita. El incremento en la longitud del camino de fisura o la necesidad de que la fisura atravesase zonas LTF reforzadas con ausferrita, conducen a un incremento en la energía necesaria para la propagación de la fisura, lo

que se refleja en un aumento en el valor de la tenacidad a la fractura. Otro punto importante es que la presencia de ferrita como segunda fase dispersa dúctil dentro de una matriz mayoritariamente ausferrítica genera un aumento en la tenacidad a la fractura con respecto a microestructuras 100% ausferríticas.

Por otro lado, los autores también reportaron la relación $(K_{IC}/\sigma_{0.2})^2$ siendo un parámetro proporcional al tamaño crítico de la fisura (ver figura 2.19). Los resultados indicaron un aumento de la relación $K_{IC}/\sigma_{0.2}$ de manera similar al encontrado para el caso de los valores de K_{IC} alcanzando un máximo para el caso de microestructuras compuestas por aproximadamente 80% de ferrita y 20% de ausferrita. Esto fue atribuido, nuevamente, a que la fase ausferrita se encuentra ubicada principalmente en las zonas LTF, encapsulando de esta manera las regiones donde se ubican los defectos de colada. En este caso, la ausferrita actúa como una fase de refuerzo de las zonas más débiles dentro de la microestructura incrementando la tenacidad a la fractura. Además, para mayores porcentajes de ausferrita en la matriz, la relación $(K_{IC}/\sigma_{0.2})^2$ comienza a decrecer debido a que, a pesar que aumenta el K_{IC} del material, el límite elástico lo hace de una manera más marcada.

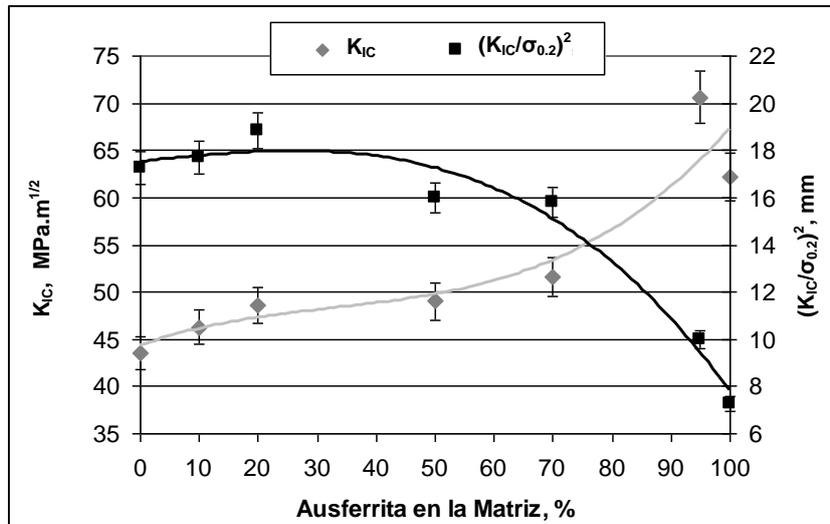


Figura 2.19: Valores de K_{IC} and $(K_{IC}/\sigma_{YS})^2$ en función de la microestructura.

2.5.3.4 Fatiga

El primer resultado reportado en la literatura sobre propiedades a la fatiga para ADI Dual Phase corresponde a Verdu et al. [41]. Los autores buscaron mejorar las propiedades a la fatiga de las FE ferríticas nucleando, a través de los ciclos térmicos mencionados con anterioridad, diferentes cantidades de ausferrita alrededor de los nódulos de grafito. Así, el grafito rodeado de una fase más resistente provee mayor

resistencia a la iniciación de fisuras. El resultado fue un incremento del 25% de resistencia a la fatiga respecto de matrices completamente ferríticas para microestructuras compuestas de 80% de ferrita y 20% de ausferrita.

Basso et al. [46] también trabajaron en esta área usando cuatro diferentes matrices de ADI Dual Phase austemperadas a 350°C, conteniendo diferentes porcentajes de ferrita y ausferrita. Los autores reportaron el límite de resistencia a la fatiga como función de la cantidad de ausferrita en la matriz de las ADI Dual Phase y compararon los valores con FE completamente ferríticas y en el otro extremo con matrices completamente ausferríticas (ADI). El ensayo de fatiga demostró que conforme aumenta el porcentaje de ausferrita en la matriz se incrementa la resistencia a la fatiga en comparación con matrices completamente ferrítica. Particularmente, una pequeña cantidad de ausferrita (20% aproximadamente) en la microestructura, en este caso localizada principalmente alrededor de las LTF mejora el límite de resistencia a la fatiga en un 25%, aproximadamente. Estos resultados confirman, una vez más, la efectividad de la fase ausferrita como un refuerzo de la matriz ferrítica como consecuencia de la encapsulación de las LTF.

3. MOTIVACIÓN Y OBJETIVOS

Como ya se mencionara, una de las metodologías más utilizadas para obtener este nuevo tipo de FE consiste en someter a muestras 100% ferríticas obtenidas a partir de tratamientos térmicos de ferritizado y con una composición química definida, a un austenizado incompleto llevado a cabo a diferentes temperaturas dentro del intervalo intercrítico seguido de un austemperado para permitir la transformación de austenita en ausferrita. El resultado es una matriz compuesta por diferentes porcentajes relativos de ausferrita y ferrita alotriomórfica (fase original de la matriz), dependiendo de la temperatura de austenizado intercrítica. Con esta metodología se obtienen microestructuras con porcentajes de fases controlados, y con ello las propiedades mecánicas, debido a que la cantidad de austenita obtenida durante la etapa de austenizado está dada por el diagrama de equilibrio termodinámico. Por lo tanto, es posible obtener porcentajes precisos de fases en la microestructura como función de la temperatura de austenizado.

En el presente trabajo se estudiará la factibilidad de obtener este tipo de estructuras ADI Dual Phase a partir de una metodología similar a la mencionada, utilizando como microestructura de partida distintas estructuras en estado bruto de colado que contengan distintas cantidades relativas de ferrita y perlita. Esto es de especial relevancia a la hora de pensar en la producción de piezas seriadas porque se prescinde de los costosos tratamientos térmicos de ferritizado, habitualmente empleados en la mayoría de los métodos de obtención de ADI Dual Phase.

El objetivo general del presente proyecto es determinar la factibilidad de optimizar las propiedades mecánicas y economizar los procesos de obtención de piezas de FE con estructuras ADI Dual Phase.

Para alcanzar lo planteado será necesario completar los siguientes objetivos particulares:

- Comprender las reacciones en estado sólido que ocurren dentro del intervalo intercrítico del diagrama Fe-C-Si de las FE a fin de poder cuantificar y controlar adecuadamente las fases presentes en la microestructura, enfocándose en particular, en analizar las características de las reacciones perlita + ferrita → austenita + ferrita.
- Determinar los tiempos necesarios para alcanzar los porcentajes de equilibrio de fases (ferrita y austenita) para distintas temperaturas dentro del intervalo intercrítico en función de la microestructura de partida (o en estado bruto de

colado) con distintas cantidades relativas de ferrita y perlita, a partir de la variación del contenido de silicio en la aleación.

- Establecer las diferencias que existen entre las FE ADI Dual Phase obtenidas desde microestructuras completamente ferríticas y las obtenidas desde estructuras en bruto de colado, evaluando morfologías de fases y propiedades mecánicas, determinadas mediante ensayos de tracción.

4. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

4.1 Obtención del material y preparación de las probetas

El material bajo estudio se obtuvo con anterioridad a este trabajo para el desarrollo de investigaciones precedentes de la División Metalurgia-INTEMA.

Se colaron bloques "Y" de 25 mm de espesor según Norma ASTM A897M en la planta TITANIA S.A., siguiendo prácticas convencionales de fusión, nodulización, inoculación y colada. Se obtuvieron 4 coladas, identificadas en el presente trabajo como A, B, C y D, con distintos tenores de silicio, desde 2.4 hasta 4.2%, para lograr las distintas microestructuras en estado bruto de colado deseadas.

, se seccionó la zona calibrada de los bloques y se realizaron los cortes correspondientes para obtener probetas del primer y segundo nivel, como muestra la figura 4.1. A partir de estos cortes se mecanizaron cilindros de 12 mm de diámetro y 30 mm de longitud para ser utilizados como probetas para tratamientos térmicos.

Al término de cada tratamiento térmico las probetas fueron seccionadas e incluidas en baquelita para facilitar su manipulación. Las superficies se desbastaron con lijas al agua desde granulometría 80 a 1000. Luego, las muestras se pulieron a espejo con paño, utilizando como abrasivo una suspensión de partículas de alúmina en agua y se las lavó con alcohol.

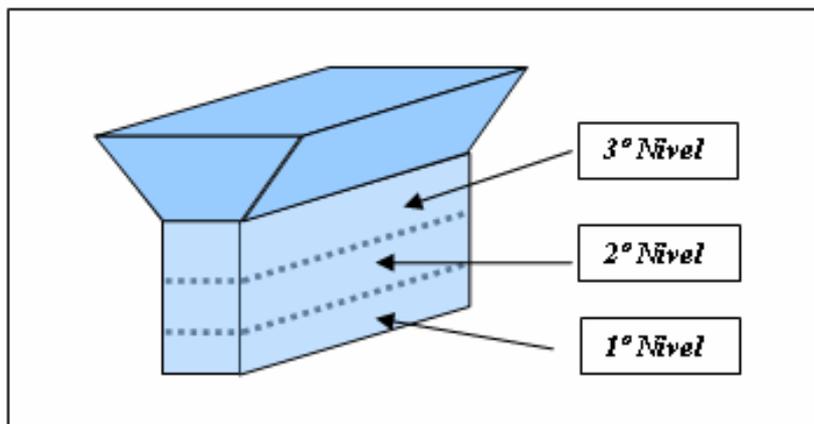


Figura 4.1: Esquema de cortes realizados sobre los bloques "Y" para la obtención de probetas.

4.2 Caracterización del material

Las diferentes microestructuras se analizaron empleando un microscopio óptico marca Olympus G7, luego de ser reveladas con Nital 2%. Para cuantificar las fases presentes, se utilizó el analizador de imágenes Image Pro Plus. Se tomaron 5 imágenes de cada muestra utilizando un aumento de 5X y se reportó el valor como el promedio de los valores medidos. El error cometido es de aproximadamente un 10% sobre el valor medido y se determinó efectuando varias mediciones sobre una misma figura.

4.3 Determinación de las temperaturas críticas superior e inferior del intervalo intercrítico

Para el estudio de la cinética de transformación dentro del intervalo intercrítico fue necesario, inicialmente, determinar las temperaturas críticas superior (T_{ICsup}) e inferior (T_{ICinf}) de dicho intervalo para las diferentes aleaciones estudiadas, siguiendo la metodología empleada por Basso et al [47].

La técnica consistió en realizar un ferritizado previo a todo el material para obtener FE con matriz completamente ferrítica para ser utilizada como microestructura de partida en los ciclos térmicos realizados para determinar el intervalo intercrítico. El tratamiento de ferritizado consistió en someter a las probetas de cada colada a temperaturas de 900°C durante 4 horas y enfriarlas lentamente en el horno.

Una vez obtenido el material ferritizado, se colocaron distintas probetas dentro del horno mufla y se realizaron calentamientos a temperaturas desde 730°C hasta 900°C a intervalos de 10°C, con tiempos de permanencia constantes de 1 hora para cada intervalo de temperatura. Todas las probetas se templaron en agua resultando microestructuras compuestas de distintos porcentajes de ferrita y martensita (α'), según la temperatura de calentamiento seleccionada. La figura 4.2 esquematiza los ciclos térmicos realizados. Por otro lado, mediante estos mismos ensayos, se obtuvieron los porcentajes de fases (ferrita y austenita) en función de la temperatura intercrítica. Estudios realizados por A. Basso et al [48] demostraron que 1 hora de mantenimiento a la temperatura de austenizado intercrítico es suficiente para alcanzar los porcentajes de equilibrio en el caso de la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ y comenzando desde una matriz completamente ferrítica.

Se estableció como temperatura crítica inferior la temperatura a la cual se puede apreciar metalográficamente el inicio de la reacción $\alpha \rightarrow \gamma$ (porcentajes de

austenita en la microestructura menores al 5%), y como temperatura crítica superior a la temperatura en la que se observa una microestructura con porcentajes superiores al 98% de austenita.

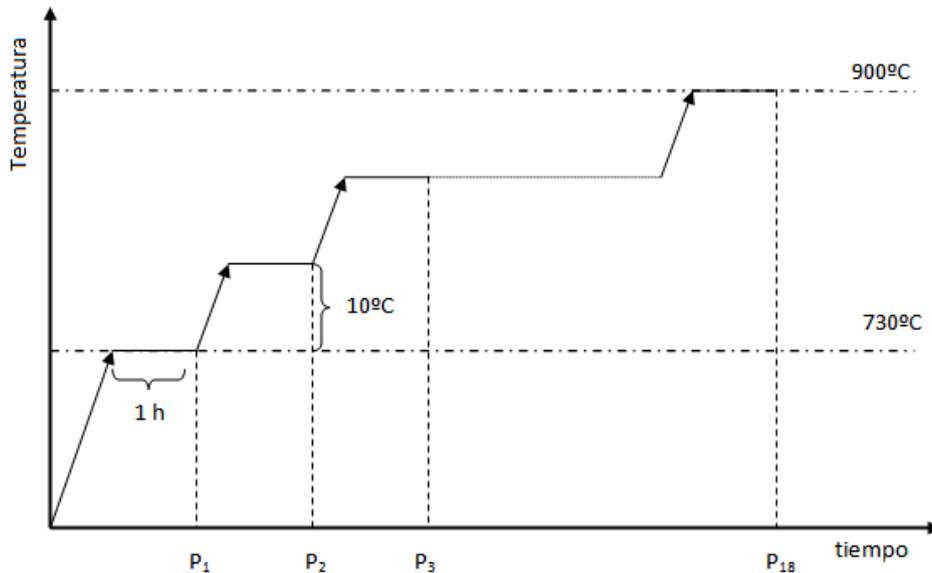


Figura 4.2: Esquema del tratamiento térmico empleado para determinar el intervalo intercrítico.

4.4 Obtención de la microestructura "Dual Phase" partiendo desde el material en estado bruto de colado

Como ya se indicara, el objetivo principal del presente trabajo de tesis consistió en estudiar la factibilidad de obtener microestructuras ADI Dual Phase desde la condición en bruto de colado. Para ello, una vez definidas las temperaturas críticas, se realizaron tratamientos térmicos a probetas con microestructuras en estado bruto de colado. Dicho tratamiento térmico consistió de un austenizado dentro del intervalo intercrítico seguido de temple, con el propósito de obtener los porcentajes de fases de ferrita y austenita del equilibrio. Sin embargo, para lograr esto, fue necesario primero estudiar y establecer los tiempos para alcanzar dicho equilibrio de fases en función de la microestructura de partida (o composición química de la aleación) y temperatura dentro del intervalo. La metodología empleada para llevar adelante estos estudios se detalla a continuación.

4.4.1 Estudio de la cinética de reacción dentro del intervalo intercrítico

El ciclo térmico empleado para determinar el tiempo al cual se alcanza el equilibrio termodinámico de las fases ferrita y austenita (t_{eq}) en función de la microestructura de partida (o composición química) y temperatura, consistió en un

austenizado intercrítico con distintos tiempos de permanencia para cada muestra, seguido de un temple. Para la realización del austenizado intercrítico se seleccionaron 3 temperaturas para cada colada, indicadas en la tabla 4.1, con el propósito de obtener diferentes microestructuras: una compuesta mayoritariamente de ferrita (aproximadamente 90%), otra con porcentajes similares de ferrita y austenita y, la tercera, con austenita como fase mayoritaria (aproximadamente 90%). En la figura 4.3 se representa el ciclo térmico y se señalan las temperaturas como T_{IC1} , T_{IC2} y T_{IC3} , respectivamente. Si bien el objetivo del trabajo es la obtención de microestructura ADI "Dual Phase" compuesta por ferrita libre y ausferrita, se reemplazó la etapa de austemperado por un temple en agua a fin de disminuir el tiempo empleado y simplificar el proceso. Es decir, se promovió la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$ en vez de $\gamma \rightarrow$ ausferrita.

Tabla 4.1: Temperaturas intercríticas seleccionadas para cada colada

	Colada A	Colada B	Colada C	Colada D
T_{IC1} (°C)	800	800	820	840
T_{IC2} (°C)	815	830	840	870
T_{IC3} (°C)	830	850	868	895

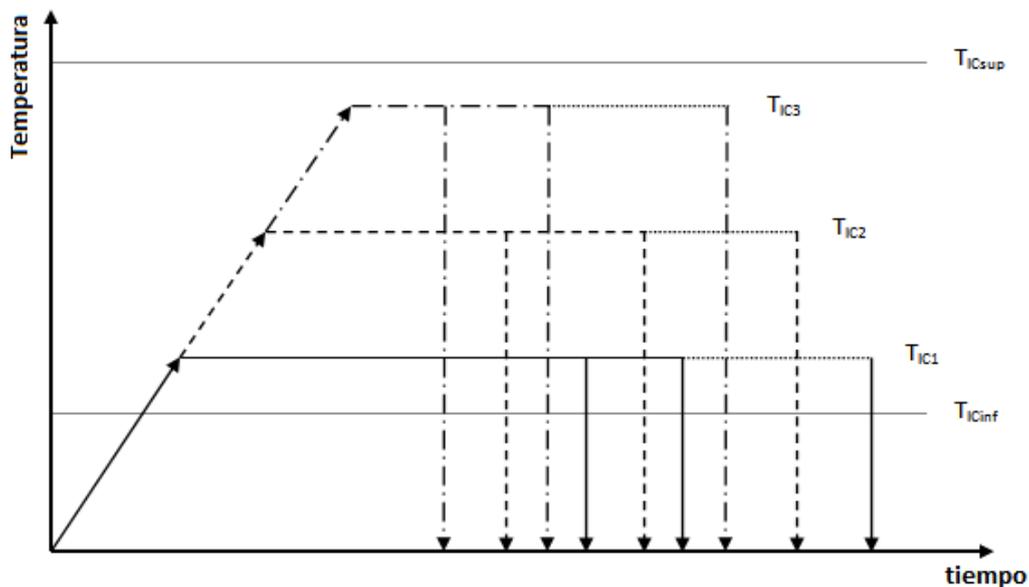


Figura 4.3: Esquema del tratamiento térmico empleado para determinar el tiempo de equilibrio para cada colada.

Para cada colada y temperatura estudiada, junto con las probetas con microestructura en estado bruto de colado, se adjuntaron muestras ferritizadas y se

realizó el ciclo térmico mostrado en la figura 4.3. Las probetas con microestructuras completamente ferríticas se agregaron para determinar el porcentaje de fases en equilibrio para cada temperatura. Para asegurar que se alcancen los porcentajes de fases de equilibrio, las muestras ferritizadas fueron mantenidas a cada temperatura intercrítica por 2 horas. Luego, se cuantificaron las fases de dichas probetas, estableciéndose los porcentajes obtenidos como los del equilibrio.

Determinados los porcentajes de fases del equilibrio de cada colada para cada temperatura, se realizaron los tratamientos térmicos sobre las probetas desde la condición en bruto de colado. Cada muestra, luego de haber sido mantenida a la temperatura intercrítica y posteriormente templada, se caracterizó cuantificándose las fases. Finalmente, el tiempo necesario para alcanzar el equilibrio termodinámico se determinó como el tiempo al cual el porcentaje de fases alcanzado se igualó al porcentaje de fases de las estructuras tratadas intercríticamente partiendo de la muestra ferritizada.

4.4.2 Tratamiento térmico para la obtención de "Dual Phase"

Una vez determinado el tiempo de equilibrio de las 4 coladas para cada temperatura, se seleccionó la identificada como colada C para la obtención de estructuras Dual Phase desde el estado en bruto de colado.

Definido el material a utilizar con su correspondiente tiempo de equilibrio para cada temperatura intercrítica, el ciclo térmico empleado para la obtención de FE con estructura Dual Phase involucró una etapa de calentamiento y mantenimiento durante el t_{eq} a la temperatura T_{IC} correspondiente. Finalmente, se realizó un austemperado en un baño de sales a 360°C durante 90 minutos para la transformación de austenita en ausferrita (figura 4.4).

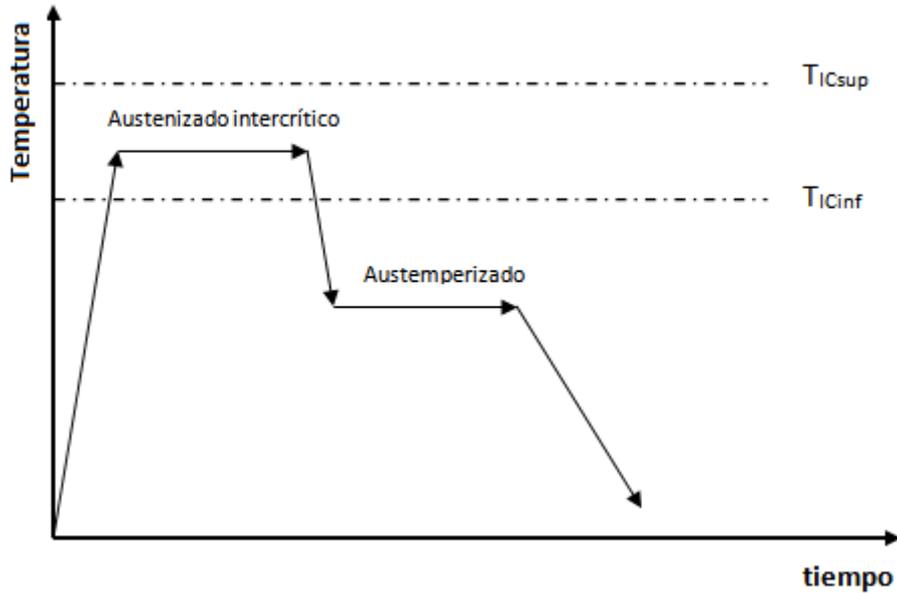


Figura 4.4: Esquema del ciclo térmico utilizado para obtener FE con estructura Dual Phase

4.5 Ensayos mecánicos

El presente plan de trabajo de tesis incluyó también evaluar y comparar las propiedades mecánicas que existen entre las FE Dual Phase obtenidas desde microestructuras completamente ferríticas y las obtenidas desde estructuras en bruto de colado. Los ensayos mecánicos se realizaron sobre muestras ADI Dual Phase obtenidas mediante el tratamiento térmico mostrado en la figura 4.4, a partir tanto de muestras en estado en bruto de colado y muestras previamente ferritizadas. Con esto se pretendió determinar la influencia de la morfología de fases obtenida por sendas metodologías sobre las propiedades mecánicas; particularmente evaluando propiedades en tracción y dureza.

4.5.1 Ensayos de Tracción

Los ensayos se realizaron bajo la norma ASTM E 8M, en una máquina de ensayos universales marca "Instron". Se ensayaron tres probetas para cada tipo de microestructura seleccionada, determinándose los valores de tensión de rotura σ_{rot} [MPa] y alargamiento porcentual a la rotura δ [%].

4.5.2 Ensayos de Dureza

Los ensayos de dureza se realizaron bajo la norma ASTM E 10, empleando un durómetro universal de marca "Ibertest", Modelo "DU-250". Todos los valores

*FUNDICIONES ESFEROIDALES "ADI DUAL PHASE" OBTENIDAS A PARTIR DE ESTRUCTURAS
FERRÍTICO-PERLÍTICAS EN ESTADO BRUTO DE COLADO*

reportados corresponden al promedio de tres mediciones, utilizando el método Brinell para todos los casos (bolilla de 2.5 mm y carga de 187.5 Kg).

5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1 Caracterización del material en estado bruto de colada

5.1.1 Composición química

En la tabla 5.1 se lista la composición química y el carbono equivalente (CE) de las coladas denominadas A, B, C y D. De acuerdo al CE las coladas resultaron ligeramente hipoeutécticas.

Tabla 5.1: Composición química del material colado.

Colada	%C	%Si	%Mn	%Mg	%Cu	%P, S	%CE
A	3.32	2.40	0.37	0.027	0.64	<0.017	4.1
B	3.36	3.13	0.32	0.03	0.5	<0.025	4.4
C	2.81	3.54	0.36	0.029	0.64	<0.024	4.0
D	2.64	4.20	0.35	0.033	0.62	<0.021	4.0

5.1.2 Caracterización microestructural

En la tabla 5.2 se detalla la caracterización metalográfica para las 4 coladas estudiadas y la figura 5.1 muestra las microestructuras representativas. El porcentaje de grafito se asumió en un 10% aproximadamente para todas las coladas. Por lo tanto, para facilitar la lectura de los resultados, los porcentajes de fases reportados que constituyen la matriz metálica (ferrita y perlita en este caso) suman el 100%.

Se puede observar que la cantidad de ferrita (zonas claras) presente en la microestructura se incrementa a medida que aumenta el contenido de Si en la aleación, debido a que el Si es un elemento alfégeno que contribuye a la grafitización y formación de ferrita. Por otro lado, la presencia de perlita (zonas oscuras) está asociada a las zonas LTF debido a la segregación directa de algunos elementos de aleación, como el Mn, el cual es un elemento perlitzante.

Tabla 5.2: Caracterización metalográfica en estado bruto de colada

Colada	A	B	C	D
Nodularidad	80	90	70	70
Tamaño de nódulo	5	5	5	5
Conteo nodular (nod/mm ²)	100	100	100	100
Ferrita (%)	25	40	72	85
Perlita (%)	75	60	28	15

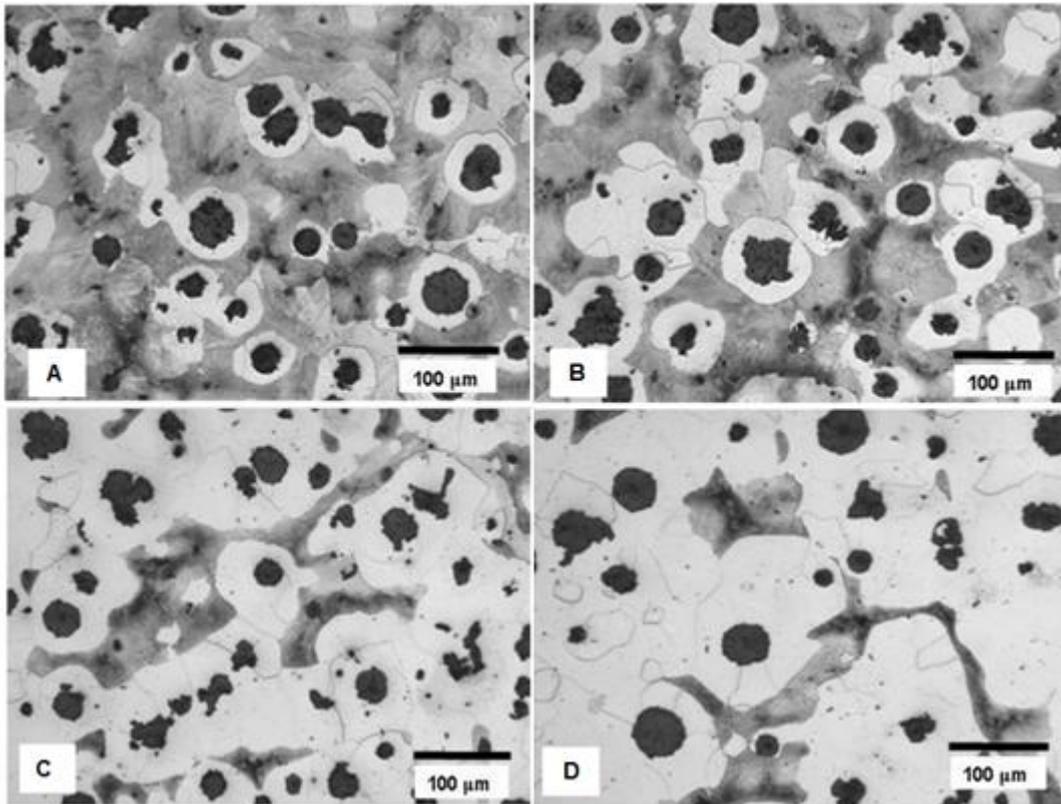


Figura 5.1: Microestructuras representativas de las coladas A, B, C y D en la condición en bruto de colado.

5.2 Caracterización del material luego del tratamiento de ferritizado

El tratamiento térmico de ferritizado permitió obtener microestructuras completamente ferríticas en las coladas B, C y D. Sin embargo, la colada A, con menor contenido de Si, 2.4%, presentó restos de cementita globulizada en las zonas LTF. La microestructura resultante se muestra en la figura 5.2.

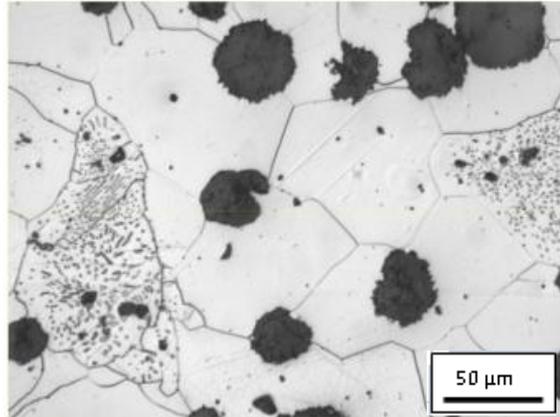


Figura 5.2: Microestructura representativa de la colada A luego del tratamiento de ferritizado.

5.3 Determinación de las temperaturas críticas superior e inferior del intervalo intercrítico

Las temperaturas críticas inferior y superior (T_{ICsup} y T_{ICinf} , respectivamente) fueron determinadas de acuerdo al procedimiento descrito en la sección 4.3. La figura 5.3 muestra, para las cuatro coladas analizadas, la variación de T_{ICsup} y T_{ICinf} en función del contenido de Si en la aleación.

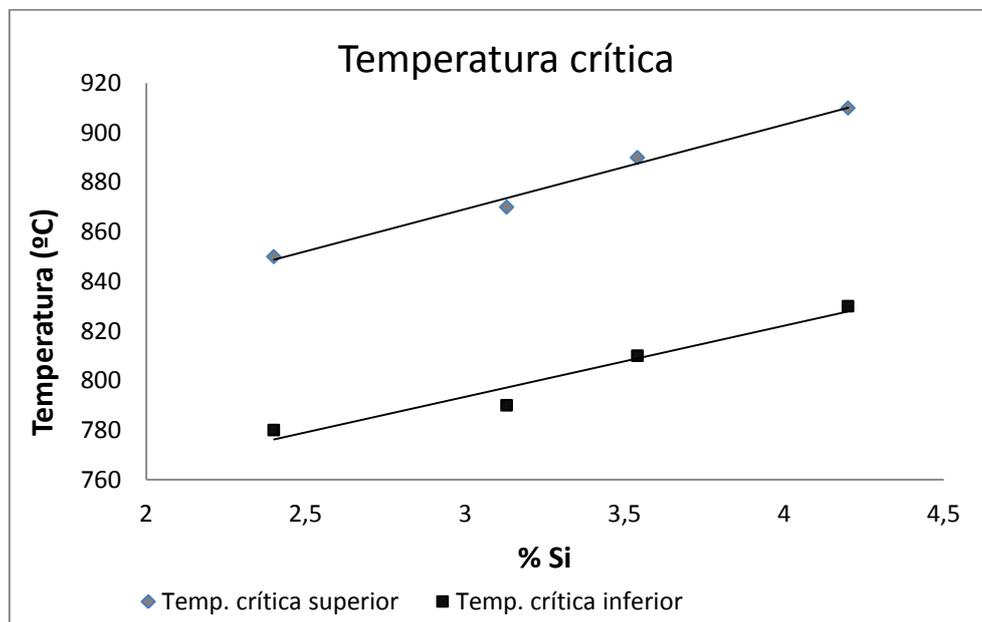


Figura 5.3: Temperaturas críticas para las 4 coladas con distintos contenidos de Si.

Se puede observar que a medida que se incrementa el contenido de Si, se incrementan las temperaturas críticas superior e inferior, pero la amplitud del intervalo se mantiene aproximadamente constante. Los resultados obtenidos se encuentran en concordancia con los valores y tendencias reportados en bibliografía [49].

5.4 Estudio de la cinética de reacción dentro del intervalo intercrítico

Como se mencionó en la sección 4.4, se estudió la posibilidad de obtener FE Dual Phase a partir del material en estado en bruto de colado. El procedimiento utilizado fue el descrito en la sección 4.4.1.

En la tabla 5.3 se listan, para las diferentes composiciones químicas estudiadas, los porcentajes de fases medidos desde la condición en bruto de colado y luego de alcanzado el equilibrio termodinámico. Además se detalla el tiempo necesario para alcanzar dicho equilibrio para cada colada para cada temperatura seleccionada.

Tabla 5.3: Porcentajes de fases para las estructuras en bruto de colado y de equilibrio para las distintas temperaturas dentro del intervalo intercrítico para cada colada.

Colada	T_{ic} (°C)	% fases Bruto de Colado		% fases equilibrio		tiempo eq. (h)
		% ferrita	% perlita	% ferrita	% austenita	
A	1-800	25	75	64	36	30
	2-815			23	77	24
	3-830			7	93	15
B	1-800	40	60	83	17	17
	2-830			26	74	16
	3-845			16	84	16-20
C	1-820	72	28	86	14	<2
	2-840			41	59	<2
	3-860			12	88	<2
D	1-840	85	15	83	17	<2
	2-870			28	72	<2
	3-895			8	92	<2

Los resultados permiten determinar que conforme aumenta el contenido de silicio en la aleación, se reduce el tiempo requerido para alcanzar los porcentajes de fases de equilibrio termodinámico (ferrita y austenita) dentro del intervalo intercrítico. De manera similar, para una composición química constante, a medida que se incrementa la temperatura de austenizado intercrítica, disminuye el tiempo para alcanzar las cantidades de fases de equilibrio.

A continuación se analizan las transformaciones que tienen lugar dentro del intervalo intercrítico durante los tratamientos térmicos con el objetivo de explicar los tiempos de equilibrio obtenidos.

5.4.1 Avance de las transformaciones dentro del intervalo intercrítico

5.4.1.1 Cinética lenta

Para las coladas A y B se obtuvieron los tiempos de equilibrio más altos ($t_{eq}=15-30hs$), es decir que dichas coladas presentaron una cinética lenta de transformación.

El análisis a continuación distingue tres situaciones particulares: cuando la cantidad de ferrita desde la condición en bruto de colado es menor a la cantidad de ferrita que se desea alcanzar, cuando la cantidad de ferrita desde la condición en bruto de colado es igual a la cantidad de ferrita del equilibrio y cuando la cantidad de ferrita desde la condición en bruto de colado es mayor a la cantidad de ferrita buscada. La figura 5.4 esquematiza el primer caso que sucede cuando se realiza el tratamiento térmico a T_{IC1} , es decir, a la temperatura más cercana al campo ferrítico. En este punto como era de esperar el tiempo para alcanzar el equilibrio de fases fue alto, ya que ha sido ampliamente reportado en la literatura que el tiempo de formación de austenita a partir de perlita o ferrita es del orden de los segundos o minutos respectivamente, mientras que la formación de ferrita a partir de austenita puede ser del orden de las horas.

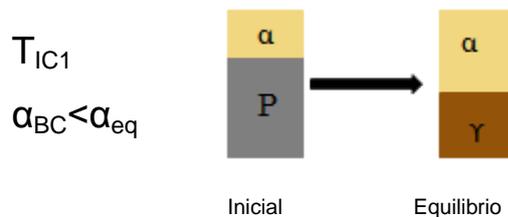


Figura 5.4: esquema de la cantidad de cada fase antes y después del tratamiento térmico intercrítico

El segundo y tercer caso se presentan cuando se realiza el tratamiento térmico a T_{IC2} y T_{IC3} . Como la cantidad de ferrita desde la condición en bruto de colado es igual o mayor a la cantidad de ferrita del equilibrio, se esperaba que el tiempo se redujera marcadamente ya que, en principio, no era necesaria la formación de ferrita (reacción limitante), sin embargo el tiempo de equilibrio se mantuvo en el mismo orden que en el caso anterior.

La figura 5.5 muestra el esquema de la cantidad de cada fase presente antes y después del tratamiento térmico intercrítico y las metalografías correspondientes al

estado inicial y al de equilibrio. El ejemplo de la figura 5.5 corresponde a la colada A tratada térmicamente a $T_{IC2-815^{\circ}C}$. Puede observarse que a pesar de que el porcentaje de ferrita se mantiene invariante después del tratamiento térmico la ferrita no conserva la misma morfología de ojo de buey característica de las estructuras en bruto de colado. Es decir, que si bien el porcentaje de ferrita buscado ya estaba presente en la microestructura de partida, se produjo la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$. Esto puede deberse a que posiblemente, existan regiones en la microestructura en las que termodinámicamente sea más estable que exista austenita en lugar de ferrita o, a que por cuestiones cinéticas, transformen zonas de ferrita en austenita.

$$\alpha_{BC} = \alpha_{eq}$$

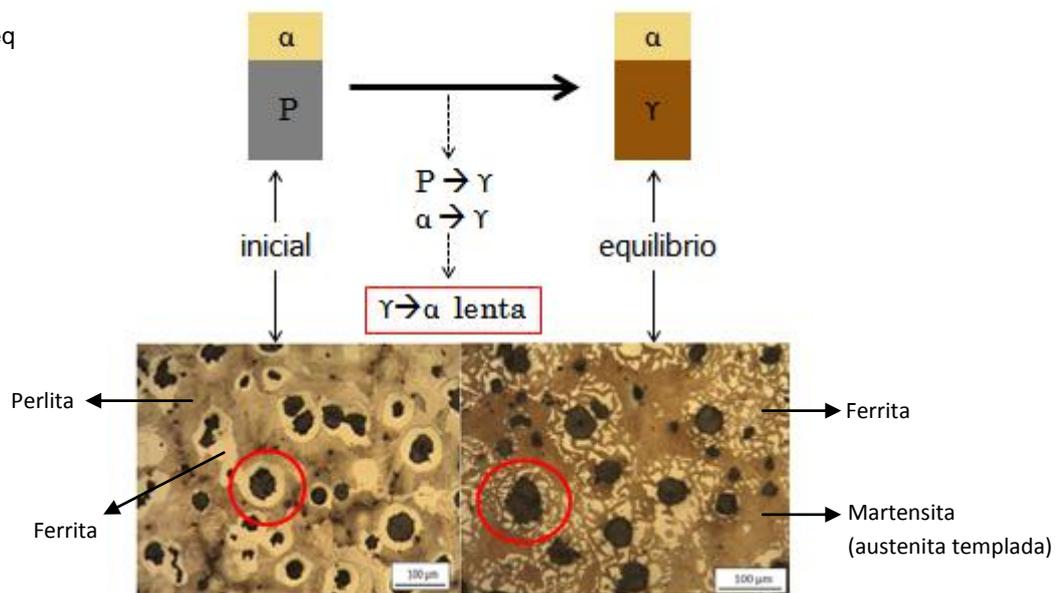


Figura 5.5: Esquema de la cantidad de cada fase y metalografías obtenidas antes y después del tratamiento térmico intercrítico para la colada A a $T_{IC2-815^{\circ}C}$.

Para el último caso donde la cantidad de ferrita desde la condición en bruto de colado es mayor a la del equilibrio (colada B a $T_{IC3-845^{\circ}C}$) se estudió el avance de reacción. Para ello se retiraron muestras a tiempos cortos de permanencia a las T_{IC} . En la figura 5.6 se muestra el porcentaje de ferrita de equilibrio y el de ferrita en función del tiempo de mantenimiento a la temperatura intercrítica. En dicha figura el porcentaje de ferrita inicial ($t=0$) pertenece al obtenido desde la condición en bruto de colado. Además, se presentan las metalografías luego del tratamiento térmico para diferentes tiempos de mantenimiento intercrítico partiendo desde la condición en bruto de colado. Nuevamente, se observa la presencia de la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$, ya que inicialmente se tiene 40% de ferrita y luego de 30 minutos de mantenimiento a la T_{IC} el porcentaje se redujo por debajo del equilibrio buscado (16%). Por lo tanto a pesar de

que las reacciones $P \rightarrow \gamma$, $\alpha \rightarrow \gamma$ ocurren en el orden de los minutos, la formación de ferrita a partir de austenita permite justificar los elevados tiempos necesarios para alcanzar los porcentajes de fases de equilibrio.

Esto permitiría concluir que hay lugares preferenciales (termodinámicamente más estables o cinéticamente más favorables) en la microestructura para que existan las fases ferrita y austenita durante los tratamientos intercríticos. Esto posiblemente esté relacionado con la segregación de elementos químicos que ocurren durante la solidificación, la cual no es eliminada durante los posteriores tratamientos térmicos a las que se someten las FE. Sin embargo, estos temas necesitan ser abordados con mayor profundidad.

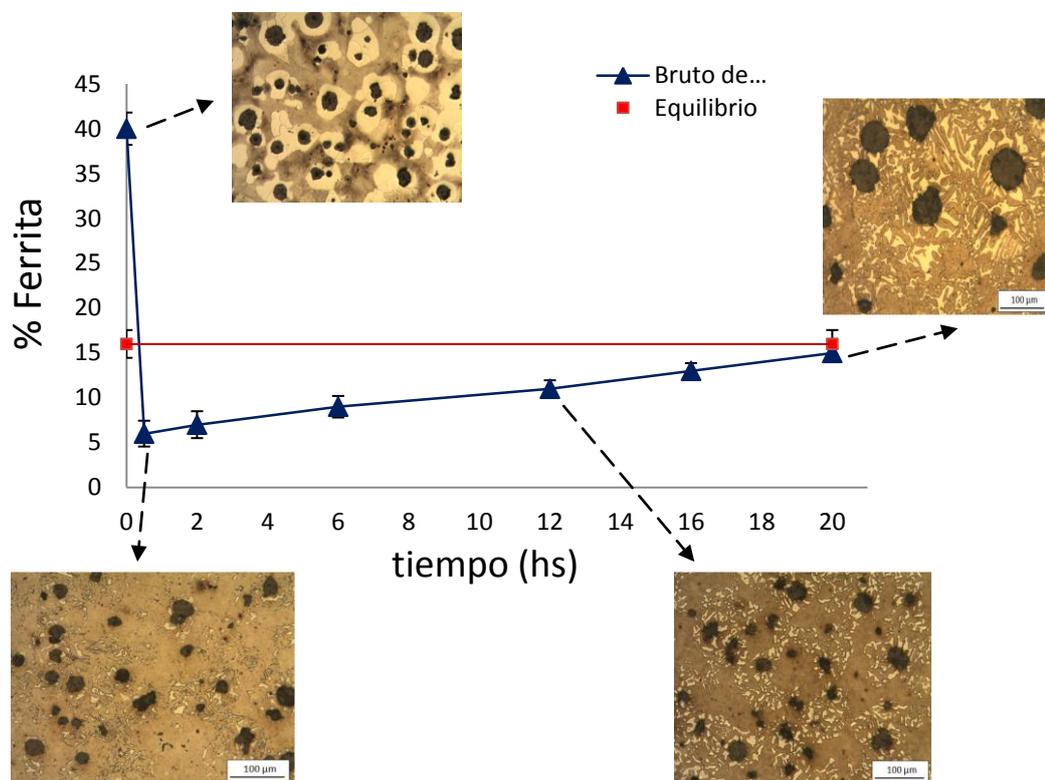


Figura 5.6: Porcentaje de ferrita en función del tiempo para la colada B a $T_{IC3-845^{\circ}C}$

5.4.1.2 Cinética rápida

Los tiempos de equilibrio obtenidos para las coladas C y D fueron menores a 2hs, es decir, que estas coladas presentaron una cinética de transformación rápida. Es importante mencionar que el tiempo de equilibrio exacto no se determinó, ya que se retiró la primera probeta de cada temperatura a las dos horas de mantenimiento intercrítico, tiempo en el cual ya se habían alcanzado los porcentajes de fases de equilibrio.

Para estas coladas se ha observado que parte de la perlita transforma en austenita y el resto en ferrita, no evidenciándose la reacción $\alpha \rightarrow \gamma$. Esto significa que no se produce la nucleación de ferrita, sino que sólo existe crecimiento a partir de la ferrita existente en la microestructura, lo que disminuye marcadamente los tiempos necesarios para alcanzar el porcentaje de equilibrio (figura 5.7).

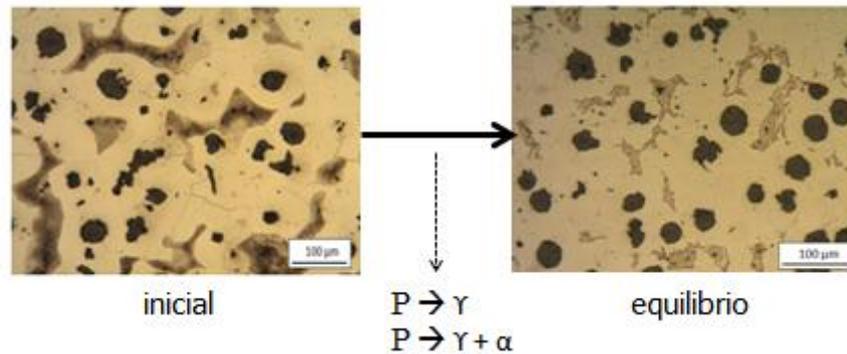


Figura 5.7: Microestructuras pertenecientes a la colada C. Izq.: condición en bruto de colado.
Der.: luego del tratamiento térmico intercrítico a $T_{IC1-820^{\circ}C}$.

5.4.3 Análisis morfológico de las fases presentes en la microestructura

El análisis de la morfología de las fases presentes en la microestructura, ferrita y martensita (austenita templada), obtenidas luego de los tratamientos térmicos y la comparación con aquellas obtenidas a partir de microestructuras completamente ferríticas, se considera de suma importancia si se piensa en obtener estructuras ADI Dual Phase con una morfología controlada. Es por ello que a continuación se analizan los resultados encontrados para cada colada.

5.4.3.1 Colada A

Estudios anteriores mostraron que en FE ferritizadas de composición química similar, la austenita comienza a nuclear en las zonas LTF debido a la mayor concentración de Mn que, como se mencionara, es un elemento gamágeno que produce un descenso de la temperatura crítica inferior [50].

La figura 5.8 muestra las metalografías obtenidas luego del tratamiento intercrítico a $T_{IC1-800^{\circ}C}$ para la colada A con los mismos porcentajes de ferrita y

martensita, partiendo de material ferritizado (5.4-a) y en estado bruto de colado (5.4-b). Puede observarse que cuando se parte de estructuras completamente ferríticas la austenita nuclea y crece preferencialmente en zonas LTF y bordes de grano. Esto es debido a que durante la etapa de austenización del tratamiento de ferritizado se produce la recristalización de austenita provocando una gran cantidad de borde de grano de ferrita en el posterior enfriamiento. Para que ocurra la reacción $\alpha \rightarrow \gamma$ es necesario el movimiento de átomos de C, por ello, es de esperar que la nucleación y crecimiento de austenita ocurra en lugares donde sea fácil la difusión. Los bordes de grano tienen elevada energía y presentan mayor desorden atómico, lo que facilita la difusión de C y son, en este caso, el lugar preferencial para la nucleación y crecimiento de austenita.

La microestructura obtenida a partir de estructuras en estado en bruto de colado fue similar a la obtenida desde el material ferritizado aunque la austenita pareciera encontrarse más concentrada en zonas LTF y en menor grado en los bordes de grano ferríticos (figura 5.8-b).

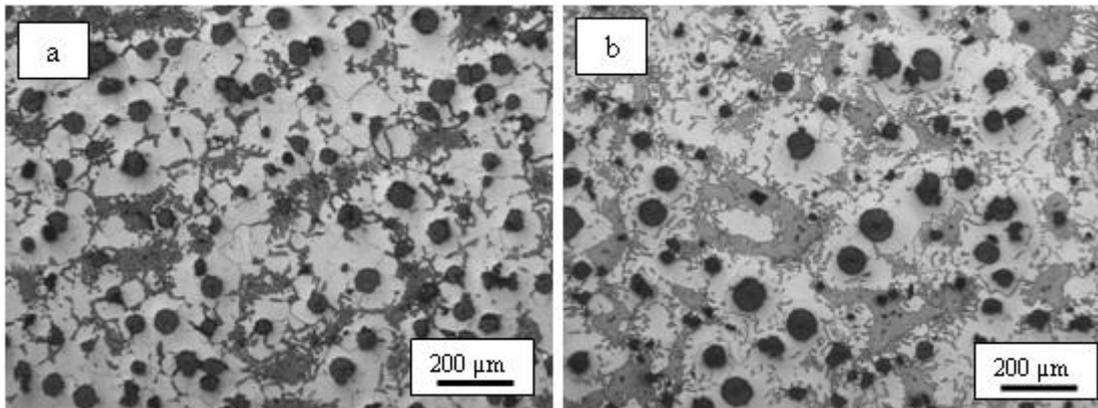


Figura 5.8: Microestructuras pertenecientes a la colada A luego del tratamiento térmico intercrítico a $T_{IC1-800^{\circ}C}$ partiendo de material en estado: a) ferritizado, y b) bruto de colado.

En la microestructura tratada intercríticamente a $T_{IC2-815^{\circ}C}$, la cual posee austenita como fase mayoritaria y con porcentajes de ferrita de equilibrio similares a los obtenidos desde la condición en bruto de colada, $\approx 25\%$, se encontró luego del tratamiento térmico intercrítico que la ferrita no conserva la misma morfología de la microestructura de partida (bruto de colado). Sin embargo, esta microestructura presenta la misma morfología de fases que aquella obtenida a partir de una estructura completamente ferritizada. Estas observaciones se pueden apreciar en la figura 5.9.

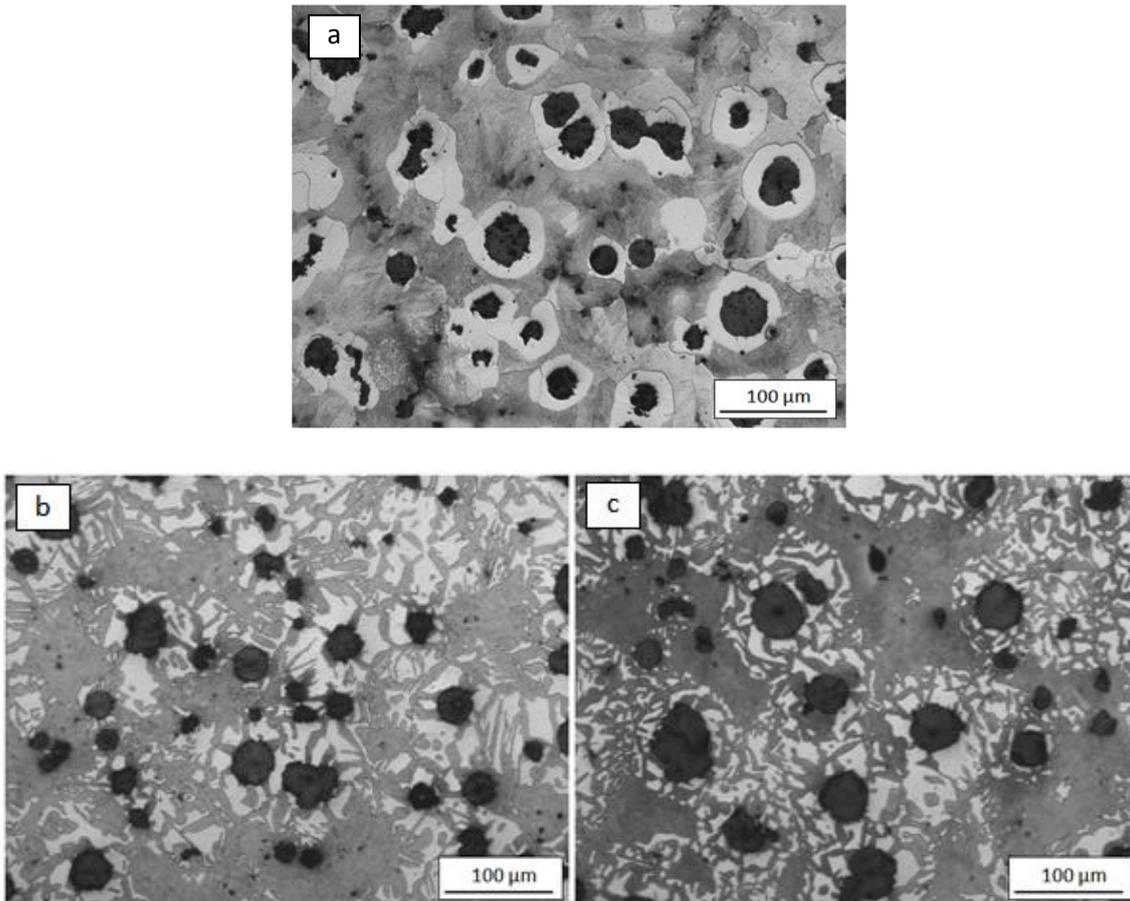


Figura 5.9: a) Microestructura pertenecientes a la colada A en estado bruto de colado, b y c) luego del tratamiento térmico intercrítico a $T_{IC2-815^{\circ}C}$ partiendo de material en estado: b) ferritizado y c) bruto de colado.

Para la temperatura $T_{IC3-830^{\circ}C}$, partiendo tanto desde muestras ferritizadas o desde la condición en bruto de colada, se observan pequeñas regiones de ferrita ubicadas preferentemente alrededor de los nódulos de grafito, figura 5.10.

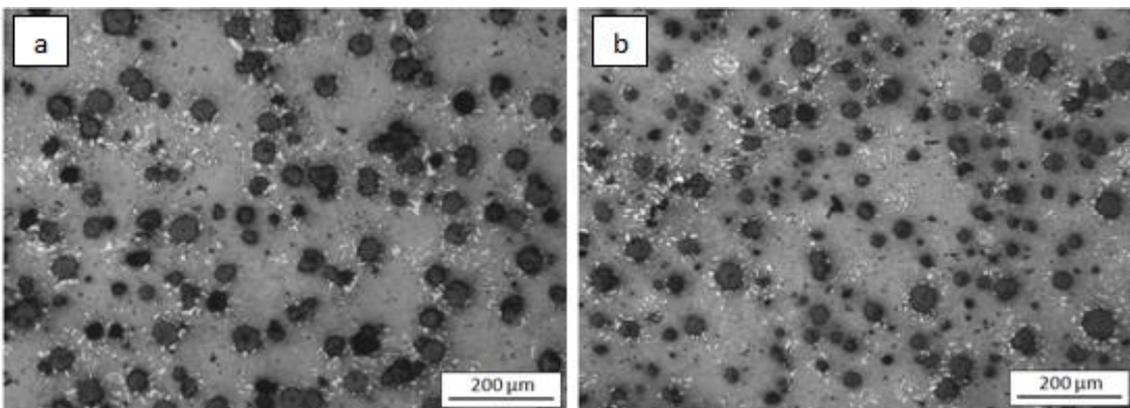


Figura 5.10: a) Microestructura pertenecientes a la colada A luego del tratamiento térmico intercrítico a $T_{IC3-830^{\circ}C}$ partiendo de material en estado: a) ferritizado y b) bruto de colado.

5.4.3.2 Colada B

A la temperatura de austenizado intercrítica $T_{IC1-800^{\circ}C}$, como se indicó en el caso anterior, la austenita nuclea y crece principalmente en zonas LTF y no se aprecian diferencias entre lo obtenido desde el material ferritizado y la condición en bruto de colado. La figura 5.11 muestra las metalografías correspondientes.

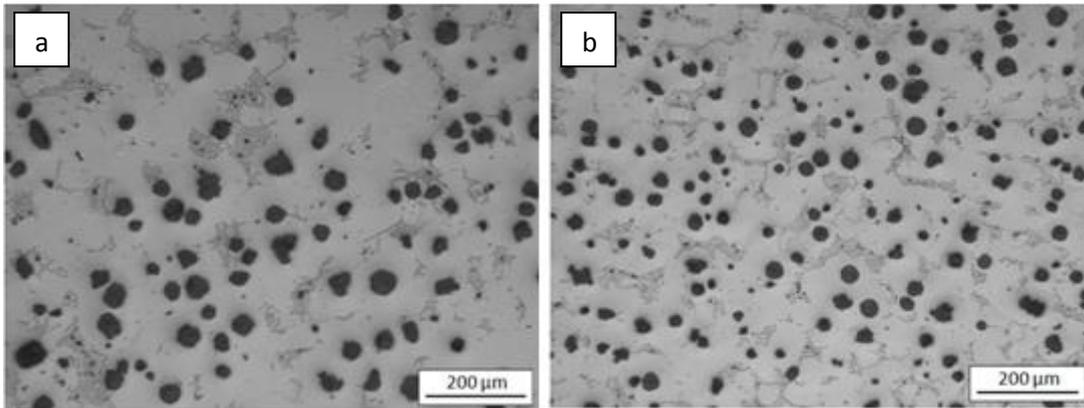


Figura 5.11: Microestructuras pertenecientes a la colada B luego del tratamiento térmico intercrítico a $T_{IC1-800^{\circ}C}$ partiendo de material en estado: a) ferritizado y b) bruto de colado.

Las figuras 5.12 y 5.13 muestran lo obtenido para muestras tratadas a las temperaturas $T_{IC2-830^{\circ}C}$ y $T_{IC3-845^{\circ}C}$. A $T_{IC2-830}$ se puede observar que la ferrita, en la estructura obtenida a partir de muestras ferritizadas, se encuentra distribuida homogéneamente en la matriz, mientras que la obtenida desde el material en estado bruto de colado se encuentra mayormente alrededor de los nódulos de grafito. Para la temperatura $T_{IC3-845}$ no se aprecian diferencias (figura 5.13).

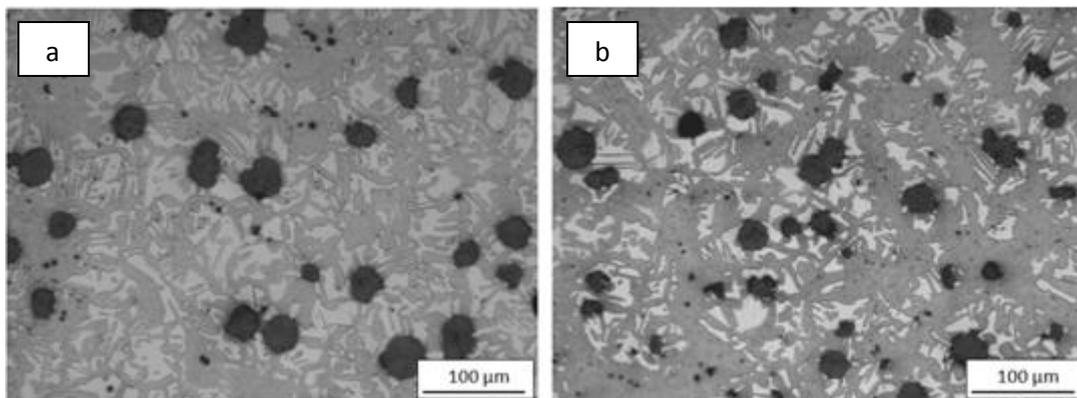


Figura 5.12: Microestructuras pertenecientes a la colada B luego del tratamiento térmico intercrítico a $T_{IC2-830^{\circ}C}$ partiendo de material en estado: a) ferritizado y b) bruto de colado.

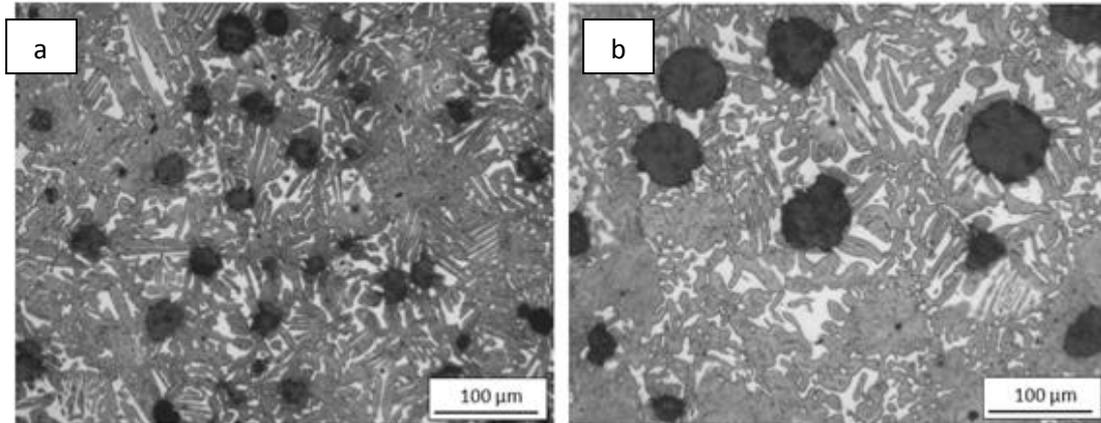


Figura 5.13: Microestructuras pertenecientes a la colada B luego del tratamiento térmico intercrítico a $T_{IC3-845^{\circ}C}$ partiendo de material en estado: a) ferritizado y b) bruto de colado.

5.4.3.3 Colada C

La figura 5.14 muestra que las morfologías obtenidas a $T_{IC1-820^{\circ}C}$ a partir de material previamente ferritizado y en estado bruto de colado fueron similares.

La figura 5.15 muestra las metalografías obtenidas luego del tratamiento intercrítico desde la condición en bruto de colado y previamente ferritizadas para las temperaturas $T_{IC2-840^{\circ}C}$ y $T_{IC3-860^{\circ}C}$. Puede observarse una morfología de fases muy similar. Sin embargo, en las muestras previamente ferritizadas pareciera que la disposición de las fases es más homogénea que en las obtenidas desde bruto de colado, donde la austenita se ubica más preferentemente en las zonas LTF.

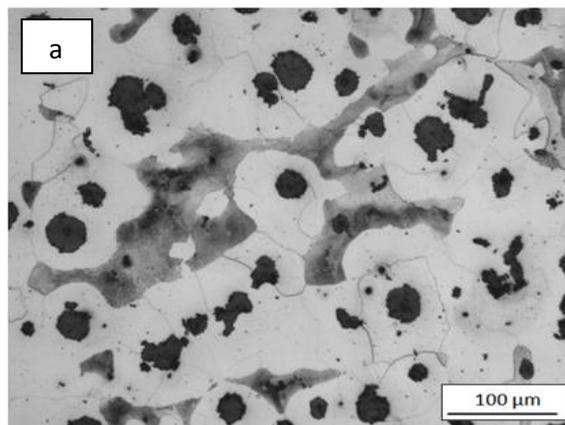


Figura 5.14: Microestructuras pertenecientes a la colada C, a) en bruto de colado, b) y c) luego del tratamiento térmico intercrítico a $T_{IC1-820^{\circ}C}$ partiendo de material en estado: b) ferritizado y c) bruto de colado.

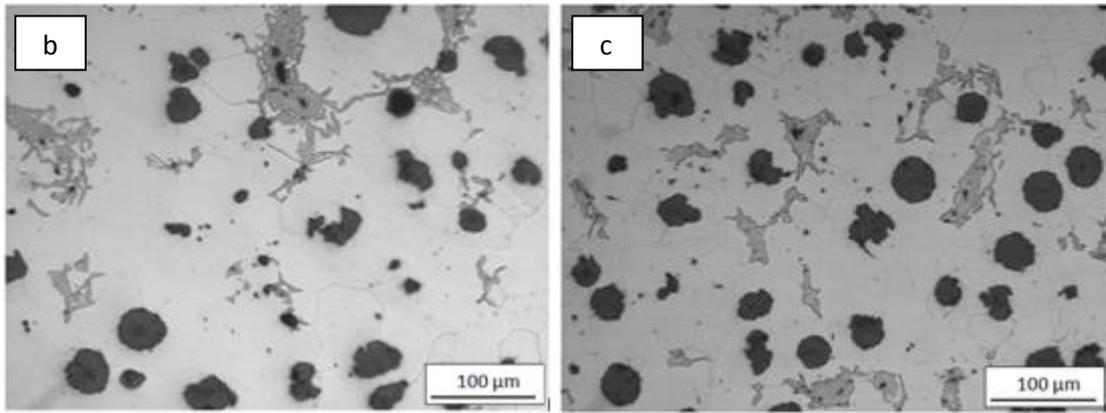


Figura 5.14: Microestructuras pertenecientes a la colada C, a) en bruto de colado, b) y c) luego del tratamiento térmico intercrítico a $T_{IC1-820^{\circ}C}$ partiendo de material en estado: b) ferritizado y c) bruto de colado (continuación).

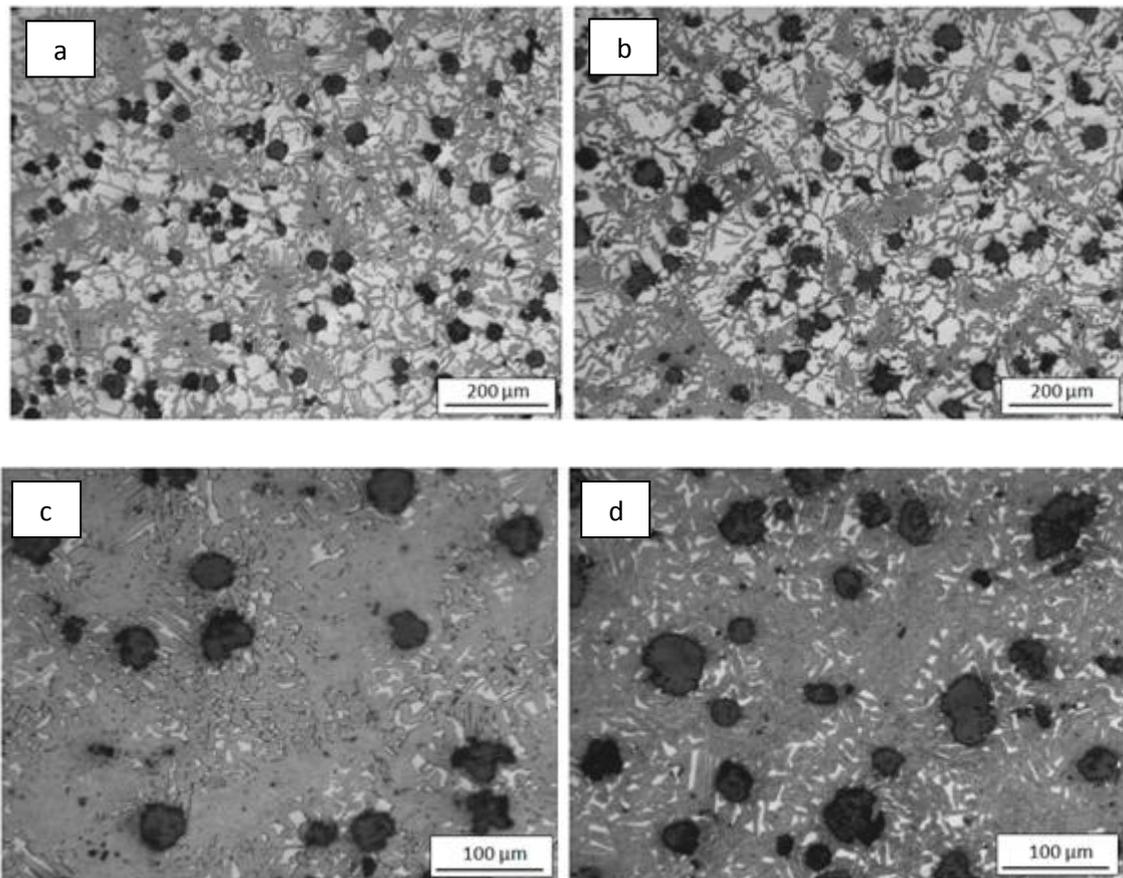


Figura 5.15: Microestructuras pertenecientes a la colada C luego del tratamiento térmico intercrítico, a) y b) a $T_{IC2-840^{\circ}C}$ y c) y d) a $T_{IC3-860^{\circ}C}$, partiendo de material en estado: a) y c) ferritizado y b) y d) bruto de colado.

5.4.3.4 Colada D

La figura 5.16 muestra las metalografías obtenidas luego del tratamiento intercrítico a $T_{IC1-840^{\circ}C}$. Las metalografías permiten notar nuevamente que la austenita, en probetas tratadas desde la condición bruto de colado, se ubica de manera más marcada en zonas LTF, con respecto a la obtenida desde el material ferritizado. Esto se debe a que la austenita desde la condición en bruto de colado nuclea y crece exclusivamente sobre las zonas LTF donde se encontraba la perlita (figura 5.16-a), mientras que en el caso del material ferritizado, la austenita también lo hace sobre los bordes de grano de ferrita recristalizada.

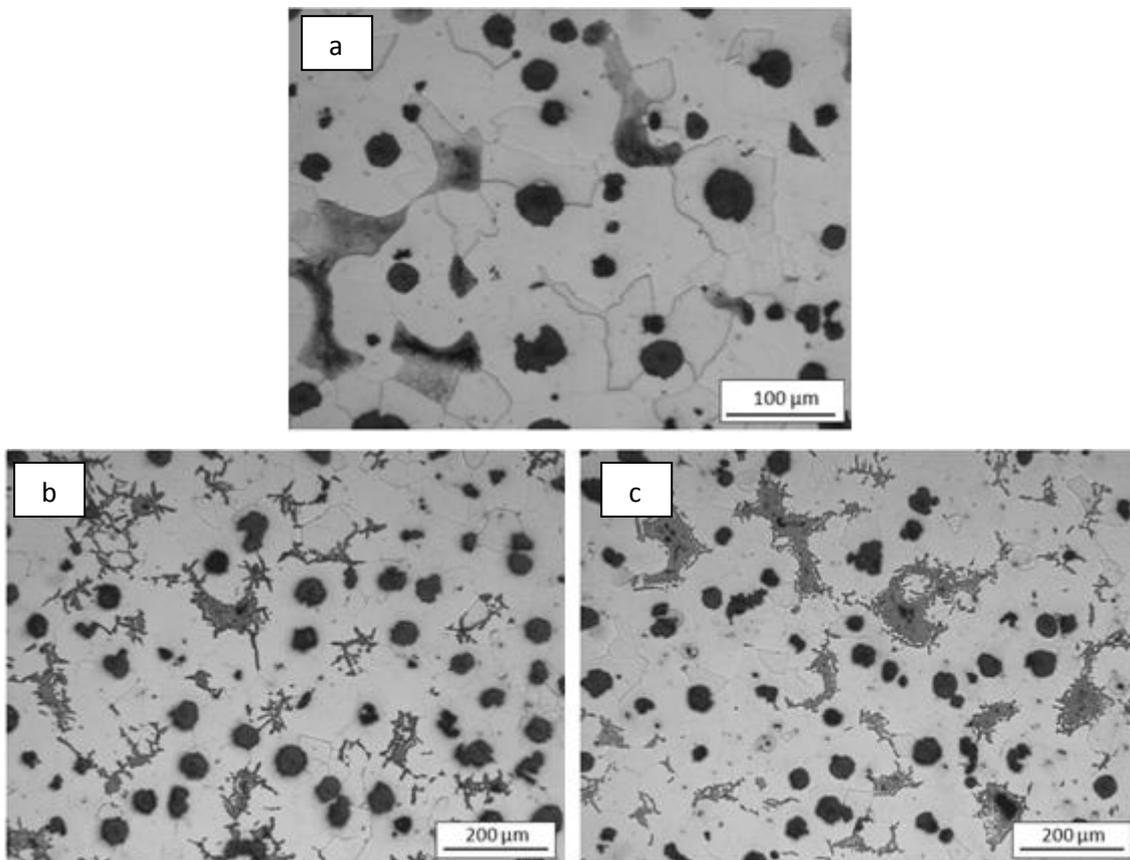


Figura 5.16: Microestructuras pertenecientes a la colada D, a) en bruto de colado, b) y c) luego del tratamiento térmico intercrítico a $T_{IC1-840^{\circ}C}$ partiendo de material en estado: b) ferritizado y c) bruto de colado.

Para las temperaturas $T_{IC2-870^{\circ}C}$ y $T_{IC3-890^{\circ}C}$ la morfología de fases de las estructuras obtenidas a partir de muestras previamente ferritizadas y en estado bruto de colado, fue similar (figuras 5.17 y 5.18, respectivamente).

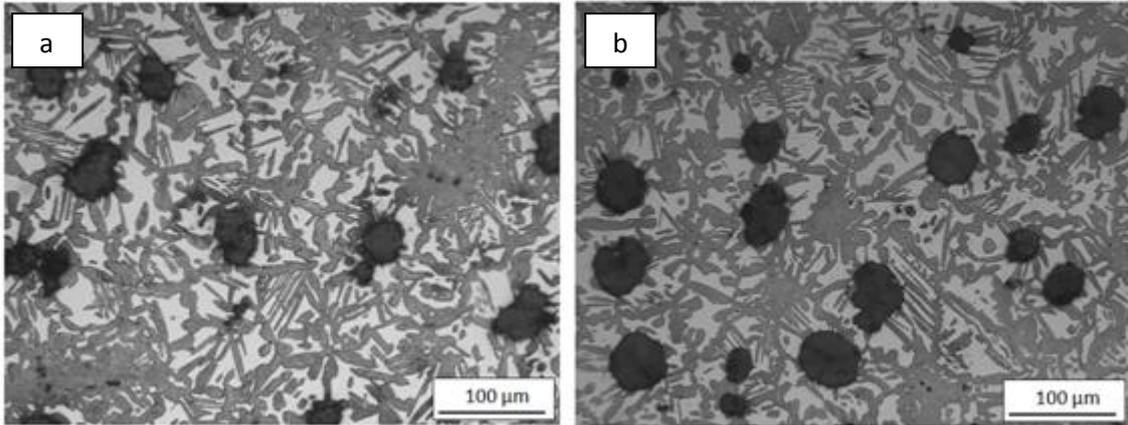


Figura 5.17: Microestructuras pertenecientes a la colada C luego del tratamiento térmico intercrítico a $T_{IC2-870^{\circ}C}$ partiendo de material en estado: b) ferritizado y c) bruto de colado.

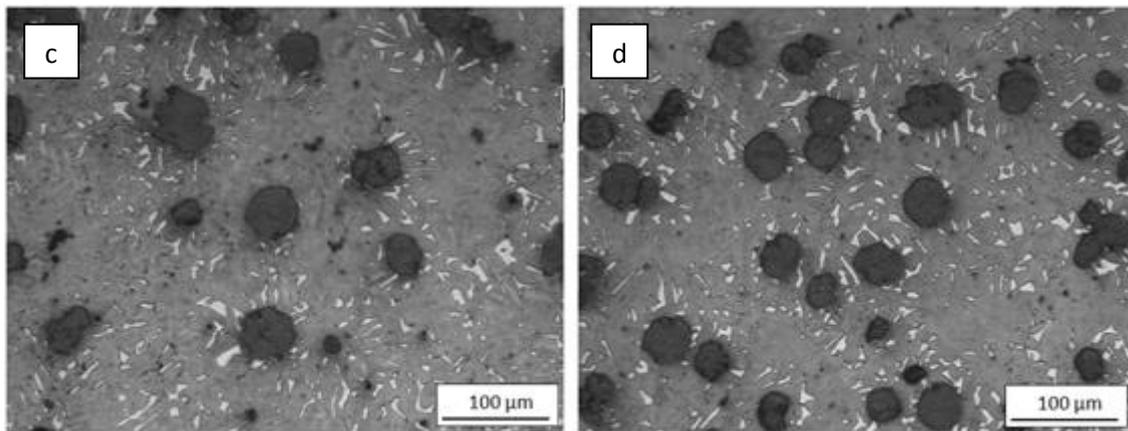


Figura 5.18: Microestructuras pertenecientes a la colada C luego del tratamiento térmico intercrítico a $T_{IC3-890^{\circ}C}$ partiendo de material en estado: b) ferritizado y c) bruto de colado.

5.2 Ensayos mecánicos

Como se indicó en el capítulo 3, uno de los objetivos del presente trabajo es el estudio de las diferencias existentes en las propiedades mecánicas entre las FE ADI Dual Phase obtenidas desde microestructuras completamente ferríticas y las obtenidas desde estructuras en bruto de colado. En el presente trabajo sólo se evaluaron las propiedades en tracción. Para ello se seleccionó la colada C debido a que se obtuvieron tiempos de equilibrio suficientemente cortos, compatibles con la práctica industrial. Si bien la colada D presentó los mismos tiempos de equilibrio que la colada C, no se eligió ya que en la industria no se emplean habitualmente contenidos superiores al 3.0% de Si para producir FE, debido al deterioro que este elemento puede producir en algunas propiedades, como por ejemplo en la resistencia al

impacto. Estudios anteriores reportaron que la temperatura de transición dúctil-frágil para estos tenores de Si es superior a temperatura ambiente [47].

5.2.1 Ensayos de tracción

En la tabla 5.4 se indica la temperatura de austenizado intercítica y el porcentaje de fases obtenidos para las distintas probetas ensayadas.

Las figuras 5.19 y 5.20 muestran las propiedades a la tracción en función de la temperatura de austenizado intercítica para FE Dual Phase obtenidas desde muestras previamente ferritizadas y desde la condición en bruto de colado.

Tabla 5.4: Temperaturas de austenizado y porcentajes de cada fase para las distintas microestructuras Dual Phase.

T _{IC} (°C)	% Ferrita	% Ausferrita
1-820	85	15
2-840	40	60
3-860	16	84

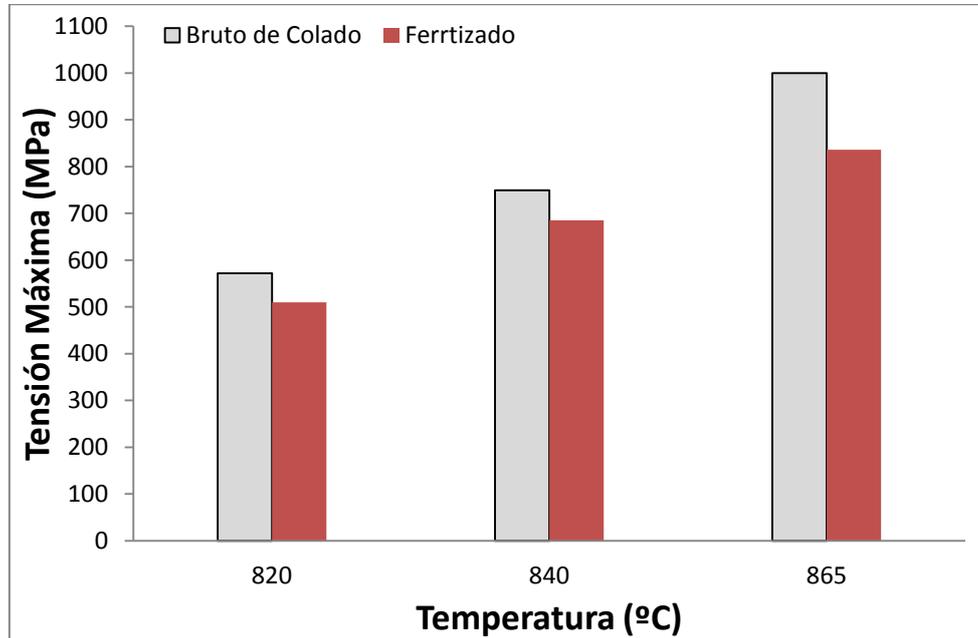


Figura 5.19: Valores promedio de tensión máxima para las 3 temperaturas intercíticas estudiadas.

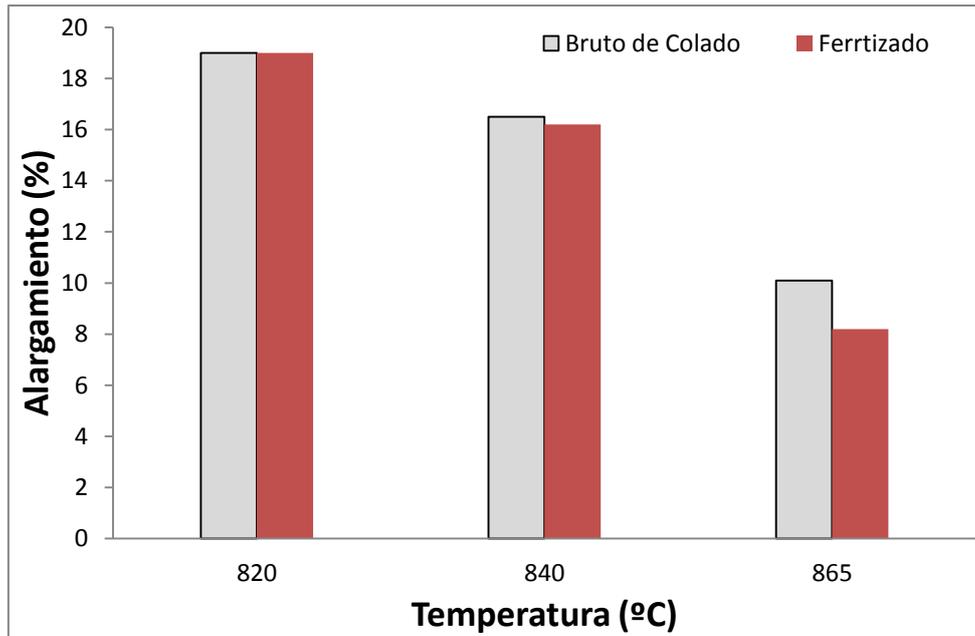


Figura 5.20: Valores promedios de alargamiento porcentual a la rotura para las 3 temperaturas intercríticas estudiadas.

La tendencia de los valores obtenidos señala que, como era de esperarse, tanto para las muestras previamente ferritizadas como para las obtenidas desde el material en bruto de colado, al incrementarse la temperatura aumenta la tensión de rotura debido al mayor contenido de ausferrita en la matriz.

Si bien el porcentaje de fases relativas ferrita/ausferrita obtenido es el mismo para cada temperatura partiendo de los distintos estados iniciales, la tensión máxima para las muestras ferritizadas resultó menor, haciéndose esta diferencia más marcada a medida que se incrementa el contenido de ausferrita en la microestructura (aproximadamente entre un 9 y 17%). Por lo tanto, esto permite determinar que la fase ausferrita es la fase que varía sus propiedades, y esto dependería de la austenita que se forme. Ha sido reportado en la literatura que las propiedades mecánicas de la ausferrita dependen, entre otras variables, del tamaño de grano y contenido de carbono de la austenita a partir de la cual se forme, por ej., una disminución en el tamaño de grano austenítico produce un incremento en las propiedades mecánicas de la ausferrita [51]. Para los casos estudiados en el presente proyecto, es de esperar que el tamaño de grano de la austenita que nuclea y crece durante el austenizado intercrítico a partir de perlita (estructuras bruto de colado) sea menor al alcanzado durante el austenizado de muestras previamente ferritizadas. Consecuentemente, a partir del material en bruto de colado se obtiene una microestructura más fina lo que le confiere mayor resistencia.

Por otro lado, la figura 5.21 muestra las morfologías de fases repitiéndose lo señalado en la sección 5.4.3. Las muestras tratadas intercríticamente a $T_{IC1-820^{\circ}C}$ no

presentaron diferencias morfológicas entre lo obtenido desde el material ferritizado y en condición en bruto de colado. En cambio, las muestras austenizadas a $T_{IC2-840^{\circ}C}$ y $T_{IC3-860^{\circ}C}$ presentaron, en las probetas previamente ferritizadas, la fase ferrita homogéneamente distribuida en la matriz y, en aquellas probetas desde la condición en bruto de colado, la ferrita se encontró ubicada preferentemente alrededor de los nódulos de grafito. Estas diferencias en la morfología de las fases conducirían a un incremento en las propiedades mecánicas de las estructuras Dual Phase obtenidas desde estructuras en estado bruto de colado con respecto a aquellas obtenidas a partir de matrices completamente ferríticas. Ha sido reportado en la literatura que las zonas LTF y los nódulos de grafito son zonas de bajas propiedades mecánicas dentro de la microestructura de las FE, y que el encapsulamiento de estas zonas con una fase de elevada resistencia mecánica como la ausferrita produce un incremento en las propiedades mecánicas [41].

Por otro lado, conforme aumenta la temperatura de austenizado intercrítico disminuye el alargamiento porcentual a la rotura, debido a una menor cantidad de ferrita en la microestructura. Comparando ambos estados de partida, para una misma temperatura de austenizado intercrítica, el valor se mantiene prácticamente constante, a excepción de lo obtenido para la temperatura intercrítica $T_{IC3-860^{\circ}C}$ donde la diferencia podría atribuirse a defectos de colada encontrados en la estructura.

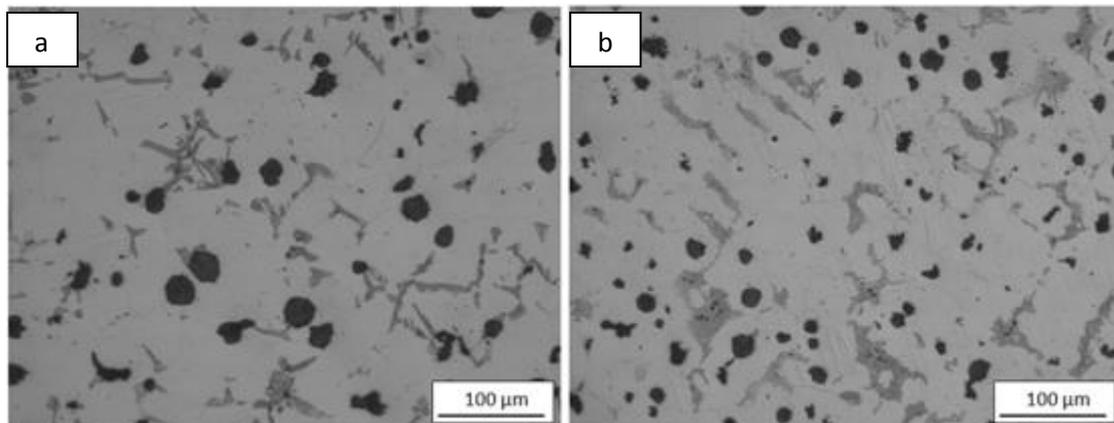


Figura 5.21: Microestructuras "Dual Phase" pertenecientes a la colada D luego del tratamiento térmico intercrítico, a) y b) a 820 °C, c) y d) a 840°C y e) y f) a 860°C, partiendo de material en estado: a), c) y e) ferritizado y b), d) y f) bruto de colado.

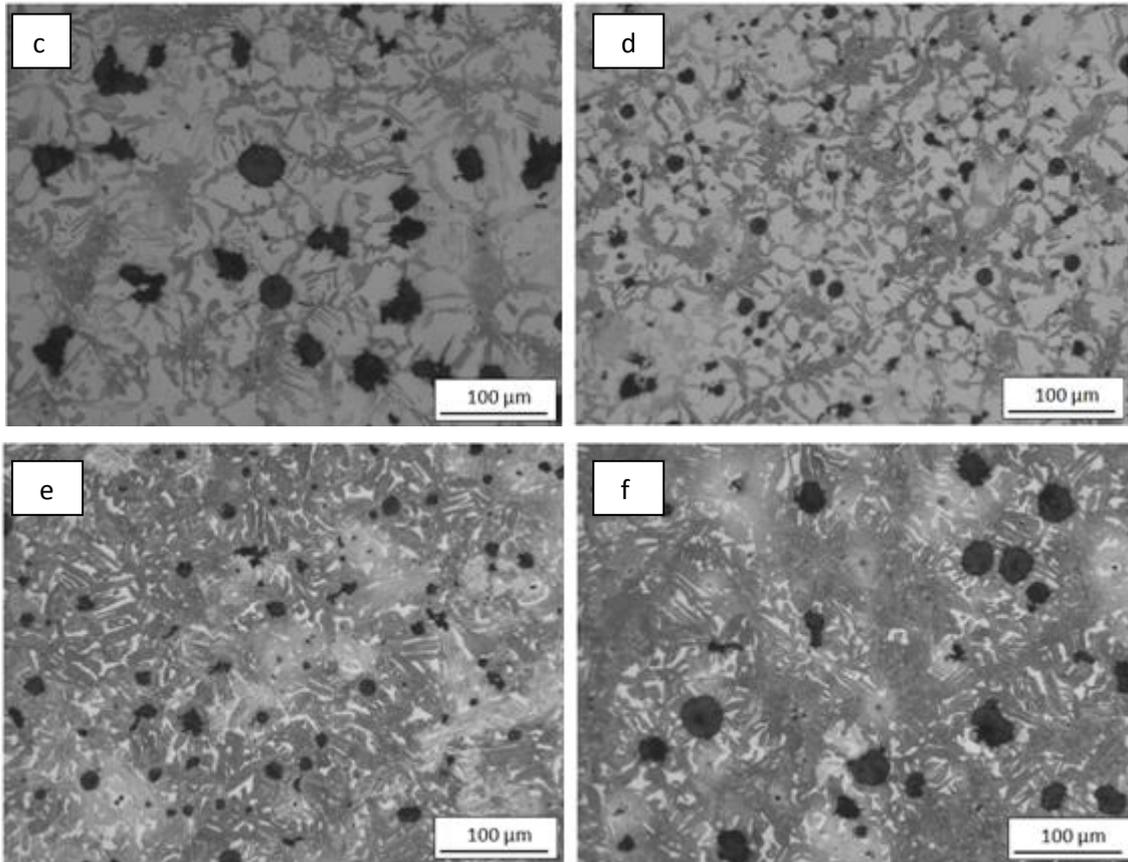


Figura 5.21: Microestructuras "Dual Phase" pertenecientes a la colada D luego del tratamiento térmico intercrítico, a) y b) a 820 °C, c) y d) a 840°C y e) y f) a 860°C, partiendo de material en estado: a), c) y e) ferritizado y b), d) y f) bruto de colado (continuación).

5.2.2 Ensayos de dureza

En la tabla 5.5 se muestran los resultados de las mediciones de dureza para las tres temperaturas intercríticas. Se puede observar el Como en el caso de la tensión máxima, se encuentra que para las temperaturas estudiadas los valores de dureza son menores en las muestras previamente ferritizadas, ampliándose dicha diferencia con el aumento del contenido de ausferrita en la matriz.

Tabla 5.5: Resultados del ensayo de dureza.

T _{ic}	Dureza Brinell (HB)	
	Ferrítica	Bruto de colado
1-840	198	208
2-870	230	256
3-890	278	315

Si bien los resultados permiten concluir que pueden obtenerse FE con estructuras Dual Phase a partir del material en estado bruto de colado en tiempos compatibles con la práctica industrial para las coladas C y D, y además, las propiedades en tracción se mantienen en el mismo orden que las obtenidas desde el material previamente ferritizado, o en algunos casos superiores, una investigación más exhaustiva puede ser necesaria para comprender completamente los diferentes aspectos estudiados en el presente trabajo.

6. CONCLUSIONES

- 1- Se lograron obtener microestructuras ADI Dual Phase desde la condición en bruto de colado en tiempos compatibles con la práctica industrial (<2hs) para las coladas con un contenido de Si de 3.54 y 4.20%.
- 2- Resultados encontrados en el presente trabajo y en trabajos anteriores reportados en la literatura permiten concluir que las propiedades mecánicas de FE con estructuras Dual Phase con tenores de Si de aproximadamente 3.6%, son similares a aquellas encontradas en las mismas estructuras obtenidas desde FE con menores contenido de silicio. No se ha evidenciando un marcado detrimento de las propiedades mecánicas en este tipo de estructuras cuando se utilizan contenidos de silicio superiores a los habitualmente empleados en la práctica industrial.
- 3- No se observaron marcadas diferencias morfológicas entre las microestructuras obtenidas desde la condición en bruto de colado y aquellas obtenidas desde muestras previamente ferritizadas
- 4- Conforme aumenta el contenido de Si en la composición química de la aleación, se incrementa el contenido de ferrita en la microestructura en estado bruto de colado, y se reducen los tiempos requeridos para alcanzar los porcentajes de fases de equilibrio termodinámico dentro del intervalo intercrítico. De manera similar, para una composición química constante, a medida que se incrementa la temperatura de austenizado intercrítica, disminuye el tiempo para alcanzar las cantidades de fases de equilibrio.
- 5- Partiendo de microestructuras en estado bruto de colado mayoritariamente perlíticas, la austenita nuclea y crece de manera más marcada en zonas LTF y en menor grado en bordes de grano ferríticos. Para estas microestructuras se evidenció la recristalización de ferrita, produciendo que ocurran, durante el tratamiento de austenizado intercrítico, las transformaciones: $P \rightarrow \gamma$, $\alpha \rightarrow \gamma$ y $\gamma \rightarrow \alpha$.
- 6- Para microestructuras en estado bruto de colado mayoritariamente ferríticas, las transformaciones que tienen lugar son de $\alpha \rightarrow \gamma$ y $P \rightarrow \gamma$. Para este caso no se evidenció la nucleación de nueva ferrita, pero sí su crecimiento a partir de granos presentes en la estructura bruto de colado.
- 7- A medida que aumenta la temperatura aumenta la tensión de rotura y disminuye el alargamiento porcentual a la rotura, tanto para las estructuras Dual Phase obtenidas a partir de muestras ferritizadas como aquellas logradas desde el material en bruto de colado.
- 8- Las estructuras Dual Phase obtenidas a partir de muestras ferritizadas presentaron, para las 3 temperaturas intercríticas estudiadas, menores valores de

*FUNDICIONES ESFEROIDALES "ADI DUAL PHASE" OBTENIDAS A PARTIR DE ESTRUCTURAS
FERRÍTICO-PERLÍTICAS EN ESTADO BRUTO DE COLADO*

resistencia máxima y dureza que las muestras obtenidas desde la condición en bruto de colado, mientras que el alargamiento porcentual a la rotura fue similar.

7. REFERENCIAS

- 1- ASM Handbook Vol.1 "Properties and Selection: Iron and steel". Ninth edition, 1992. Sección: "Cast Iron" pág: 3-9.
- 2- <http://materialengineeringsociety.blogspot.com/2008/02/principles-of-heat-treating-of-steels.html>.
- 3- http://www.key-to-steel.com/Articles/images/articles/fig159_1.jpg.
- 4- A. P. Guliaev. "Metalografía", Tomo 1, 1977. Editorial MIR, Moscú. Capítulo VIII, pág: 219-225.
- 5- "Iron casting handbook", Iron Casting Society, Inc. 1981. Edited by Charles F. Walton. pág: 203-205.
- 6- Ductiles Gusseisen, Stephan Hasse, Schiele & Schön Verlag, 1996.
- 7- <http://www.ductile.org/didata/Section7/7intro.htm>
- 8- B. Liu: Int. J. Cast Met. Res., 1999, 11, 259-266
- 9- R. Boeri and F. Weinberg: AFS Trans., 1989, 97, 197-184.
- 10- D. Banerjee and D. Stefanescu: AFS Trans., 1991, 99, 747-759
- 11- G. Rivera, R. Boeri and J. Sikora: Cast Met., 1995, 8, 1-5
- 12- J. Massone, R. Boeri, and J. Sikora: Int. J. Cast Met. Res., 1999, 11, 419-424
- 13- R. Boeri and J. Sikora: Int. J. Cast Met. Res., 2001, 13, 307-313.
- 14- G. Rivera., R. Boeri., J. Sikora. "Revealing the solidification structure of nodular iron", International Journal of Cast Metals Research. Vol. 8, Nº1, pág: 1-5, 1995.
- 15- Harynen K., Faubert G. Moore D., and Rundman K. "Heavy sections ADI: Microsegregation, microstructure and tensile properties". AFS Transactions, pág: 747-756, 1989.
- 16- Rivera G., Galarreta I. and Sikora J. "Fundiciones esferoidales aleadas: estudio de microsegregaciones". 1º Congreso ALAMET. Rio de Janeiro, 1998.
- 17- A. Suárez-Sanabria and J. Fernández-Carrasquilla. "Microestructura y propiedades mecánicas de una fundición esferoidal ferrítica en bruto de colada para su uso en piezas de grandes dimensiones" Revista de metalurgia, pág: 18-31. ISSN: 0034-8570, 2006.
- 18- Ductile Iron Data for Design Engineers, 1990, Section III.
- 19- <http://www.ductile.org/didata/Section4/4intro.htm#Applications>
- 20- <http://www.ductile.org/didata/Section4/4intro.htm#Introduction>
- 21- Janowak J. and Gundlach R, "Development of a Ductile Iron for commercial austempering". AFS Transactions, Vol 91, pág: 377-388, 1983.
- 22- Keough R, "The development, processing and application of ADI". Proceedings of the Third Conference on ADI, Vol 2, pág: 638-658, 1991.

- 23- Darwish N. and Elliott R, "Austempering of low manganese ductile iron. Part 3. Variation of mechanical properties with heat treatment condition". Materials Science and Technology. Vol 9, pág: 882-889, 1993.
- 24- Gundlach R. and Janowak J, "A review austempered ductile iron metallurgy" Proceedings of the Third Conference on ADI, pág: 1-12, 1991.
- 25- Darwish N. and Elliott R, "Austempering of low manganese ductile iron. Part 2. Influence of austenitising temperature" Materials Science and Technology. Vol 9, pág: 586-602, 1993.
- 26- Moore D., Shugart B. and Rundman K. "A microstructural determination oh isothermal transformation diagrams in a low alloy ductile iron". AFS Transactions, pág: 759-764, 1990.
- 27- <http://www.ductile.org/didata/Section4/4intro.htm#Mechanical%20Properties>.
- 28- Ductile Iron Data for Design Engineers, 1990, Section III.
- 29- "Iron casting handbook". Iron Casting Society, Inc. 1981. Edited by Charles F. Walton, pág: 357.
- 30- M. Miranda, R. A. Martínez, J. A. Sikora. Fundiciones esferoidales austemperizadas con ferrita libre: Estudio Preliminar, 2004.
- 31- Angus, H.T. "CAST IRON: Physical and engineering properties", 2nd edition 1976, © Butterworth&Co (Publishers) Ltd. Capítulo 1, pág: 1-21.
- 32- AFS. Ductile Iron Handbook. Chapter 13. Illinois. USA, 1992. pág: 208-210.
- 33- D. Porter and K. Easterling. "Phase transformations in metals and alloys". 2nd edition. 1992. Chapter 5: "Diffusional Transformations in Solids".
- 34- <http://www2.ing.puc.cl/icmcursos/metalurgia/apuntes/cap3/31/>
- 35- Basso Alejandro, Martinez Ricardo and Sikora Jorge. "Characteristic of the Transformations Ocurring within the Intercritical Interval of Ductil Iron". Key Engineer Materials Vol. 457 (2011) pp 145-150.
- 36- Galarreta I., Sikora J., and Dall'o H. "Fundiciones esferoidales. Optimización de propiedades mediante ajustes microestructurales en el intervalo intercrítico". Proceedings IX Interamerican Conference on Materiales Technology. Vol. 1, pág: 201-205, 1987.
- 37- A. Jacot, M. Rappaz and R. C. Reed. "Modelling of reaustenitization form the pearlite structure in steel". Acta mater. Vol. 46, N° 11, pp. 3949-3962, 1998
- 38- D. Gauge-Fugarolas, H. K. D. H. Bhadeshia. "A model for austenisation of hipoeutectoid steels". Journal of materials science Vol. 38 (2003) pp. 1195-1201
- 39- Aranzabal J., Serramoglia G., Gorla C.A. and Rousiere D. "Development of a new mixed (ferritic – ausferritic) ductile iron for automotive suspensión parts". International Journal of Cast Metals Research. Vol 16, N° 1-3, pág: 185-190, 2002.

- 40- Wade, N. and Ueda, Y., "Mechanical Properties of Ductile Cast Iron with Duplex Matrix", Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, vol.21, no.2, pp. 117-126 (1981).
- 41-Verdu, C., Adriken, J. and Reynaud, A., "Contributions of Dual Phase Heat Treatments to Fatigue Properties of SG Cast Iron," International Journal of Cast Metal Research, vol. 81, no. 6, pp. 346-354 (2005).
- 42- A. Basso, R. Martinez and J. Sikora (2007). "Influence of austenitising and austempering temperatures on microstructure and properties of dual phase ADI". Mater. Sci. Technology. Vol. 23 N° 11, 1321-1326.
- 43- A. Basso, R. Martinez and J. Sikora (2009). "Influence of part size on dual-phase ADI microstructure and properties: comparison with fully ferritic and fully ausferritic matrices". Mater. Sci. Technology. Mater. Vol. 25 N° 10, 1271-1278.
- 44- Kilicli V. and Erdogan M. "Tensile properties of partially austenitised and austempered ductile irons with dual matrix structures". Materials Science and Technology. Vol 22, N°8. pág: 919-928, 2006.
- 45- Valdés, E-C., Perez Lopez, M.J., Figueroa, M., Ramirez, L.E., "Austempered Ductile Iron with Dual Phase Matrix Structures," Revista Mexicana de Fisica S55, (1), pp. 48-51 (2009)
- 46- A. Basso, M. Caldera, M. Chapetti and J. Sikora. "Mechanical characterization of dual phase austempered ductile iron". ISIJ Intern. Vol 50, N° 2, 302-306, 2010.
- 47- Alejandro Basso, Martín Caldera, Graciela Rivera y Jorge Sikora. Fundiciones esferoidales con alto silicio: su posible utilización en la fabricación de piezas con estructuras "ADI Dual Phase". 4º Congreso Lationamericano de fundición - COLFUN '10, 2010.
- 48- A. Basso, R. Martínez, J. Sikora, "Influence of chemical composition and holding time on austenite→ferrite transformation in ductile iron occurring within the intercritical interval". Vol 509, pp. 9884-9889 (2011)
- 49- Sikora, J., Dall'O, H., Boeri, R., "Temple y templabilidad de fundiciones esferoidales de baja aleación"
- 50- Alejandro Basso. Tesis Doctoral: "Fundiciones esferoidales con estructura tipo Dual Phase", capítulo 2, pág: 37-45, 2009.
- 51- <http://www.ductile.org/didata/Section4/4intro.htm#Austenitizing>