



UNIVERSIDAD NACIONAL
DE MAR DEL PLATA



UNIVERSIDAD NACIONAL DE MAR DEL PLATA

Facultad de Ingeniería

Estudios sobre la formación de la fase
ferrita en fundiciones de hierro con
grafito nodular^(*)

por Sebastián Anguiano

Director: Dr. Roberto E. Boeri

Co-director: Ing. Jorge A. Sikora

^(*) Trabajo Final para optar al título de Ingeniero en Materiales

República Argentina

Diciembre, 2011



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

RESUMEN	3
FUNDAMENTOS GENERALES DEL TRABAJO	5
OBJETIVOS	6
CAPÍTULO 1: REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	7
1-1 Conceptos básicos sobre nucleación y crecimiento de una fase cristalina en sólidos	7
1-2 Diagrama pseudo-binario e intervalo intercrítico en fundiciones grises	8
1-3 Modelos de solidificación en fundiciones nodulares	9
1-4 Breve descripción de los tratamientos térmicos más utilizados en fundiciones	11
1-5 Análisis metalográficos	11
CAPÍTULO 2: PREPARACIÓN DE PROBETAS	13
CAPÍTULO 3: DETERMINACIÓN DE LA TEMPERATURA CRÍTICA INFERIOR Y DE LA TEMPERATURA CRÍTICA SUPERIOR	15
CAPÍTULO 4: CARACTERIZACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA EN BRUTO DE COLADA	16
4-1 Metodología experimental	16
4-2 Resultados y discusión	17
4-3 Conclusiones del capítulo	25
CAPÍTULO 5: ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE AUSTENIZADO SOBRE LA MORFOLOGÍA DE LA FERRITA PROEUTECTOIDE FORMADA DURANTE UN TRATAMIENTO DE NORMALIZADO	26
5-1 Metodología experimental	26

5-2 Resultados y discusión.....	26
5-3 Conclusiones del capítulo.....	29
CAPÍTULO 6: INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE PIEZA SOBRE LA MICROESTRUCTURA OBTENIDA POR NORMALIZADO.....	30
6-1 Metodología experimental.....	30
6-2 Resultados y discusión.....	30
6-3 Conclusiones del capítulo.....	36
CAPÍTULO 7: ESTUDIO DE LA CINÉTICA DE FORMACIÓN DE FERRITA PARA UNA TEMPERATURA INTERCRÍTICA CONSTANTE.....	37
7-1 Metodología experimental.....	37
7-2 Resultados y discusión.....	37
7-3 Conclusiones del capítulo.....	46
CONCLUSIONES GENERALES.....	47
TRABAJO FUTURO.....	49
REFERENCIAS.....	50

RESUMEN

El presente trabajo se encuentra enfocado en el estudio de los factores que influyen en la morfología y cinética de formación de la ferrita proeutectoide en fundiciones de hierro con grafito esferoidal. La morfología y cantidad de esta fase determinan, en gran medida, las propiedades de las piezas obtenidas. Por esta razón, es de suma importancia el entendimiento de dichos factores, lo cual permitirá el diseño de tratamientos térmicos adecuados para cada caso.

Todo el estudio se llevó a cabo con material obtenido de una única colada, por lo que la composición química fue la misma para todos los casos. En primera instancia, se determinó la temperatura crítica superior (T_{cu}) y la temperatura crítica inferior (T_{ci}). Estas temperaturas fueron indispensables para la realización de los tratamientos térmicos posteriores.

Se caracterizó la microestructura en bruto de colada para una pieza en forma de cuña. De esta forma, se pudo estudiar el efecto de la velocidad de solidificación en la microestructura obtenida. La ferrita proeutectoide precipitada exhibió la típica morfología en “ojo de buey”, que se caracteriza por presentar un halo de ferrita alrededor de los nódulos de grafito. Se observó que las zonas que solidifican más rápidamente presentan un mayor conteo nodular, lo que favorece significativamente la cinética de formación de la fase ferrita.

Se estudió la diferencia en la morfología de la ferrita precipitada, según se formase a partir de una austenita no recrystalizada (directamente del líquido) o de una austenita recrystalizada. Asimismo, se estudió el efecto que tiene la temperatura de austenizado sobre la morfología de la ferrita proeutectoide precipitada. Para ello, se realizaron tratamientos de normalizado sobre piezas austenizadas a dos temperaturas distintas y se compararon entre sí y con la pieza en condición de bruto de colada. Se utilizaron tanto piezas prismáticas pequeñas, como piezas de mayor tamaño en forma de cuña. El objeto de este procedimiento fue estudiar, por un lado, la influencia pura de la temperatura de austenizado y, por el otro, la influencia de la velocidad de enfriamiento. Debido a que el conteo nodular varía significativamente con la posición en las cuñas, se observó el efecto combinado de la velocidad de enfriamiento y del conteo nodular. El conteo nodular tiene una influencia importante sobre la cinética de formación de la fase ferrita, observándose que un mayor conteo nodular acelera notablemente la precipitación de ferrita. También se observó que un mayor conteo nodular favorece la nucleación de ferrita en las interfaces austenita-grafito, inhibiendo en gran medida la precipitación de ferrita en otros sitios. De la comparación entre las piezas normalizadas desde distintas temperaturas, se pudo determinar que una mayor temperatura de austenizado favorece en gran medida la nucleación de la ferrita proeutectoide sobre los nódulos de grafito y disminuye ligeramente su cinética de formación. De la comparación entre las piezas normalizadas y la pieza en condición de bruto de colada, se determinó que, si bien el hecho de que la austenita sea no recrystalizada (formada durante la solidificación) o recrystalizada (formada durante un tratamiento de austenizado) puede afectar la morfología de la ferrita precipitada, se puede obtener una morfología muy similar a la de bruto de colada, por medio de un normalizado desde una temperatura de austenizado elevada.

Finalmente, se estudió la cinética de formación de la ferrita proeutectoide dentro del intervalo intercrítico, así como su morfología. Para ello se realizaron dos tratamientos a distintas temperaturas de austenizado e intercríticas. De esta forma, se determinó que la ferrita tiende a nuclear, en ambos casos, en interfaces austenita-grafito o en las cercanías de los nódulos de grafito. Asimismo, se determinó que los cristales de ferrita en contacto directo con los nódulos de grafito crecen considerablemente más rápido. Por otro lado, comparando la cantidad de ferrita proeutectoide de equilibrio para las dos temperaturas

intercríticas estudiadas, se observó que la misma no es directamente proporcional al subenfriamiento respecto de la T_{cu} , sino que aumenta fuertemente en las cercanías de la T_{cl} .

FUNDAMENTOS GENERALES DEL TRABAJO

Las fundiciones de hierro con grafito esferoidal (FE), también llamadas fundiciones nodulares, surgieron de la continua búsqueda de fundiciones de hierro con propiedades mecánicas más parecidas a las de los aceros. La razón de esta búsqueda es simple: para fabricar piezas complejas de hierro, es necesario hacerlo por colada del material fundido en un molde, y los aceros, a pesar de presentar en general mejores propiedades mecánicas que las fundiciones, poseen una temperatura de fusión aproximadamente un 30% mayor que las mismas. Esto significa un costo superior tanto en la fusión del material como en los moldes utilizados, además del mayor costo inherente de los aceros frente a las fundiciones, debido al proceso de obtención de los mismos. Por otro lado, las fundiciones presentan, en general, una mejor colabilidad. Esto es debido a que sufren una menor contracción por cambio de fase (debido a la precipitación del grafito libre) y, a que, por lo general, se trabaja con una composición eutéctica.

Así como en su momento surgieron las fundiciones nodulares como un material novedoso y prometedor, en los últimos años se ha estado desarrollando una nueva generación de fundiciones: las llamadas “Dual Phase ADI”. Las mismas se producen realizando una serie de tratamientos térmicos a una FE. Dependiendo de si se les realiza un ferritizado con un posterior austenizado incompleto o un austenizado completo con posterior precipitación de ferrita en el intervalo intercrítico, las propiedades finales serán distintas [1]. Si bien distintos autores han comenzado a estudiar las transformaciones de fase que se producen durante los tratamientos térmicos utilizados en la obtención de FE “Dual Phase”, aún no se tiene un conocimiento exacto de los parámetros más influyentes que actúan sobre la morfología de la ferrita proeutectoide generada durante el segundo tratamiento mencionado. Un mejor entendimiento del proceso de precipitación de la fase ferrita en las FE permitirá la optimización de los tratamientos térmicos utilizados para la obtención de FE “Dual Phase”, pudiendo así lograr las propiedades deseadas mediante tratamientos más controlados y rentables.

El fundamento principal de este trabajo es estudiar la influencia de la velocidad de solidificación, la naturaleza de la austenita (de solidificación o de recristalización), la temperatura de austenizado y la velocidad de enfriamiento, sobre la morfología de la ferrita proeutectoide precipitada en el intervalo intercrítico, así como estudiar la cinética de formación de la misma. Sobre este tema se plantearon tres hipótesis. La primera establece que la morfología de la ferrita cambia según se forme a partir de una austenita no recristalizada (proveniente directamente del líquido) o de una austenita recristalizada por efecto de un tratamiento térmico. La segunda establece que la morfología de la ferrita obtenida a partir de una austenita recristalizada se modifica al modificar la temperatura de austenización. La tercera establece que la morfología de la ferrita depende de la velocidad de enfriamiento en el rango de temperaturas eutéctoides.

OBJETIVOS

- Analizar la influencia de la velocidad de solidificación sobre la cantidad y morfología de la ferrita proeutectoide precipitada durante la solidificación.
- Estudiar la influencia que tiene la naturaleza de la austenita sobre la morfología de la ferrita proeutectoide precipitada.
- Analizar la influencia de la temperatura de austenizado sobre la morfología de la ferrita precipitada en el intervalo intercrítico.
- Analizar la influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la morfología de la ferrita proeutectoide precipitada durante un tratamiento de normalizado.
- Estudiar la cinética de formación de la ferrita a una temperatura intercrítica constante.

CAPÍTULO 1

REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

1-1 CONCEPTOS BÁSICOS SOBRE NUCLEACIÓN Y CRECIMIENTO DE UNA FASE CRISTALINA EN SÓLIDOS

A pesar de que una fase puede ser termodinámicamente inestable a una temperatura y presión determinados, y debería dar lugar a otra u otras fases más estables, esto no siempre se lleva a cabo. La razón de que esto ocurra es que existen transformaciones de fase que se llevan a cabo mediante un proceso de nucleación y crecimiento. En este tipo de transformaciones, se forman pequeños núcleos de la fase estable, que, para ser realmente estables, deben crecer hasta un tamaño tal que la energía libre ganada por la generación de una interfaz y la deformación introducida, sea compensada por la energía libre liberada por la cantidad total de fase estable generada y los defectos estructurales eliminados. Esto se resume, para un núcleo esférico, en la ecuación (1.1), siendo ΔG_t el cambio total en la energía libre por la generación de un núcleo esférico de radio r de la nueva fase dentro de una matriz de la fase anterior, ΔG_v la diferencia de energía libre por unidad de volumen entre las dos fases, ΔG_a la energía libre por unidad de superficie de contacto entre ambas fases, ΔG_s la energía libre por unidad de volumen introducida por deformación y ΔG_d la energía libre neta liberada por la destrucción de defectos estructurales.

$$\Delta G_t = 4 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot |\Delta G_a| - \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3 \cdot (|\Delta G_v| - |\Delta G_s|) - |\Delta G_d| \quad (1.1)$$

Los sitios de nucleación más probables son, en general, los que mayor energía libre presentan, según se deduce de la ecuación (1.1). Por lo tanto, es de esperar una mayor frecuencia de nucleación en sitios tales como bordes de grano, zonas LTF (del inglés: last to freeze) o zonas con alta concentración de dislocaciones.

Como la generación de núcleos estables lleva un tiempo determinado, que depende tanto del material como de las condiciones a las que se encuentra sometido, hay ocasiones en que en vez de formarse la fase estable esperada, no se produce ninguna transformación o se forma una fase meta-estable, que si bien no es la fase más estable termodinámicamente, es la que cinéticamente se pudo formar primero. Un ejemplo de esto último es la formación de cementita en vez de grafito, en las aleaciones de hierro-carbono.

La cinética de crecimiento de una fase (estable o meta-estable) se suele representar mediante los diagramas TTT (tiempo-temperatura-transformación). En los mismos se muestran curvas de iso-transformación, con la temperatura en el eje de las ordenadas y el logaritmo del tiempo en el eje de las abscisas (ver figura 1.1), siendo las mismas válidas sólo para la composición estudiada. Los diagramas TTT se obtienen a partir de ensayos en los que se mide la cantidad de fase formada a distintos tiempos, para una temperatura constante (ver figura 1.2).

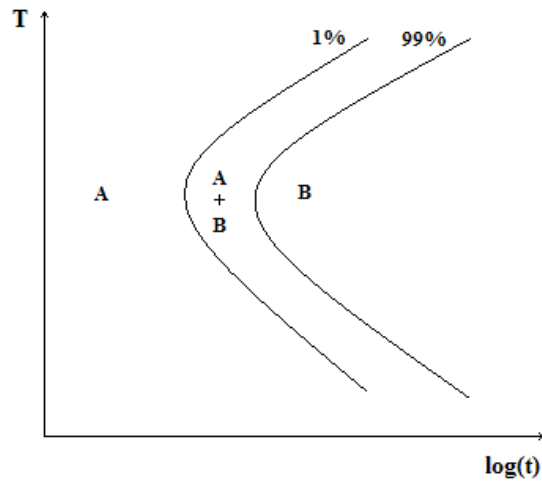


Figura 1.1. Ejemplo ilustrativo de un diagrama TTT.

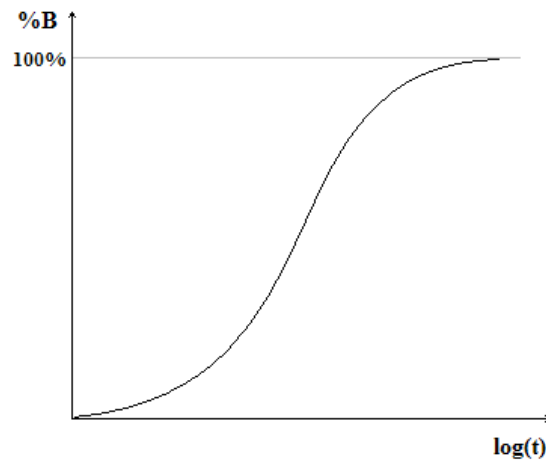


Figura 1.2. Ejemplo ilustrativo de los resultados de un ensayo de medición de la cinética de formación de una fase a una temperatura constante.

1-2 DIAGRAMA PSEUDO-BINARIO E INTERVALO INTERCRÍTICO EN FUNDICIONES GRISES

Una fundición de hierro con grafito libre está compuesta principalmente por hierro (Fe), carbono (C) y silicio (Si). Sin embargo, las fases en equilibrio se representan generalmente en diagramas pseudo-binarios, que son en realidad cortes del diagrama ternario Fe-C-Si para una concentración de Si constante. Un ejemplo de uno de estos diagramas se presenta en la figura 1.3. Se observa que existe una región de transición en la que coexisten tres fases: austenita (γ), ferrita (α) y grafito (Gr). Esta región se denomina habitualmente “intervalo intercrítico” y se encuentra delimitada por la temperatura crítica superior (T_{cu}) y la temperatura crítica inferior (T_{cl}).

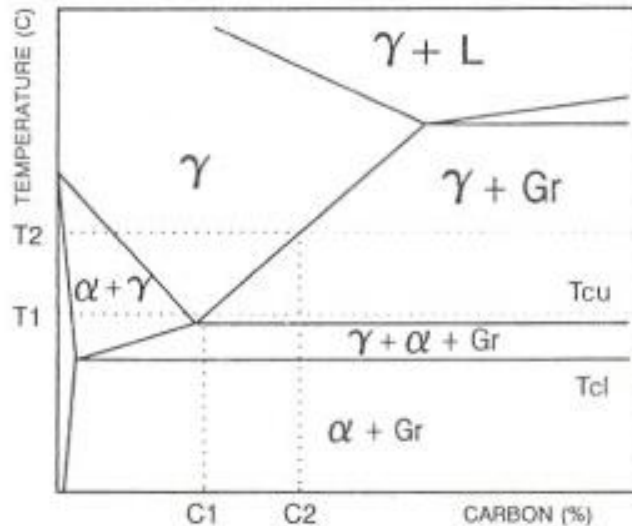


Figura 1.3. Representación cualitativa de un corte binario del diagrama ternario de equilibrio del sistema Fe-C-Si, para un contenido de Si del 2.5% [2].

La posición y la amplitud del intervalo intercrítico se encuentran afectadas por la composición química de la aleación. El Si produce un incremento en la T_{cu} , debido a que disminuye la solubilidad del carbono en la austenita, promoviendo la formación de ferrita. Otros elementos pueden correr el rango de temperaturas intercríticas a valores menores, como es el caso del Mn [3]. En lo referente a este tema, la literatura reporta ecuaciones que permiten estimar la T_{cu} , teniendo en consideración la influencia de algunos de los elementos de aleación más usuales [2]. Sin embargo, hasta el momento no se han reportado en la literatura ecuaciones que permitan estimar la T_{ci} en función del contenido de aleantes de la fundición.

Por encima de la T_{cu} se encuentra una región en la que coexisten austenita y grafito. Es en esta región, justamente, en la que se llevan a cabo los tratamientos de austenizado, que se explicarán más adelante. Cabe destacar que dependiendo de la temperatura a la que se realice el tratamiento, la austenita formada presentará una concentración de carbono distinta. Se puede observar en la figura 1.3 que para una temperatura de austenizado T_1 la concentración de carbono de equilibrio de la austenita será C_1 , mientras que para una temperatura de austenizado T_2 la concentración de carbono será C_2 .

1-3 MODELO DE SOLIDIFICACIÓN DE FUNDICIONES NODULARES

Hasta hace poco, existían 2 principales modelos de solidificación para las FE eutécticas. El modelo más antiguo propuesto por la literatura [4-6], denominado “modelo uninodular”, se basa en que los núcleos de austenita se forman sobre los nódulos de grafito, los cuales nuclean en primer lugar en el líquido, y crecen esféricamente hasta entrar en contacto entre sí, dejando entre sí zonas denominadas LTF (del inglés: last to freeze), que al ser las últimas en solidificar, presentan la mayor concentración de defectos. El segundo modelo se denomina “modelo multinodular”. Este último propone que el grafito y la austenita nuclean independientemente en el líquido [7,8]. Según este modelo, la austenita crece dendríticamente y, a medida que la solidificación avanza, las dendritas de austenita atrapan una cierta cantidad de nódulos de grafito. El carbono difunde hacia los nódulos y permite su crecimiento por difusión en estado sólido. Luego, los nódulos y las dendritas crecen cooperativamente, dejando entre ellas zonas LTF. Como resultado, el modelo

multinodular predice un tamaño de grano de austenita mucho mayor y una distribución menos dispersa y de mayor tamaño de zonas LTF que para el caso del modelo uninodular.

En la División Metalurgia del INTEMA, Rivera et al [9] han presentado en los últimos años un nuevo modelo de solidificación, desarrollado sobre una nueva técnica macrográfica. Esta técnica evidencia que la austenita crece siempre dendríticamente y que cada dendrita atrapa un número muy elevado de nódulos de grafito. Como se puede observar en la figura 1.4, la austenita y el grafito comienzan con una cristalización independiente (figuras 1.4.a y 1.4.e). Luego, la austenita crece dendríticamente a una elevada velocidad, atrapando numerosos nódulos (figuras 1.4.b, 1.4.f). Por lo tanto, cada unidad de solidificación queda formada por una dendrita de austenita de gran tamaño con un gran número de nódulos en su interior.

Este modelo presenta una gran diferencia, en comparación con los dos modelos anteriores, la cual radica en que las zonas LTF no se encuentran entre unidades de solidificación, sino dentro de cada dendrita (ver figuras 1.4.c y 1.4.g). Por lo tanto, se puede concluir que cada dendrita de austenita contiene muchos nódulos de grafito, lo que contradice a la teoría uninodular. Por otro lado, la distribución y tamaño de las zonas "LTF" encontrados en estudios metalográficos se corresponden con lo predicho por el modelo multinodular, pero el tamaño de las unidades de solidificación es significativamente mayor según lo evidenciado por Rivera et al [9]. Por lo tanto, el modelo presentado por los citados autores es el que mejor explica el proceso de solidificación en FE.

Si bien este modelo explica la solidificación de una FE de composición eutéctica, se puede derivar también la solidificación de una FE de distinta composición. Para el caso de una FE hipoeutéctica, la austenita comienza nucleando y creciendo dendríticamente en el líquido hasta llegar a la temperatura eutéctica, donde la solidificación continúa según el modelo. Para una FE hipereutéctica, por otro lado, el proceso de solidificación comienza con la nucleación de cierta cantidad de nódulos de grafito en el líquido, para después continuar con la reacción eutéctica.

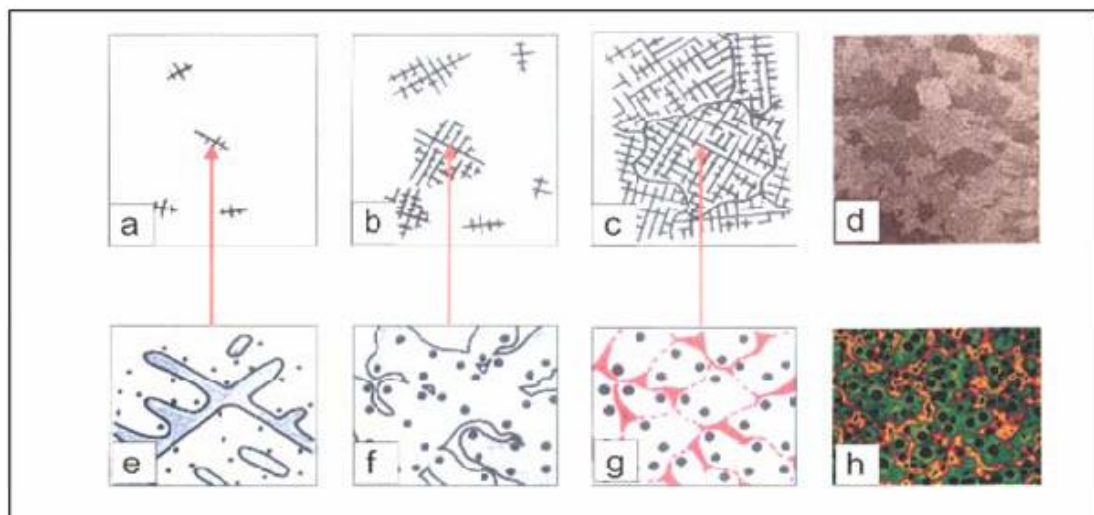


Figura 1.4. Secuencia esquemática de la solidificación de FE según el modelo propuesto por Rivera et al [9]. a-c) Macroestructura de solidificación; d) Macroestructura real; e-g) Microestructura de solidificación; h) Microestructura real.

1-4 BREVE DESCRIPCIÓN DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS MÁS USUALES UTILIZADOS EN FUNDICIONES

1-4.1 Austenizado

Este tratamiento se lleva a cabo para lograr una matriz totalmente austenítica. La razón más habitual de hacer esto en una fundición, es preparar la pieza en cuestión para un posterior tratamiento o tratamientos térmicos que le otorguen las propiedades deseadas. Para realizar el tratamiento de austenizado se debe calentar la pieza a una temperatura superior a la T_{cu} y mantenerla un cierto tiempo, para dar tiempo al carbono para difundir y a la austenita para nuclear y crecer. Los tiempos igualmente suelen ser cortos.

En el caso de una austenización incompleta, lo que se realiza es un calentamiento hasta una temperatura en el intervalo intercrítico. Al igual que en el caso anterior, se debe dejar un tiempo prudencial para que la totalidad de la austenita de equilibrio se forme. No obstante, las cinéticas de transformación en este intervalo son poco conocidas.

1-4.2 Ferritizado

Existen dos tipos de tratamientos de ferritizado. Ambos tienen por objeto lograr una matriz totalmente ferrítica. El primer tipo es un tratamiento que se denomina “de baja temperatura” o “tratamiento de ferritizado subcrítico”. El mismo consiste justamente en someter a las piezas a una temperatura cercana (pero inferior) a la T_{cl} durante largos períodos de tiempo (20 – 30 horas) y luego dejarlas enfriar lentamente dentro del horno. Son usuales para este tipo de tratamiento temperaturas entre 700°C y 730°C. En el segundo tipo de tratamiento, se calientan las piezas a temperaturas por encima de la T_{cu} , típicamente 870°C-900°C, durante 3 o 4 horas, dejándose luego enfriar muy lentamente dentro del horno, donde, de acuerdo al diagrama de equilibrio Fe-C estable, se forma la matriz ferrítica, al igual que para el primer tipo de tratamiento [10].

1-4.3 Templado

Este tratamiento consiste en enfriar rápidamente una pieza que se encuentra a una temperatura por encima de la T_{cl} , introduciéndola dentro de un líquido, típicamente agua, de forma tal de impedir la difusión del carbono y, de esta forma, impedir la formación de las fases más estables. Como resultado, la austenita, en vez transformarse en ferrita y grafito o en perlita, se transforma en martensita.

1-4.4 Normalizado

Este tratamiento consiste simplemente en dejar enfriar al aire una pieza a la que inicialmente se sometió a un austenizado completo. El aire puede encontrarse estanco o en movimiento, cambiando de esta forma la velocidad con que la pieza se enfría y, por lo tanto, la microestructura obtenida.

1-5 ANALISIS METALOGRAFICOS

1-5.1 Preparación de muestras para análisis metalográficos

Para poder analizar la microestructura de una pieza metálica, es necesario primero preparar la superficie a estudiar de forma tal que las distintas fases sean distinguibles. El primer paso para lograr esto es seccionar un trozo de tamaño manejable, representativo de

la pieza que se desea estudiar. En el caso que la muestra tomada sea demasiado pequeña, se la puede incluir en resina fenólica. Esto significa que se realiza una pieza cilíndrica de aproximadamente 35mm de diámetro y 30mm de altura de resina fenólica, con la muestra metálica incluida en una de las caras planas del cilindro. Una vez realizado lo anterior, se procede a desbastar la superficie que se desea estudiar con lijas al agua cada vez más finas, hasta llegar a una granulometría de alrededor de 1000. Luego, se pule la superficie a espejo con un paño giratorio, utilizando como abrasivo alguna suspensión de partículas duras, típicamente alúmina en agua. Finalmente, la pieza se lava cuidadosamente con agua para eliminar todos los restos del abrasivo, se desplaza el agua con alcohol isopropílico y se seca con una corriente de aire caliente, cuidando de no tocar la superficie. Llegado a este punto, se puede decidir estudiar la superficie sin atacar o realizar un ataque con una solución levemente corrosiva, típicamente Nital o Picral para aceros y fundiciones. El ataque se realiza durante unos segundos, para luego lavar con agua, desplazar la misma con alcohol y secar con una corriente de aire caliente. La razón de realizar el ataque es revelar las distintas fases, que reaccionan a distinta velocidad con la solución. De esta forma, al observar con un microscopio óptico, las zonas que quedaron planas se observan más luminosas y las zonas con rugosidad o con valles estrechos y profundos se observan más oscuras.

1-5.2 Análisis de imagen de metalografías

Una vez preparadas las muestras, se pueden sacar fotografías de las zonas que se desean estudiar, para luego analizarlas con un programa de análisis de imágenes. En este tipo de programas, se pueden elegir distintos rangos de colores para poder analizar distintas fases presentes en las muestras, se pueden aplicar filtros para eliminar entes que perturben el estudio o para homogeneizar los colores y se pueden elegir zonas manualmente, para el caso en que no se puede lograr mediante los umbrales de color.

CAPÍTULO 2

PREPARACIÓN DE PROBETAS

El material para la realización de este trabajo se obtuvo a partir de una colada de fundición de hierro nodular de 40 Kg, realizada en la planta piloto de fundición de la División Metalurgia del INTEMA, en moldes de arena de río ligada con resina. Se colaron 3 bloques “Y” de 25 mm de ancho y 3 cuñas de 57mm de ancho máximo, 113mm de alto y 99mm de largo. La composición química se determinó empleando un espectrómetro de emisión óptica con excitación por chispa, marca Baird DV6. La ficha de la colada se archivó como la N°110617. Tanto la composición química deseada, como la obtenida, se detallan en la tabla 1.

Tabla 1. Composición química de la colada

Composición química	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Mg
Deseada	3.4	2.7	0.1<x<0.25	<0.05	<0.05	0.04<x<0.07
Obtenida	3.36	2.81	0.14	0.014	0.048	0.043

Para la totalidad del trabajo se utilizaron sólo un bloque “Y” y una cuña, reservando los restantes para el caso en que se presentaran contratiempos y fuera necesario repetir algún tratamiento térmico. Del bloque “Y” se utilizaron sólo las zonas 1 y 2 (ver figura 2.1), debido a que en las mismas existe por lo general una menor concentración de defectos, tales como inclusiones no metálicas y rechupes. A partir de las mismas se mecanizaron probetas prismáticas de aproximadamente 10mmx10mmx25mm (ver figura 2.2). Por otra parte, la cuña utilizada se seccionó de tal forma de extraer la zona central de la misma y dejar 2 mitades iguales de aproximadamente el doble de espesor (ver figuras 2.3 y 2.4).

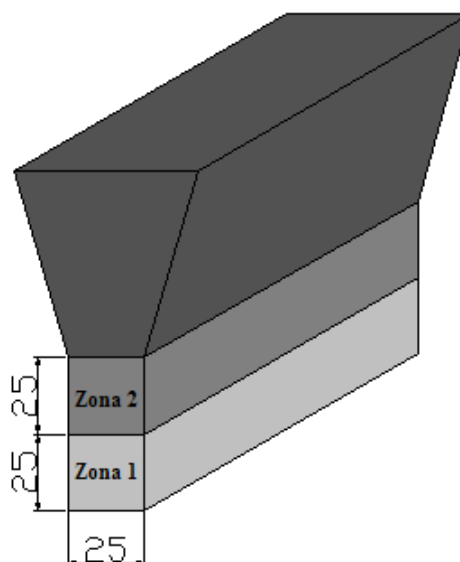


Figura 2.1. Esquema de las secciones utilizadas del bloque “Y”.

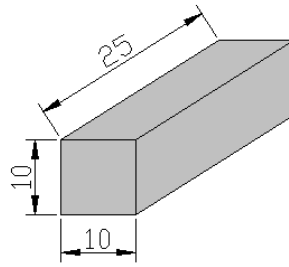


Figura 2.2. Esquema de las probetas obtenidas a partir del bloque “Y”.

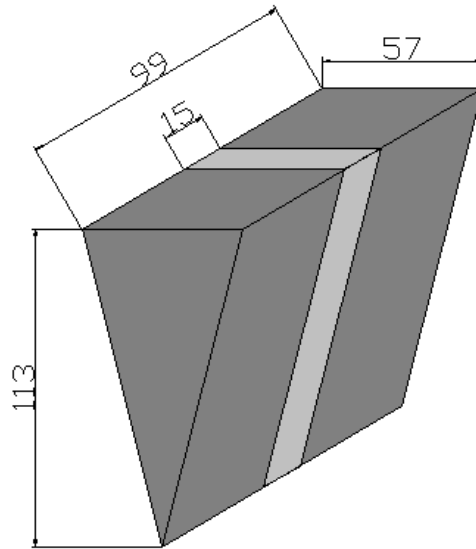


Figura 2.3. Esquema de los cortes realizados sobre la cuña utilizada.

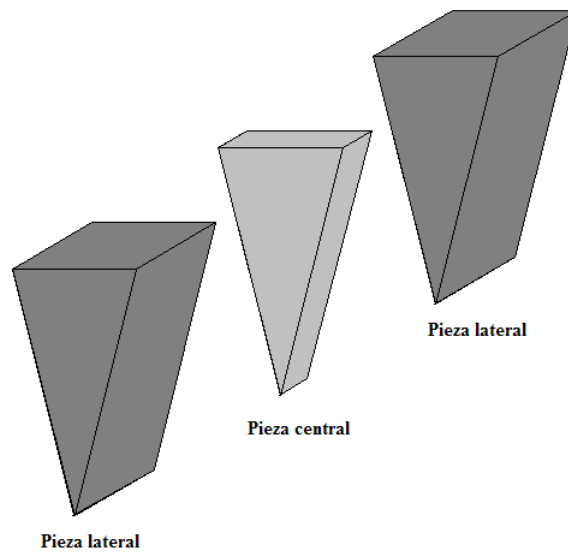


Figura 2.4. Esquema de las probetas obtenidas a partir de la cuña.

CAPÍTULO 3

DETERMINACIÓN DE LA TEMPERATURA CRÍTICA INFERIOR Y DE LA TEMPERATURA CRÍTICA SUPERIOR

Para poder llevar a cabo los tratamientos térmicos deseados, es imprescindible el conocimiento de la T_{cl} y de la T_{cu} . En primera instancia se estimó la T_{cu} utilizando la ecuación (3.1), desarrollada por Sikora et al.[2] para fundiciones nodulares aleadas con Cu y Mn (aplicable a composiciones químicas dentro de los siguientes rangos: $2.70 < \%C < 3.80$; $1.50 < \%Si < 3.70$; $0.50 < \%Cu < 1.75$; $0.50 < \%Mn < 1.10$). Si bien la composición química de la colada en estudio no entra dentro de los rangos en que la ecuación es aplicable, la temperatura así obtenida sirvió como primera aproximación. La T_{cu} calculada fue de 837°C . Para determinar experimentalmente la T_{cu} real, se colocaron en un horno mufla varias probetas prismáticas y se las llevó a 840°C . Cada 30min se retiró una probeta, se la templó en agua y se aumentó la temperatura del horno 10°C . Esto se repitió hasta una temperatura de 870°C . Cada probeta fue luego seccionada, preparada metalográficamente y analizada con un microscopio óptico marca Olympus G7. Se tomó la T_{cu} como la temperatura a la cual la probeta presentaba una matriz totalmente martensítica. La misma fue de 860°C .

$$T_{cu}(^{\circ}\text{C}) = 723 - 0.3\text{wt}\%C + 43\text{wt}\%Si - 33\text{wt}\%Mn - 6\text{wt}\%Cu \quad (3.1)$$

Con respecto a la T_{cl} , no se disponía de ninguna ecuación que la determine a partir de la composición química. Por esta razón, en base a una fundición de composición similar, se tomó como primera aproximación una temperatura de 760°C [11]. Para verificar la T_{cl} real, se colocaron en un horno mufla varias probetas prismáticas y se las llevó a 760°C . Luego de 1 hora se retiró una probeta, se la templó en agua, se la seccionó, se la preparó metalográficamente y se la analizó con un microscopio óptico. Se determinó que la T_{cl} debía ser mayor a 760°C , ya que no se observó la presencia de martensita. Por lo tanto, se analizaron 2 temperaturas más: 770°C y 780°C . Para ello se aumentó la temperatura del horno 10°C , se esperó 1 hora, se retiró otra probeta y se la templó en agua, para luego aumentar 10°C más el horno y repetir el proceso. Finalmente, cada probeta fue seccionada, preparada metalográficamente y analizada con un microscopio óptico. Se tomó la T_{cl} como la temperatura a la cual la probeta presentó las primeras colonias dispersas de martensita. La misma fue de 770°C .

En la tabla 3.1 se resumen los resultados obtenidos.

Tabla 3.1. Temperatura crítica superior y temperatura crítica inferior, determinadas experimentalmente.

Temperatura crítica superior	860°C
Temperatura crítica inferior	770°C

CAPÍTULO 4

CARACTERIZACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA EN BRUTO DE COLADA

4-1 METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

La caracterización consistió en determinar el conteo nodular, diámetro medio de los nódulos de grafito y porcentaje de ferrita proeutectoide en la matriz, para la cuña, y el conteo nodular y diámetro medio de los nódulos de grafito, para el bloque “Y”. Para ello se utilizó la sección central de la cuña y 10 probetas prismáticas, obtenidas del bloque “Y”.

4-1.1 Bloque “Y”

Luego de seccionar y preparar metalográficamente las probetas, se les tomó una fotografía a cada una, con un aumento de 50x. Finalmente, se realizó el análisis de las imágenes con el programa Image-Pro Plus, con el fin de determinar el conteo nodular y el diámetro medio de los nódulos de grafito. Una vez obtenidos los valores para cada probeta, se tomó el valor medio de ambos y las desviaciones estándar.

4-1.2 Cuña

De la cuña, se tomaron como referencia tres zonas: las zonas 1, 2 y 3, esquematizadas en la figura 4.1. Una de las superficies de la cuña fue preparada metalográficamente, teniendo la precaución de, antes de realizar el ataque de la superficie, tomar fotografías en distintas posiciones entre la zona 1 y la 2, y entre la 2 y la 3, utilizando para ello un microscopio óptico marca Olympus G7. Las mismas sirvieron luego para realizar el conteo nodular y determinar el diámetro medio de los nódulos de grafito. Esto se llevó a cabo utilizando el programa Image-Pro Plus (versión 4.5). Luego se atacó la superficie con Nital al 2%, se tomaron fotografías en las mismas posiciones que antes del ataque y se analizaron con el programa Image-Pro Plus, para determinar el porcentaje de ferrita proeutectoide en la matriz, así como su morfología.

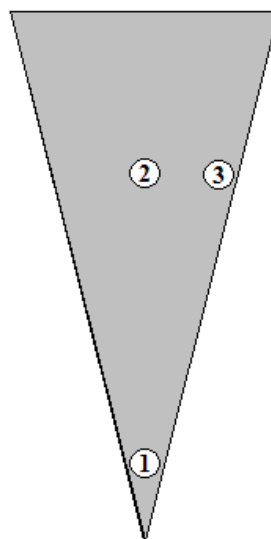


Figura 4.1. Zonas de referencia en la cuña

4-2 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4-2.1 Bloque “Y”

El bloque “Y” presentó una matriz casi 100% ferrítica (fase más blanca), con pequeñas cantidades de perlita dispersa (fase gris, ver figuras 4.2 y 4.3) y una nodularidad superior al 90% (ASTM A-247). Se observa que la perlita presente muestra bordes cóncavos de cara a los nódulos de grafito. Recuérdese que la perlita es una fase que se forma cuando la austenita alcanza una temperatura inferior a la T_{cl} , por lo que evidencia la forma que presentaba la austenita que no se transformó en ferrita+grafito al momento de traspasar dicha temperatura. Por lo tanto, cabe suponer que la ferrita nucleó sobre los nódulos de grafito, para luego crecer y dar lugar a una morfología llamada “ojo de buey”, que se caracteriza por haber nódulos de grafito rodeados por un halo de ferrita. Cuando la transformación austenita→ferrita+grafito se encuentra avanzada, los halos de ferrita se encuentran, dejando entre sí islotes de austenita que, de no transformarse completamente al traspasar la T_{cl} , da lugar a perlita con bordes como los observados en la figura 4.3.

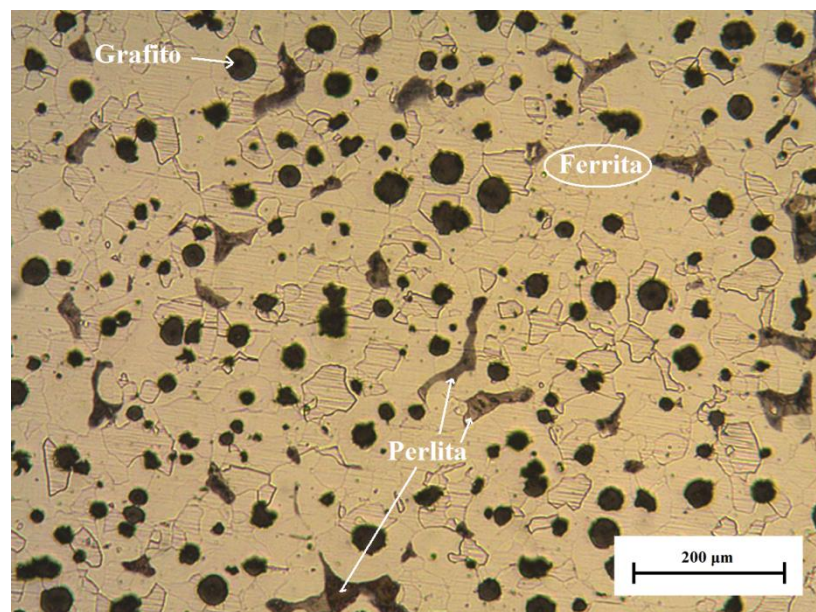


Figura 4.2. Microestructura presente en las zonas 1 y 2 del bloque “Y”, en bruto de colada.

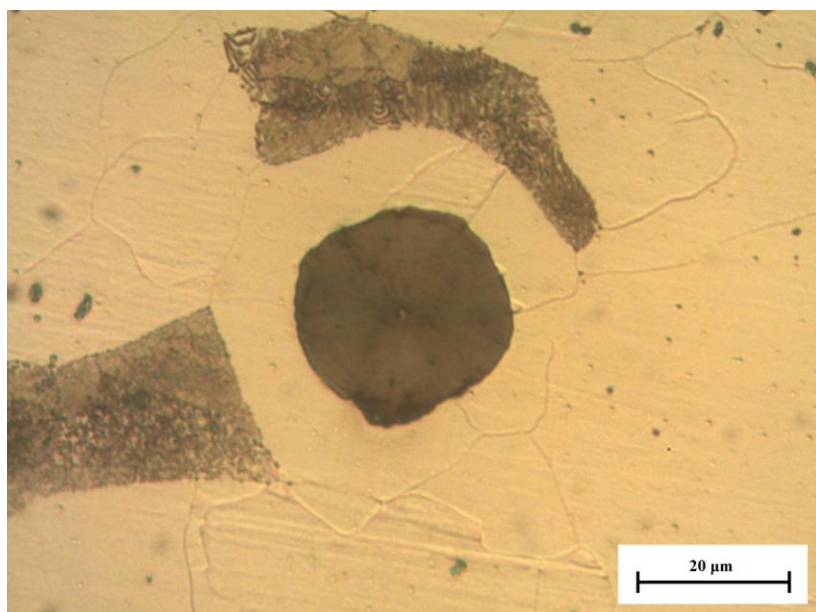


Figura 4.3. Detalle de un nódulo de grafito con presencia de perlita a su alrededor.

En la tabla 4.1 se presentan los valores medios y desviaciones estándar del conteo nodular y diámetro medio de los nódulos de grafito. Se observa una gran dispersión de los resultados. Esto es debido a las distintas posiciones de las probetas tomadas (cerca del centro o de la superficie).

Tabla 4.1. Conteo nodular medio, diámetro medio de los nódulos de grafito y desviaciones estándar, para la población de muestras tomadas.

Medición	Valor medio	Desviación estándar
Conteo nodular (nódulos/mm ²)	144	63
Diámetro medio de los nódulos de grafito (μm)	29.2	3.3

4-2.2 Cuña

A continuación se presentan los resultados obtenidos a partir del análisis de las fotografías tomadas. En las figuras 4.4, 4.5 y 4.6 se muestran los resultados entre las zonas 1 y 2 de la cuña. En las figuras 4.7, 4.8 y 4.9, por otro lado, se muestran los resultados obtenidos entre las zonas 2 y 3.

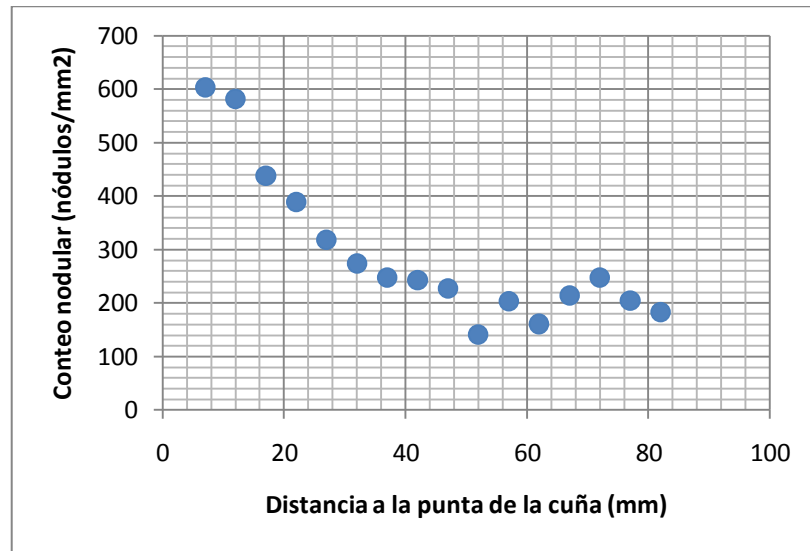


Figura 4.4. Conteo nodular en función de la distancia a la punta de la cuña.

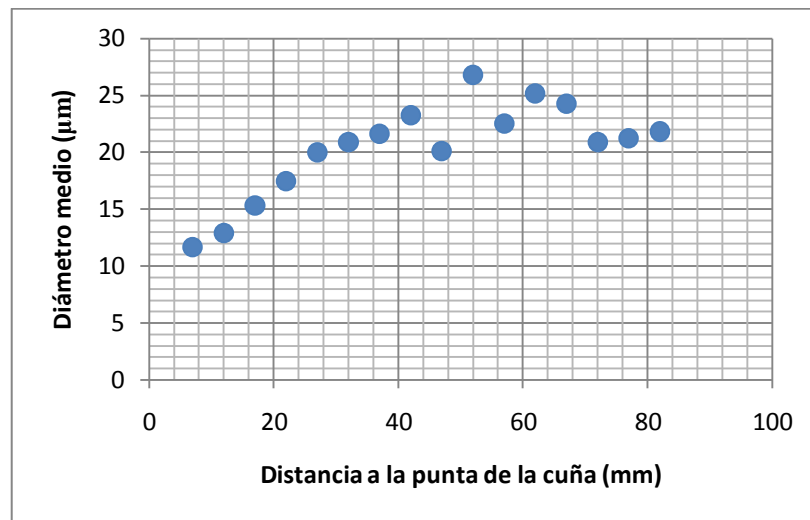


Figura 4.5. Diámetro medio de los nódulos de grafito en función de la distancia a la punta de la cuña.

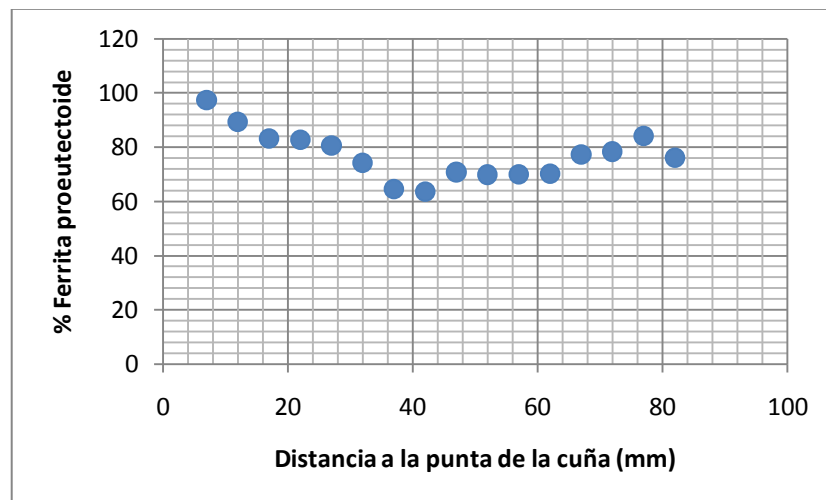


Figura 4.6. Porcentaje de ferrita proeutectoide en la matriz en función de la distancia a la punta de la cuña.

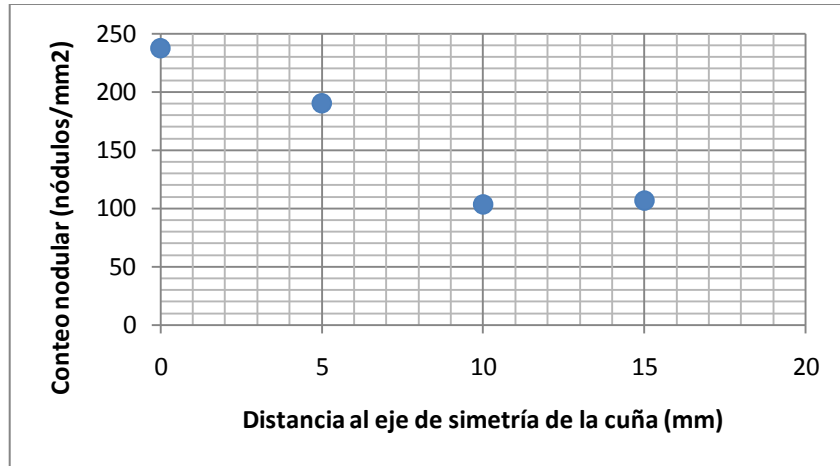


Figura 4.7. Conteo nodular en función de la distancia al eje de simetría de la cuña, entre las zonas 2 y 3.

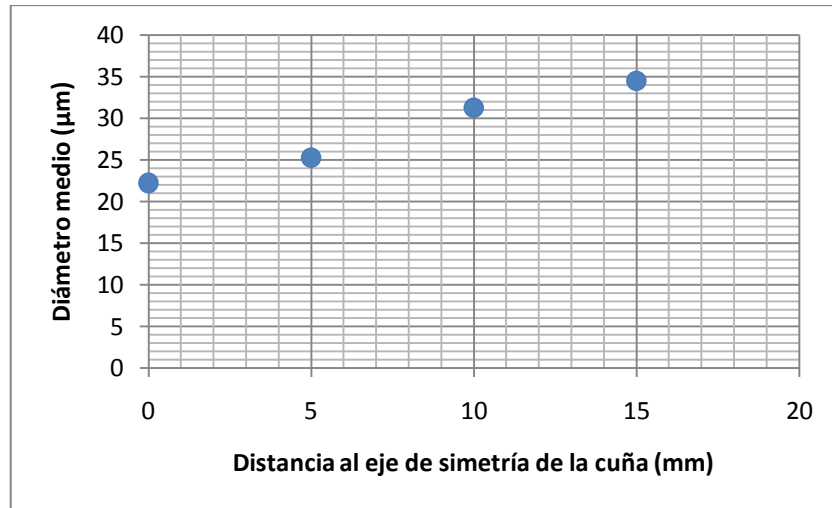


Figura 4.8. Diámetro medio de los nódulos de grafito en función de la distancia al eje de simetría de la cuña, entre las zonas 2 y 3.

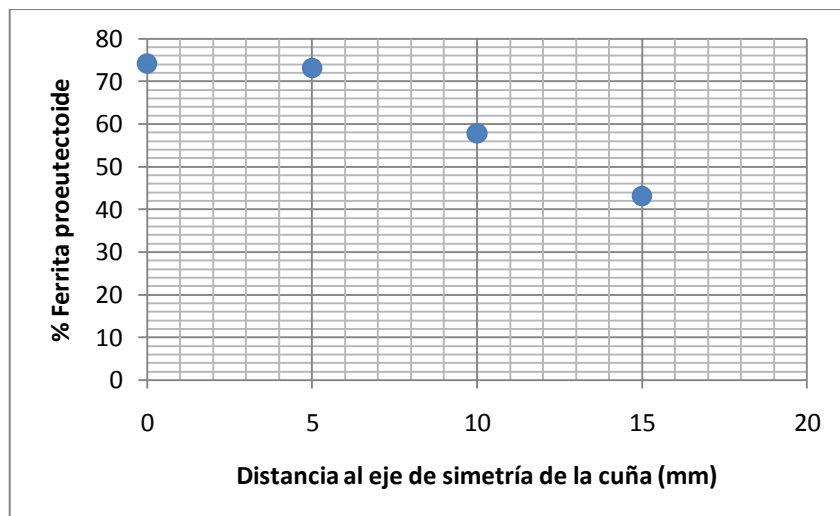


Figura 4.9. Porcentaje de ferrita proeutectoide en la matriz en función de la distancia al eje de simetría de la cuña, entre las zonas 2 y 3.

Comparando las figuras 4.4 y 4.5 se observa que cuando el conteo nodular aumenta, el diámetro medio de los nódulos de grafito disminuye. Esto ocurre porque la cantidad de grafito en equilibrio es la misma en distintas posiciones de la pieza. Por otro lado, se evidencia que cuando la velocidad de enfriamiento durante la solidificación es elevada (zona 1 de la cuña, o distancias bajas a la punta), nuclea una mayor cantidad de nódulos, que crecen poco. Esto lleva a que las distancias que el carbono debe difundir para que se dé la transformación austenita \rightarrow ferrita+grafito sea menor y además exista una mayor superficie específica de interfaz grafito-austenita, que funcionan como sitios preferenciales para la nucleación de la fase ferrita [12]. De esta forma, se explicaría que, a pesar de enfriarse más rápidamente y, por lo tanto, tener menos tiempo para producirse la transformación austenita \rightarrow ferrita+grafito, en la zona 1 de la cuña se observa una matriz casi 100% ferrítica (ver figura 4.10). El porcentaje de ferrita decrece para posiciones alejadas de la punta de la cuña, acompañando el decrecimiento del conteo nodular hasta que se alcanza un valor mínimo cercano al 70% entre los 40 y 60mm. A partir de este punto se observa un ligero aumento progresivo del porcentaje de ferrita para posiciones más alejadas de la punta, mientras que el conteo nodular se mantiene aproximadamente constante en ese intervalo. Este efecto es atribuible a la influencia pura de la velocidad de enfriamiento. Al pasar mayor tiempo dentro del intervalo intercrítico, la ferrita tiene más tiempo para nuclear y crecer.

Con respecto a las figuras 4.7, 4.8 y 4.9, se observa una disminución del conteo nodular hacia la superficie, con el consecuente aumento del diámetro medio de los nódulos de grafito y la caída del porcentaje de ferrita. Esto significa que la zona 2 de la cuña se solidificó más rápidamente que la zona 3; de otra forma no se explica el mayor conteo nodular y menor diámetro medio en la zona 2 (ver figura 4.11). Una posible razón por la que ocurrió esto podría ser el hecho de que la superficie superior de la cuña se enfrió al aire libre (esto significa que se enfrió más rápidamente que las zonas en contacto con el molde de arena, que funciona en gran medida como un aislante). Por lo tanto, el centro de la cuña se pudo llegar a solidificar más rápidamente que las zonas cercanas a los bordes, debido a la mayor extracción de calor desde la superficie superior. Para verificar esto, se solicitó una simulación del proceso de solidificación con el programa Magma. La misma coincidió muy bien respecto de la variación del conteo nodular en función de la posición en la cuña, como se puede apreciar en la figura 4.13. Asimismo, en la figura 4.14 se puede observar que en el centro de la cuña se genera una zona con un mayor conteo nodular que en las zonas cercanas a la superficie. En la figura 4.15 se puede apreciar que existe una tendencia general a disminuir la velocidad de solidificación hacia posiciones más alejadas de la punta de la cuña. Esta tendencia se detiene para una distancia de 60mm, donde existe un punto de inflexión. Se puede observar que el siguiente punto simulado, a 80mm de distancia de la punta de la cuña, presenta una velocidad de enfriamiento prácticamente idéntica. A pesar de que no se simularon puntos por encima de este último, es claro que a partir de este punto la velocidad de enfriamiento vuelve a aumentar, debido a la superficie superior expuesta al aire. Esto significa que, debido a que el molde fue diseñado con la cara superior expuesta al aire, la solidificación en la zona 2 se vio acelerada. Esto produjo que el conteo nodular en dicha zona fuera mayor.

En la zona 3 se verifica la menor cantidad de ferrita de la muestra (40%). Sólo con estas bajas cantidades puede apreciarse realmente la distribución de esta fase, que toma la típica morfología en “ojo de buey” (ver figura 4.12). Aunque esta morfología no pudo verse tan claramente en otras zonas de la cuña, esto no significa que la ferrita allí presente no haya nucleado y crecido siguiendo el mismo patrón, sino que el fenómeno es indistinguible debido a la gran cantidad de ferrita formada. La zona 2 de la cuña es una muestra de ello, ya que en la misma se observa una etapa más avanzada del crecimiento de la ferrita, debido tanto al mayor conteo nodular (frente a la zona 3) como a la menor velocidad de enfriamiento (figura 4.11). Se observa que los halos de ferrita comenzaron a

entrar en contacto entre sí, pero no se llegó a borrar del todo la apariencia de la morfología en “ojo de buey”.

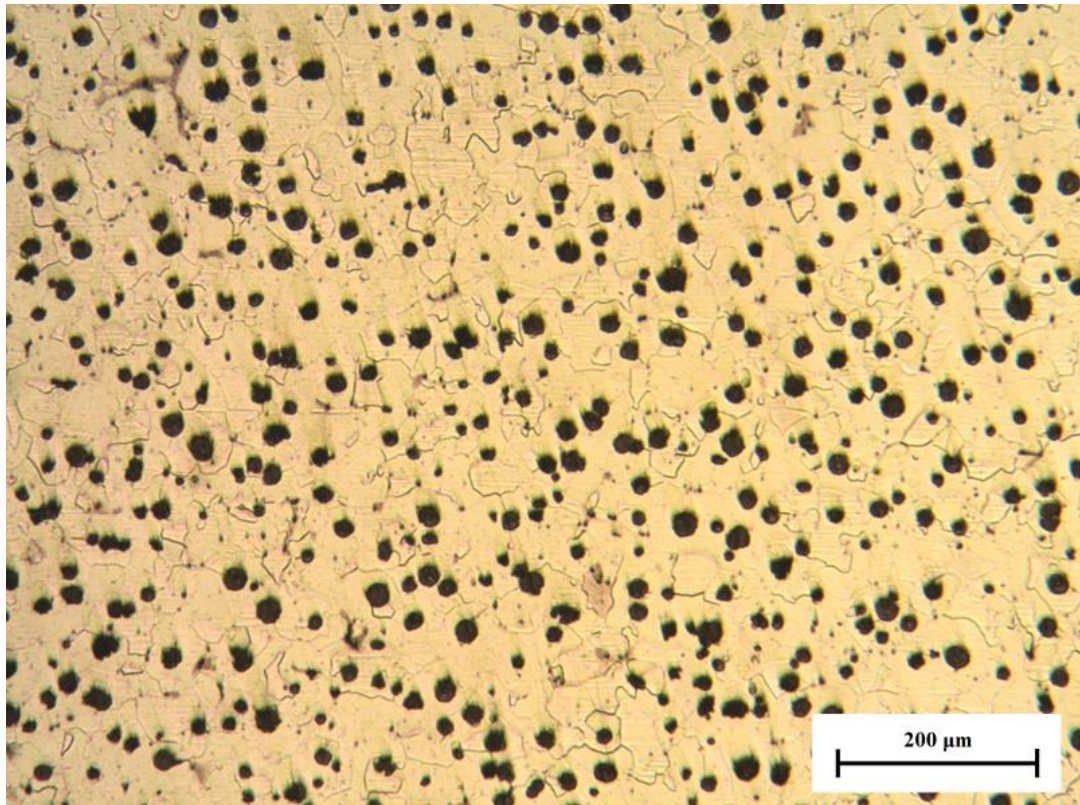


Figura 4.10. Matriz prácticamente 100% ferrítica, presente en la zona 1 de la cuña.

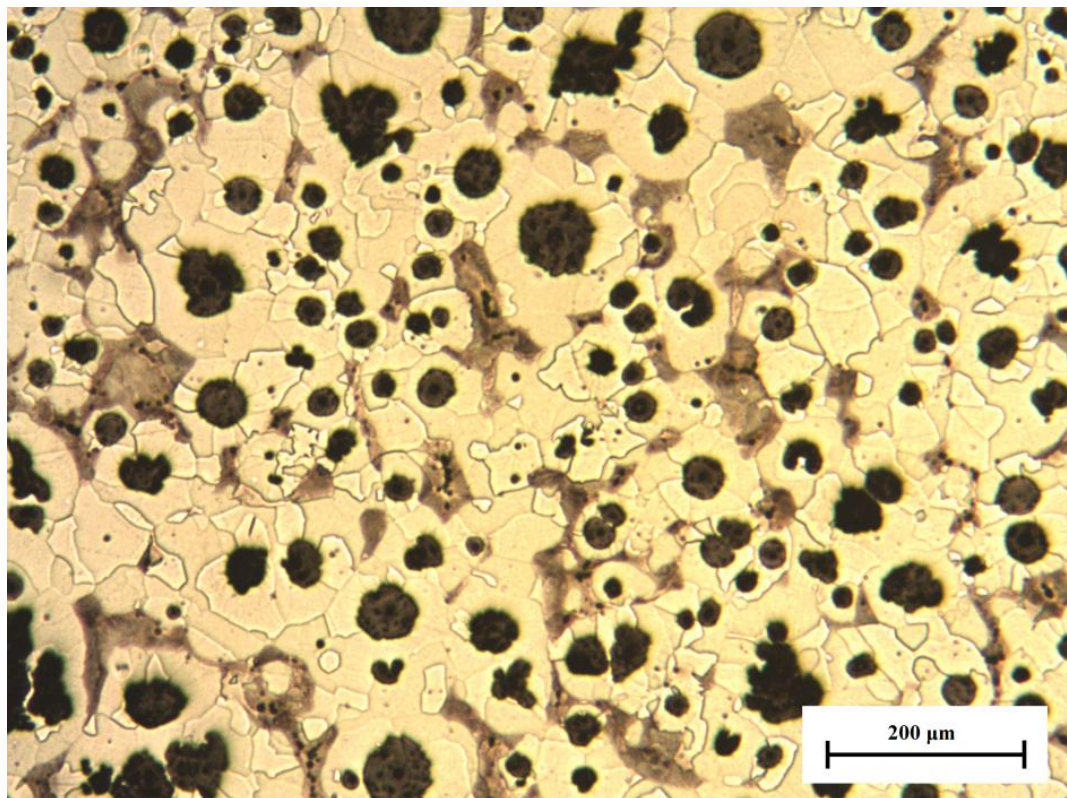


Figura 4.11. Microestructura en la zona 2 de la cuña.

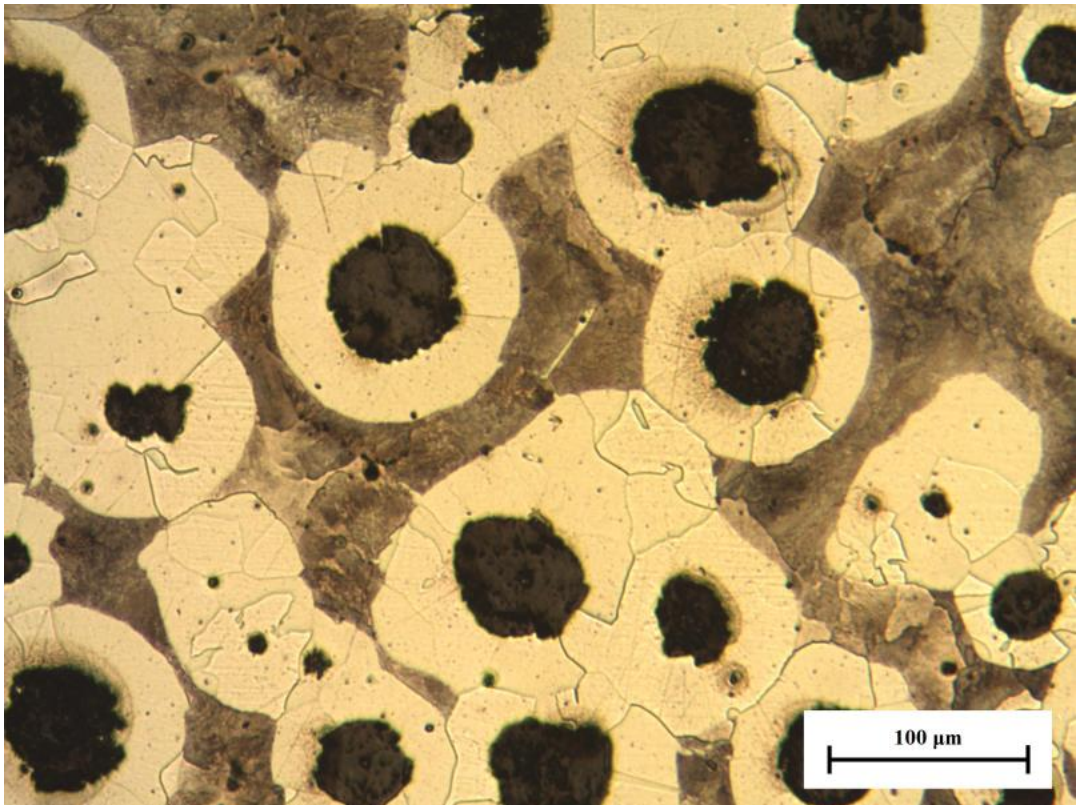


Figura 4.12. Ferrita precipitada con morfología en “ojo de buey”, en la zona 3 de la cuña.

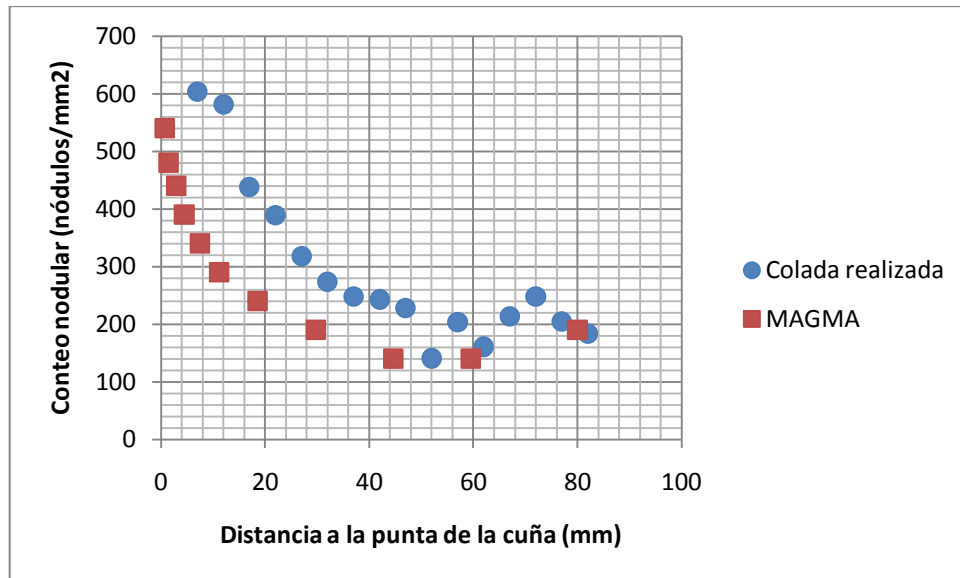


Figura 4.13. Conteo nodular en función de la distancia a la punta de la cuña para la colada realizada y para la simulación realizada con el programa Magma.

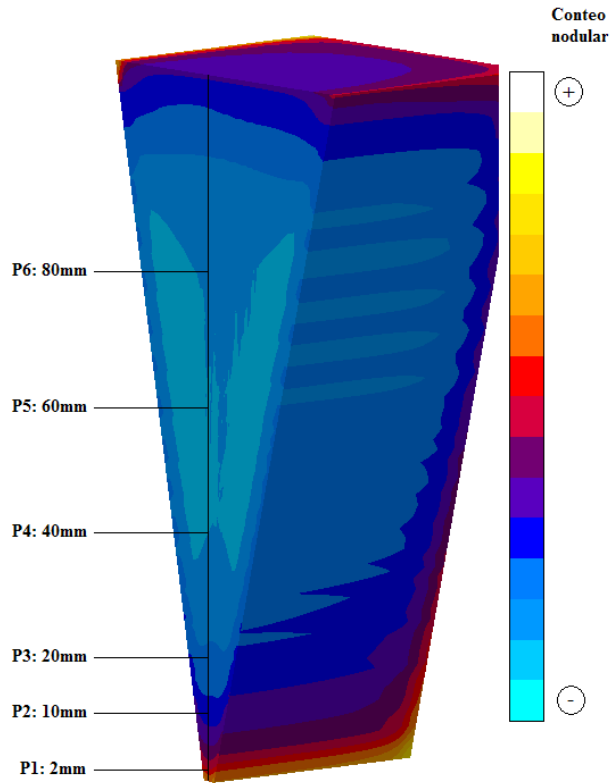


Figura 4.14. Conteo nodular en función de la posición en la cuña, según la simulación del programa Magma.

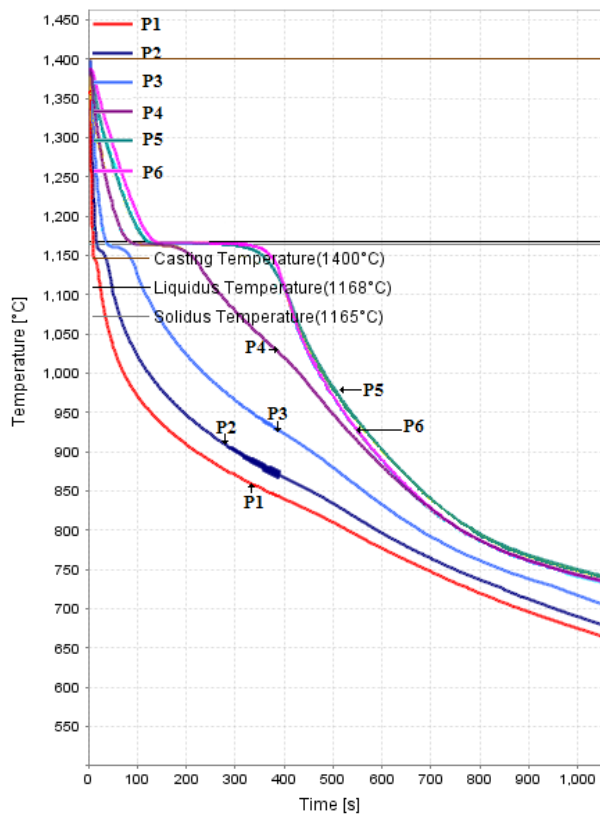


Figura 4.15. Curvas de enfriamiento para distintos puntos dispuestos sobre el eje de simetría de la cuña, según la simulación del programa Magma. P1:2mm de la punta de la cuña;P2:10mm; P3:20mm; P4:40mm; P5: 60mm; P6:80mm.

4-3 CONCLUSIONES DEL CAPÍTULO

1. Un mayor conteo nodular favorece significativamente la cinética de formación de la ferrita proeutectoide.
2. La cantidad de ferrita proeutectoide precipitada durante el enfriamiento de una pieza en bruto de colada se ve notablemente influenciada por el conteo nodular, mientras que no se ve demasiado afectada por la velocidad de enfriamiento en el intervalo intercrítico. Esto lleva a que las zonas que solidifican más rápidamente, y por lo tanto poseen un mayor conteo nodular, presenten una mayor cantidad de ferrita precipitada.
3. La ferrita precipitada en condición de bruto de colada muestra la típica morfología en “ojo de buey”.
4. El diseño de un molde con una cara de la pieza expuesta al aire libre influye notoriamente sobre la microestructura obtenida, especialmente en las zonas centrales de la pieza, por lo que es recomendable la utilización de moldes cerrados, para evitar este fenómeno.

CAPÍTULO 5

ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA DE AUSTENIZADO SOBRE LA MORFOLOGÍA DE LA FERRITA PROEUTECTOIDE FORMADA DURANTE UN TRATAMIENTO DE NORMALIZADO

5-1 METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Para determinar la influencia de la temperatura de austenizado sobre la morfología de la ferrita proeutectoide formada durante un normalizado, se utilizaron dos probetas prismáticas (descritas en el capítulo 2). De esta forma, al ser la velocidad de enfriamiento aproximadamente la misma para ambas piezas, se pudo estudiar el efecto aislado de la temperatura de austenizado. Una fue austenizada completamente a una temperatura de 880°C y la otra a una temperatura de 930°C. Ambas fueron normalizadas en aire estanco luego del tratamiento de austenizado. Luego, se las seccionó, se las preparó metalográficamente, se las observó con el microscopio óptico y se tomaron fotografías para su documentación.

5-2 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En las figuras 5.1 y 5.2 se muestra la microestructura de la probeta austenizada a 880°C y en las figuras 5.3 y 5.4 el de la probeta austenizada a 930°C. En la primera se observa que la ferrita (fase más blanca) nucleó tanto en la superficie de los nódulos de grafito como en los bordes de grano de la austenita recristalizada y dentro de los granos mismos, sin preferencia aparente. Por otro lado, en la probeta austenizada a 930°C se observa una clara preferencia por los nódulos de grafito como sitios de nucleación, no observándose presencia de ferrita en otros sitios. Se observa que la ferrita nuclea y crece rodeando los nódulos de grafito, formando lo que, de haber más cantidad de ferrita, daría lugar a la morfología en “ojo de buey”. Una posible explicación a esta diferencia puede ser que, al aumentar la temperatura de austenizado, la cantidad de carbono en equilibrio dentro de la austenita es mayor (ver capítulo 1, sección 2). Luego, existe una mayor cantidad de carbono que debe difundir hacia los nódulos de grafito para que pueda formarse la ferrita. Por lo tanto, al disponer de poco tiempo para producirse la nucleación de la ferrita (debido al rápido pasaje por el intervalo intercrítico), la misma se evidenció en los lugares donde la difusión de carbono es más rápida y sencilla: las interfaces austenita-grafito.

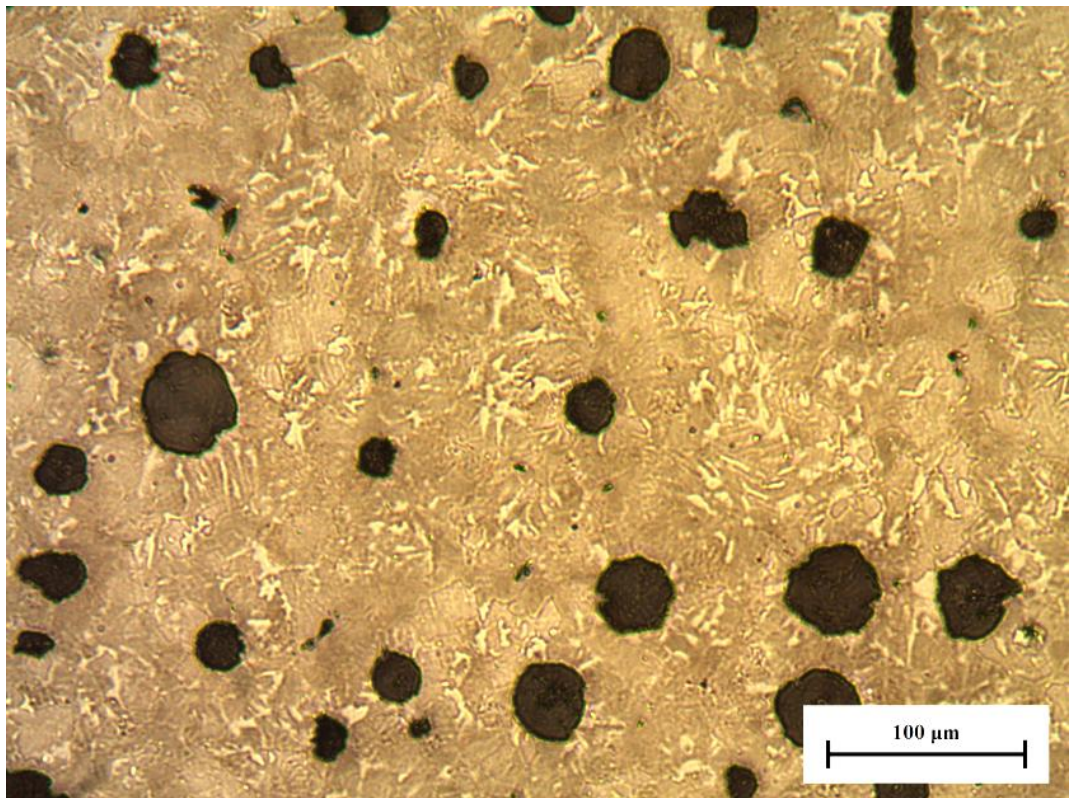


Figura 5.1. Microestructura obtenida por normalizado de una probeta prismática de 10mmx10mmx25mm, austenizada a 880°C.

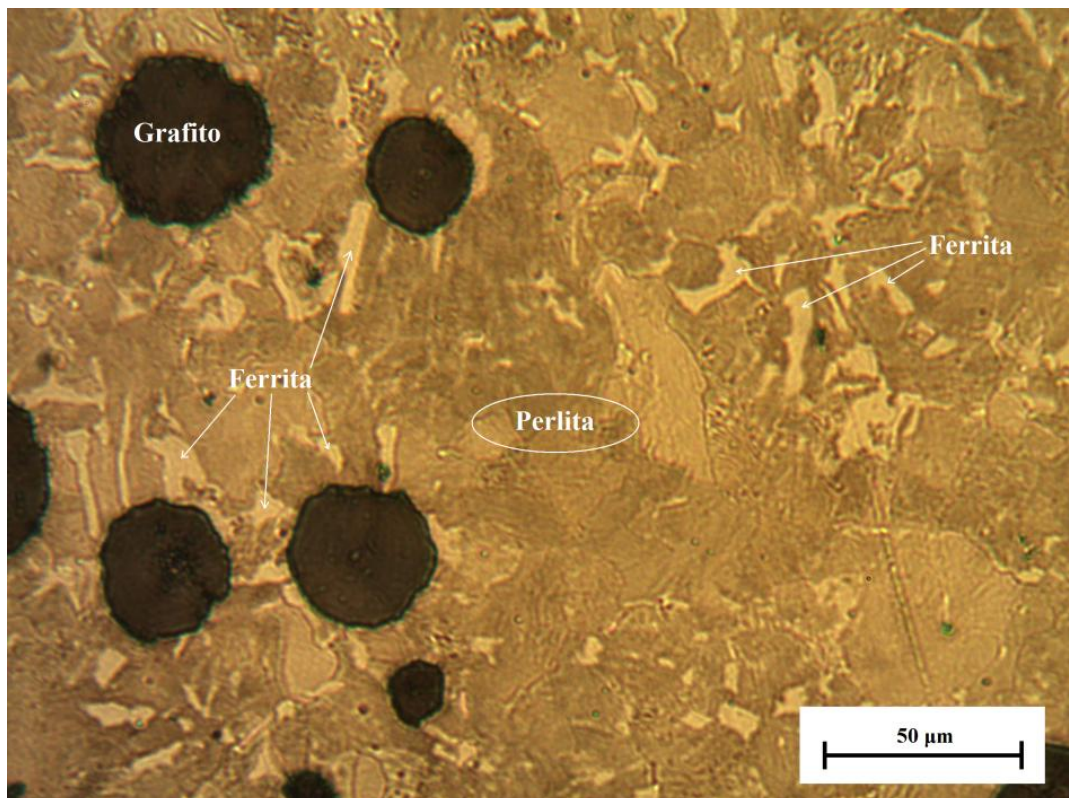


Figura 5.2 Detalle de la microestructura obtenida por normalizado de una probeta prismática de 10mmx10mmx25mm, austenizada a 880°C.

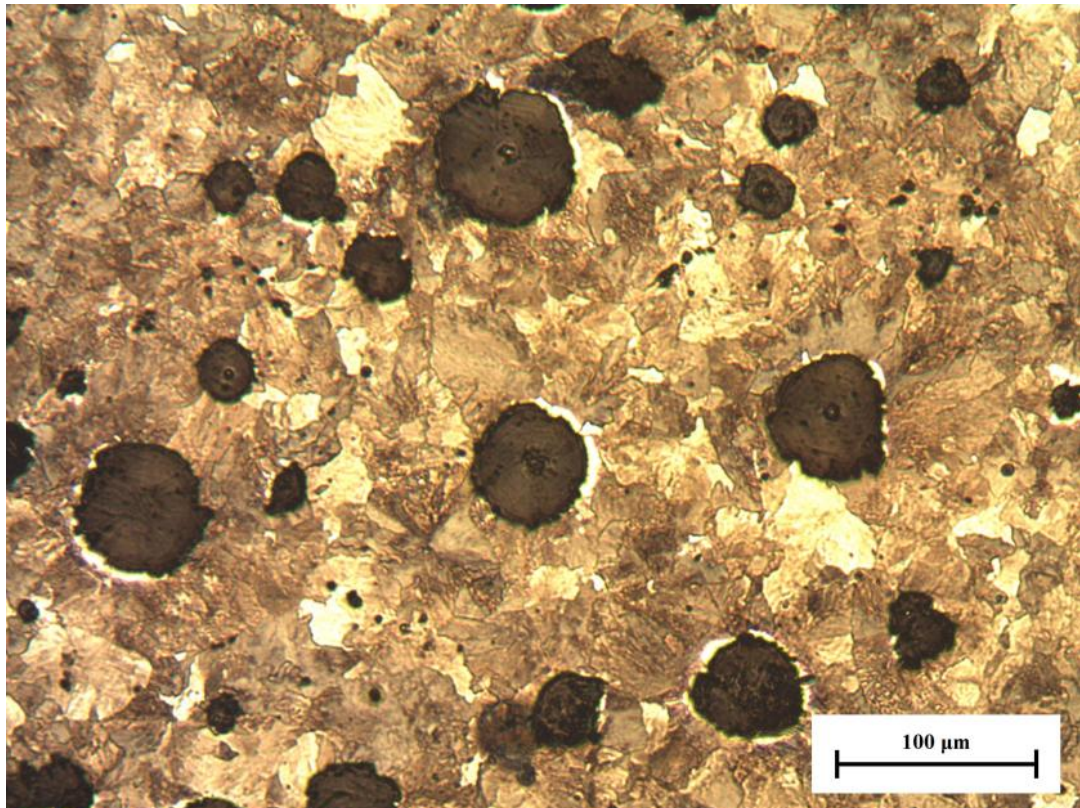


Figura 5.3. Microestructura obtenida por normalizado de una probeta prismática de 10mmx10mmx25mm, austenizada a 930°C.

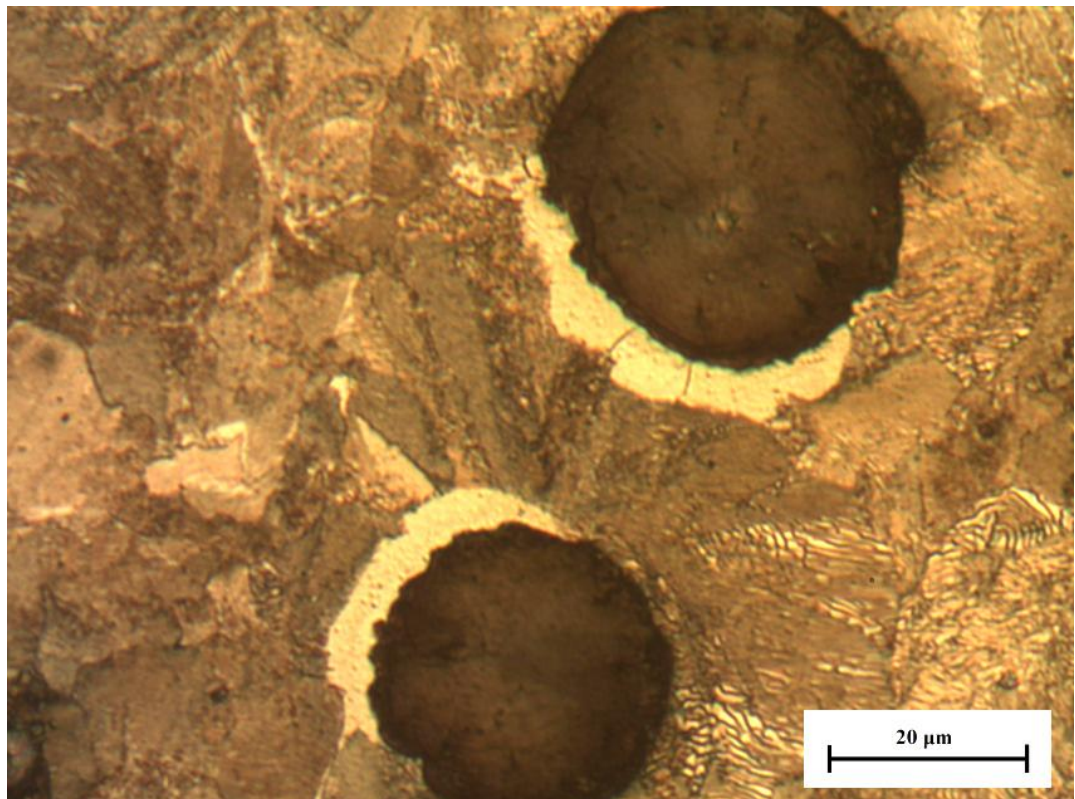


Figura 5.4. Detalle de la microestructura obtenida por normalizado de una probeta prismática de 10mmx10mmx25mm, austenizada a 930°C.

5-3 CONCLUSIONES DEL CAPÍTULO

1. Al aumentar la temperatura de austenizado de una pieza, aumenta la tendencia a formarse ferrita con morfología en “ojo de buey”. Esto significa que, con el objeto de obtener una distribución de ferrita proeutectoide dispersa, como se busca en las fundiciones Dual Phase [1], es recomendable la utilización de una temperatura de austenizado baja.

CAPÍTULO 6

INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE PIEZA SOBRE LA MICROESTRUCTURA OBTENIDA POR NORMALIZADO

6-1 METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Para la determinación de la influencia del tamaño de pieza sobre la microestructura obtenida por normalizado, se trabajó con las piezas laterales obtenidas a partir de la cuña seccionada (ver capítulo 2). Una de ellas fue sometida a un austenizado completo a una temperatura de 880°C y la otra a un austenizado completo a 930°C. Luego, ambas fueron normalizadas en aire estanco. Una vez frías, se seccionaron por la mitad de su espesor, se seleccionó una de las mitades de cada pieza y se preparó metalográficamente la superficie de corte de cada una.

Análogamente a lo que se llevó a cabo para la caracterización de la microestructura en bruto de colada (capítulo 4), se definieron 3 zonas de referencia (ver figura 6.1). Finalmente, se tomaron fotografías entre las zonas 1 y 2 y entre las zonas 2 y 3, para luego analizarlas con el programa Image-Pro Plus y determinar el porcentaje de ferrita formada en función de la posición para cada probeta.

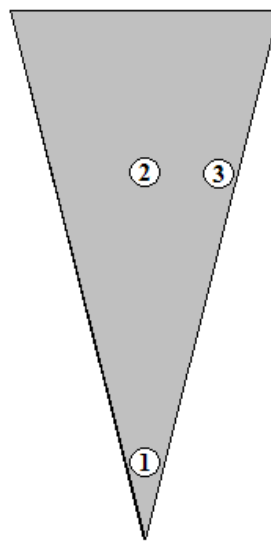


Figura 6.1. Zonas de referencia en la cuña

6-2 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En las figuras 6.2 y 6.3 se grafica la cantidad de ferrita precipitada en función de la distancia a la punta de la cuña y en función de la distancia al eje de simetría de la cuña, respectivamente. Se presentan conjuntamente los resultados para ambas cuñas tratadas térmicamente, así como los resultados obtenidos de la pieza en bruto de colada, para facilitar la comparación de los mismos. Se observa que en ambas cuñas la cantidad de ferrita proeutectoide precipitada en función de la posición en la cuña muestra la misma tendencia que para el caso de la microestructura en bruto de colada. Aquí también se aprecia una mayor cantidad de ferrita en la punta, disminuyendo para posiciones más alejadas, hasta una distancia de aproximadamente entre 40 y 60mm, a partir de donde se

observa un leve aumento progresivo de dicha cantidad. También se observa una disminución de la cantidad de ferrita al alejarse del eje de simetría de la cuña, al igual que lo que se observa en la pieza en bruto de colada. Esto era de esperar, ya que la distribución y tamaño de los nódulos de grafito es la misma. Sin embargo, la cantidad de ferrita precipitada es significativamente menor para las piezas tratadas térmicamente. Esto es debido a que la pieza colada se enfrió dentro del molde de arena, de forma que su velocidad de enfriamiento fue menor. Por lo tanto, la ferrita dispuso de mayor tiempo para crecer. Entre las piezas tratadas, por otro lado, se observa una pequeña diferencia en la cantidad de ferrita precipitada para iguales posiciones, siendo levemente menor para la pieza austenizada a 930°C. Esto puede deberse a la mayor cantidad de carbono que debe difundir hacia los nódulos de grafito para producirse la transformación austenita→ferrita+grafito.

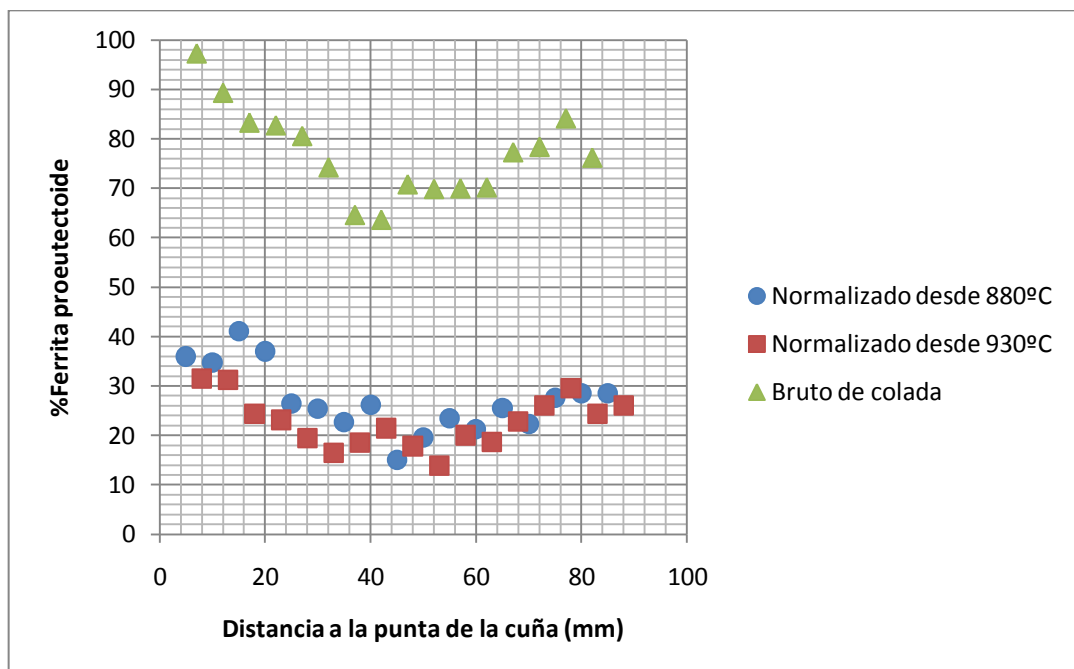


Figura 6.2. Porcentaje de ferrita proeutectoide precipitada en función de la distancia a la punta de la cuña.

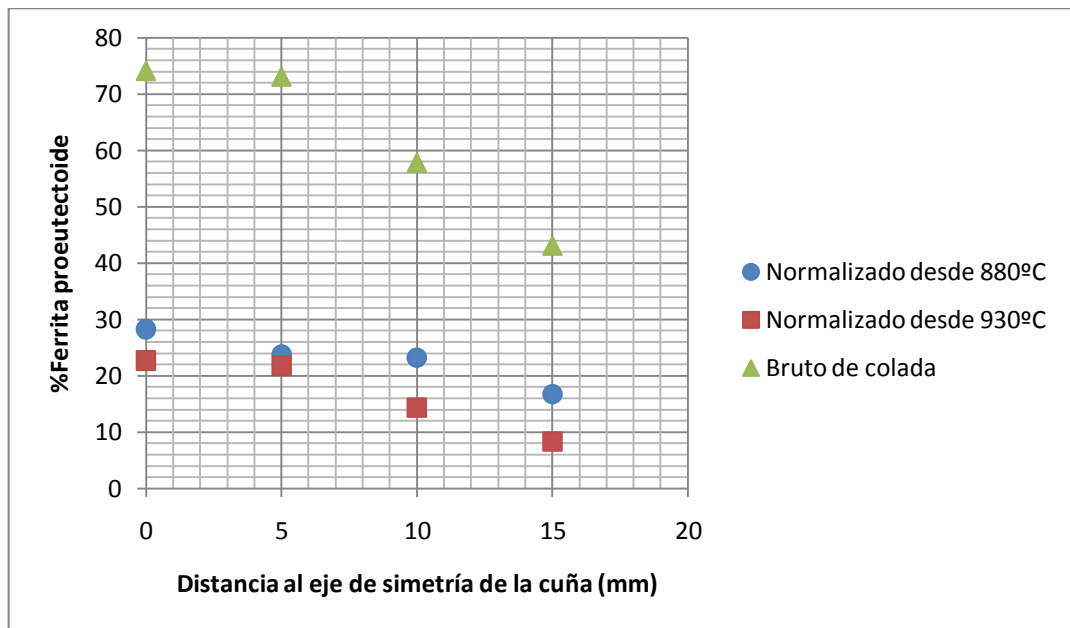


Figura 6.3. Porcentaje de ferrita proeutectoide precipitada en función de la distancia al eje de simetría de la cuña.

En la cuña austenizada a 880°C, se observa que en las zonas con un mayor conteo nodular, como en la zona 1, existe una mayor tendencia a la nucleación de ferrita sobre los nódulos de grafito (ver figura 6.6). Esto se debería a que, al existir una mayor cantidad de sitios preferenciales de nucleación, como evidentemente son las interfaces austenita-grafito, la mayor parte de la ferrita de equilibrio nuclearía y crecería en las mismas, dejando una menor fuerza impulsora para que se formen núcleos en otros sitios. El crecimiento de los núcleos de ferrita, asimismo, se muestra más rápido si se encuentran en contacto o cerca de los nódulos de grafito, debido a la menor distancia que debe difundir el carbono. Esto se evidencia en la zona 2 de la cuña, donde el enfriamiento es más lento y, por lo tanto, la ferrita tiene más tiempo para crecer (ver figura 6.7). Por otro lado, se observa que en las zonas con un conteo nodular menor, la nucleación se dió tanto en interfaces austenita-grafito como en bordes de grano de austenita y dentro de los granos mismos. Sin embargo, sigue evidenciándose una preferencia por las interfaces austenita-grafito. Observando cuidadosamente, se puede notar que incluso la ferrita que no está nucleando sobre los nódulos de grafito, se concentra principalmente en zonas cercanas a los mismos. Esto se evidencia especialmente en la zona 3 (ver figura 6.8).

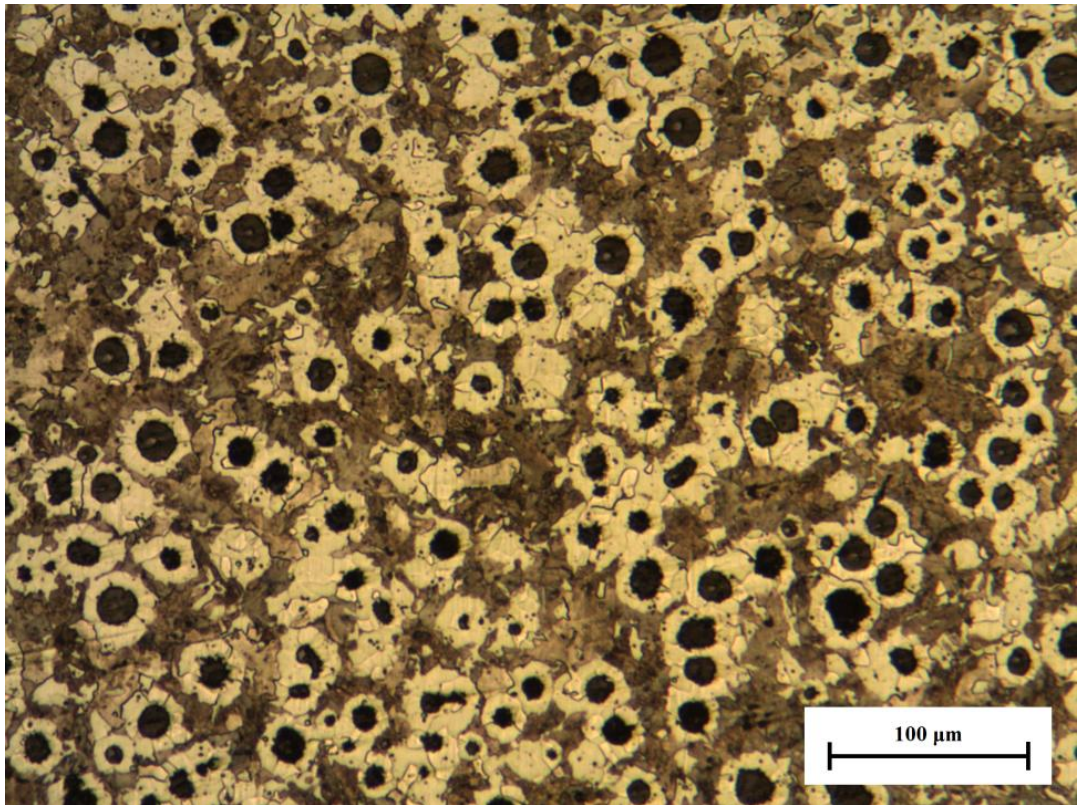


Figura 6.6. Microestructura de la zona 1 luego del normalizado de una cuña desde una temperatura de 880°C.

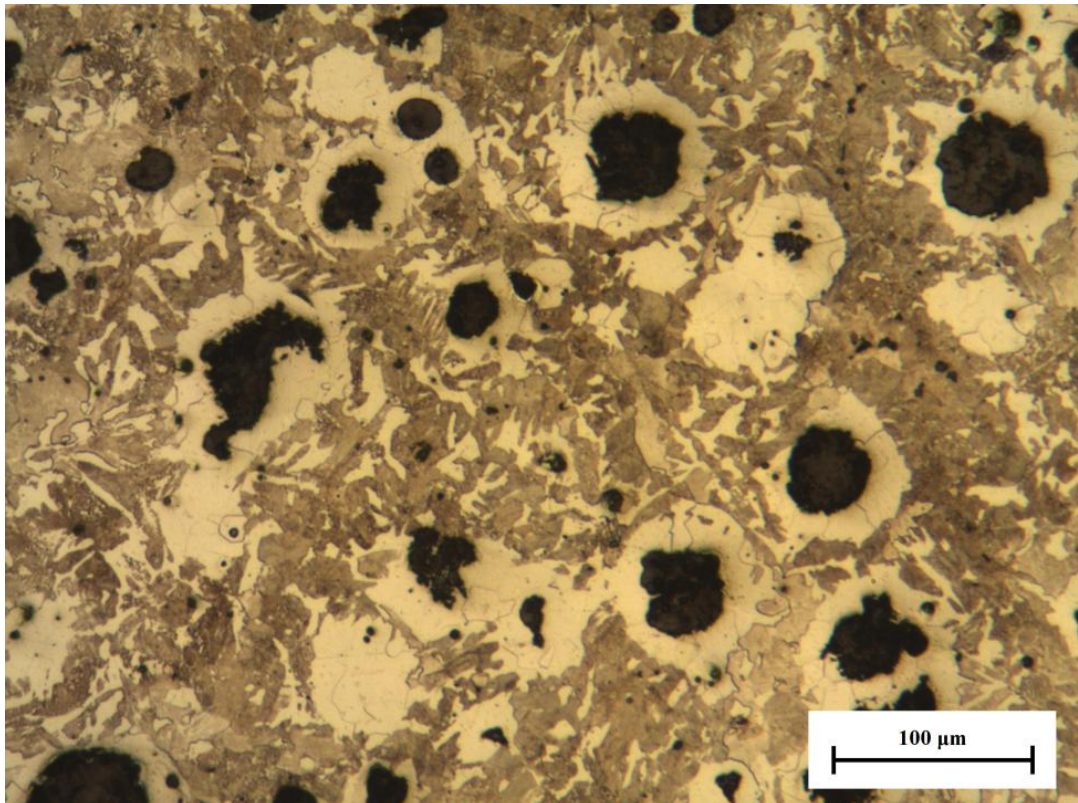


Figura 6.7. Microestructura de la zona 2 luego del normalizado de una cuña desde una temperatura de 880°C.

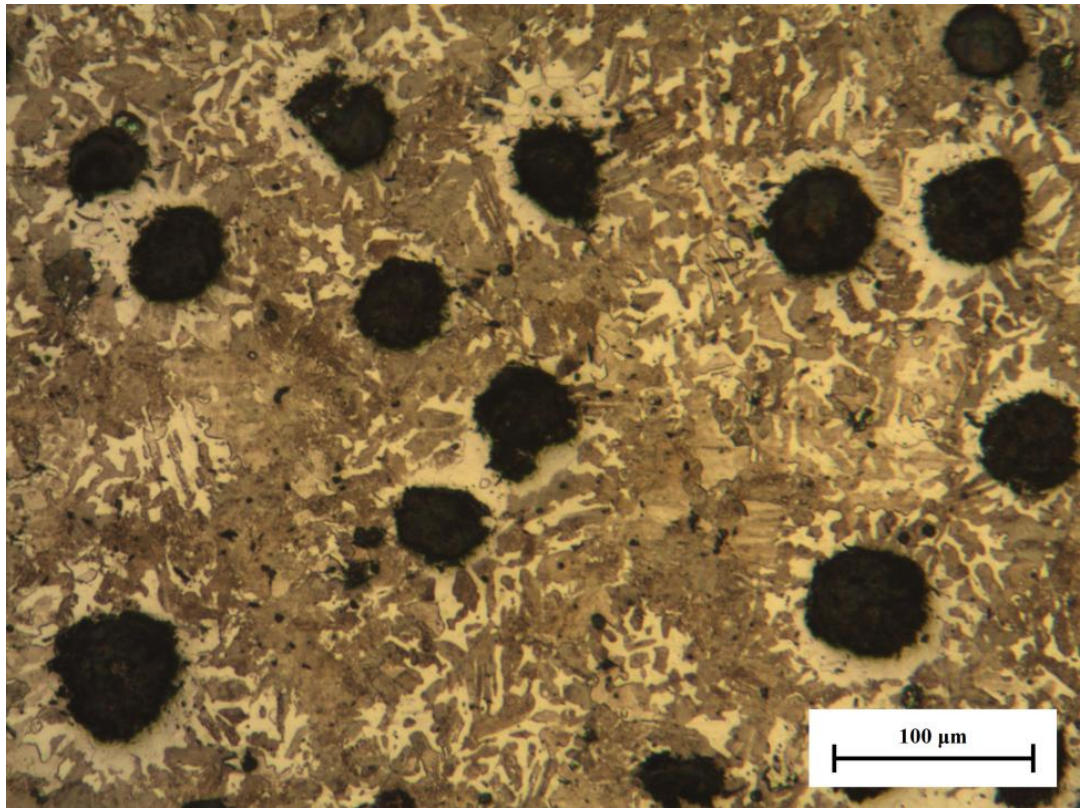


Figura 6.8. Microestructura de la zona 3 luego del normalizado de una cuña desde una temperatura de 880°C.

Para el caso de la cuña austenizada a 930°C, se observa que la ferrita nuclea y crece exclusivamente sobre los nódulos de grafito. Esto se repite a todo lo largo y ancho de la cuña (ver figuras 6.9, 6.10 y 6.11), variando sólo las cantidades de ferrita precipitada, debido a la combinación entre el conteo nodular y la velocidad de enfriamiento, ya explicada con anterioridad (capítulo 4). Comparando la microestructura obtenida mediante este tratamiento térmico, y la obtenida en bruto de colada, y teniendo en cuenta el hecho de que la austenita recristalizada presenta un tamaño de grano muy inferior a la austenita de solidificación, se puede afirmar con bastante seguridad que, si la ferrita precipitada durante este tratamiento lo hizo exclusivamente sobre nódulos de grafito, entonces lo mismo ocurrió durante el enfriamiento de la pieza luego de su solidificación. Esto se deduce del hecho que la pieza recién solidificada difiere de la pieza austenizada sólo en el tamaño de grano de la austenita y en la temperatura de la cual parte. Sabiendo que un tamaño de grano mayor conlleva una menor cantidad de bordes de grano y que una temperatura mayor favorece la nucleación de ferrita sobre los nódulos de grafito, entonces es razonable pensar que toda la ferrita formada durante el enfriamiento de la pieza colada nucleó y creció sobre los nódulos de grafito. El análisis metalográfico realizado sobre la pieza en bruto de colada coincide con esta hipótesis. La diferencia en las cantidades de ferrita formada se debería a que la pieza colada se enfrió dentro del molde de arena. Esto significa que la velocidad de enfriamiento fue mucho menor y, por lo tanto, la ferrita tuvo más tiempo para crecer.

La explicación de por qué existe tal diferencia entre la microestructura observada en la probeta austenizada a 880°C y en la austenizada a 930°C ya se describió en el capítulo anterior. Sin embargo, se puede agregar que, evidentemente, la influencia del contenido de carbono disuelto en la austenita es bastante grande, ya que en la cuña austenizada a 930°C y normalizada se presentan distintas velocidades de enfriamiento y distintos conteos nodulares en distintos lugares, y, sin embargo, la morfología de la ferrita precipitada es de “ojo de buey” en todos ellos.

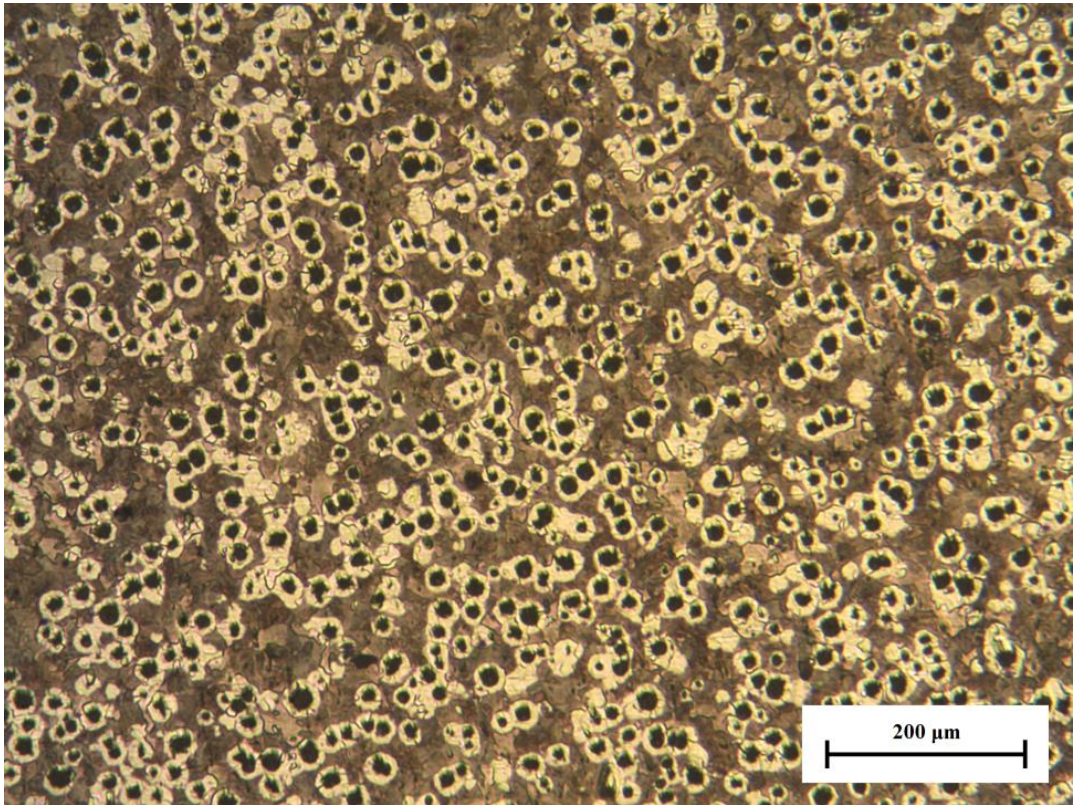


Figura 6.9. Microestructura de la zona 1 luego del normalizado de una cuña desde una temperatura de 930°C.

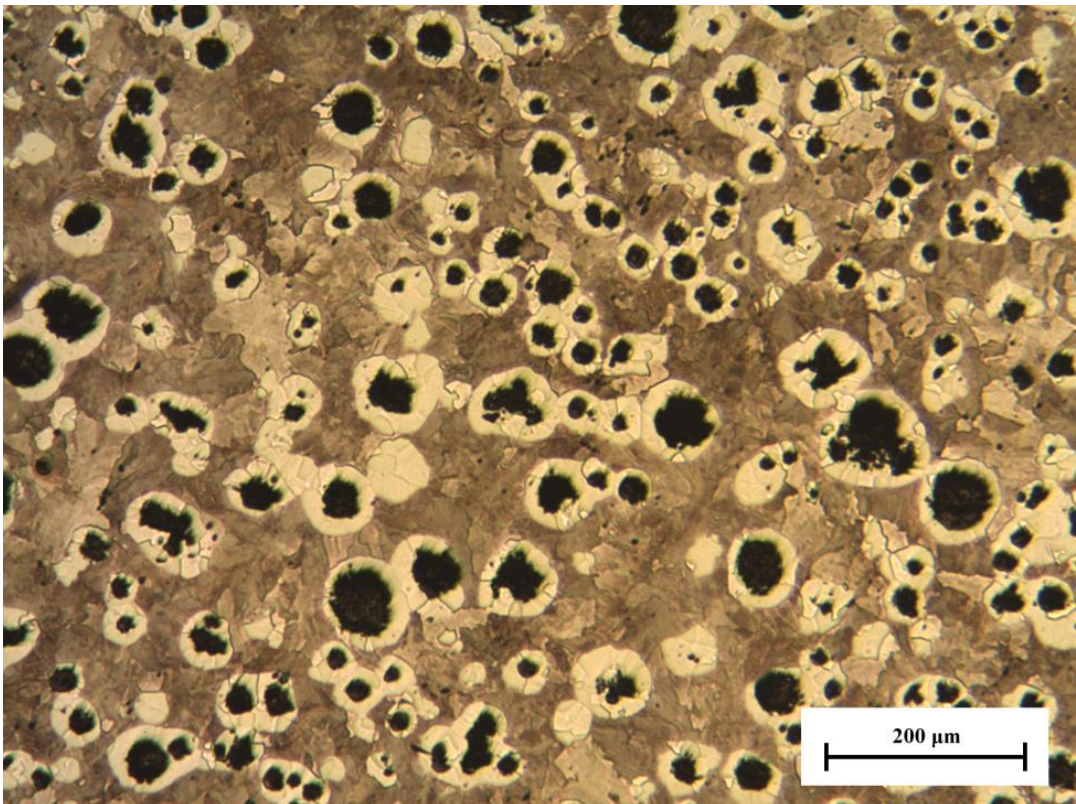


Figura 6.10. Microestructura de la zona 2 luego del normalizado de una cuña desde una temperatura de 930°C.

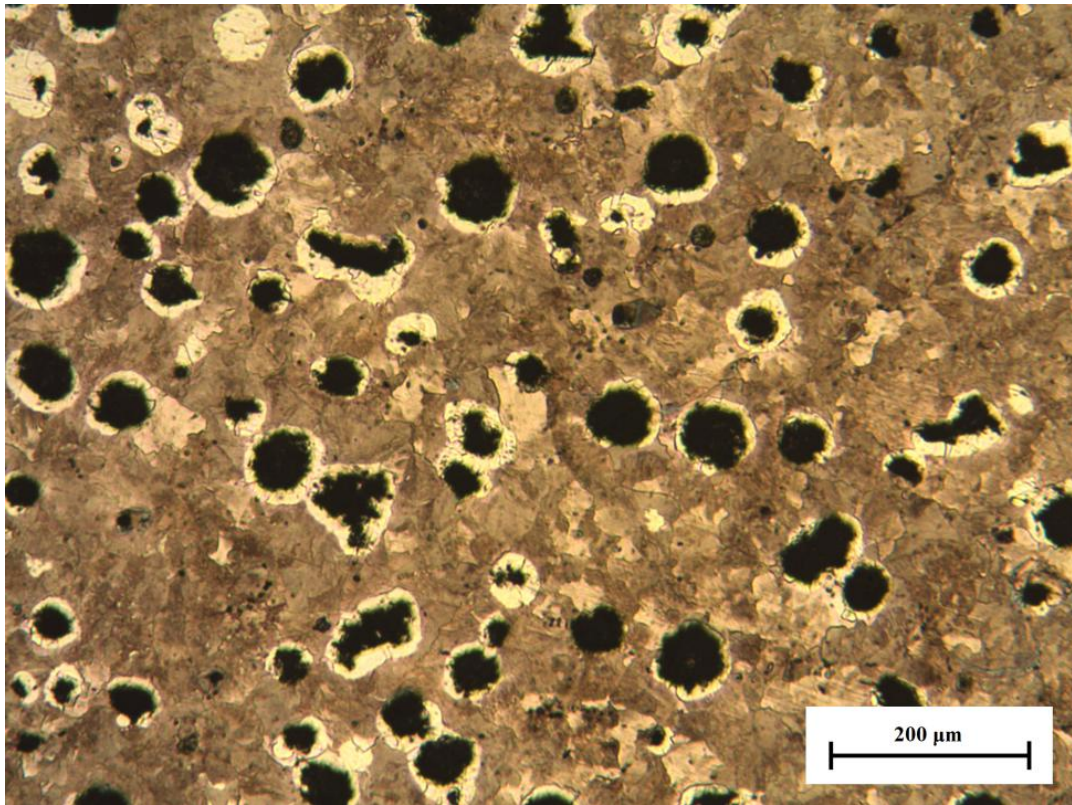


Figura 6.11. Microestructura de la zona 3 luego del normalizado de una cuña desde una temperatura de 930°C.

6-3 CONCLUSIONES DEL CAPÍTULO

1. El conteo nodular afecta tanto la morfología de la ferrita proeutectoide precipitada como su cantidad.
2. Un mayor conteo nodular inhibe la nucleación de ferrita proeutectoide en otros sitios que no sean interfaces grafito-austenita. Esto significa que, con el objeto de obtener una distribución más dispersa de ferrita proeutectoide, como se busca en las fundiciones Dual Phase [1], es recomendable un conteo nodular bajo.
3. La temperatura de austenizado afecta significativamente la morfología de la ferrita proeutectoide precipitada. Sin embargo, si bien una menor temperatura de austenizado favorece una precipitación más dispersa de la ferrita proeutectoide, un mayor conteo nodular inhibe en gran medida este efecto, favoreciendo una morfología en “ojo de buey”.
4. La temperatura de austenizado afecta levemente la cinética de formación de la ferrita. Una mayor temperatura de austenizado genera una ligera disminución en la cantidad de ferrita precipitada en un tiempo dado.
5. Una pieza austenizada a una temperatura elevada y luego normalizada, presenta una morfología de ferrita proeutectoide muy similar a la presente en la pieza en bruto de colada, para una fundición sin alear.

CAPÍTULO 7

ESTUDIO DE LA CINÉTICA DE FORMACIÓN DE FERRITA PARA UNA TEMPERATURA INTERCRÍTICA CONSTANTE

7-1 METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Para poder estudiar la cinética de formación de la ferrita en el intervalo intercrítico, se utilizaron las probetas prismáticas descritas en el capítulo 2. En primera instancia, se había decidido estudiar la cinética de formación sólo para una temperatura de austenizado de 880°C, pero luego de observar la gran influencia que presentaba la temperatura de austenizado en la morfología de la ferrita precipitada (ver capítulos 5 y 6), se decidió estudiar la cinética también para una temperatura de austenizado de 930°C. En ambos casos fue necesaria la utilización conjunta de dos hornos mufla. Uno se mantuvo a la temperatura de austenizado mientras que el otro se mantuvo a la temperatura intercrítica. Primero se introducían las probetas dentro del horno a la temperatura de austenizado y, luego de un tiempo, se sacaban todas juntas (utilizando para ello una plancha de acero inoxidable) y se las introducía rápidamente en el horno mantenido a la temperatura intercrítica. Luego, cada intervalos regulares de tiempo se retiraba una probeta, se la templaba y se la numeraba. De esta forma, se logra detener las transformaciones de fase más estables y la ferrita queda en el mismo estado en que se encontraba antes del templado, mientras que la austenita se transforma en martensita. De esta manera se puede estudiar la forma en que la ferrita nuclea y crece dentro de la matriz de austenita. La temperatura intercrítica elegida en primera instancia fue de 810°C, de forma tal que la cantidad de ferrita formada no fuera tanta y se pudieran distinguir con mayor claridad los sitios de nucleación. Sin embargo, luego de utilizar dicha temperatura intercrítica para las probetas austenizadas a 880°C, se observó que la cantidad de ferrita de equilibrio era demasiado baja, por lo que para las probetas austenizadas a 930°C se utilizó una temperatura de 790°C.

Cada probeta fue seccionada, preparada metalográficamente y fotografiada con un microscopio óptico, para luego analizar las imágenes obtenidas con el programa Image-Pro Plus para determinar la cantidad de ferrita precipitada en la matriz. Cada valor reportado es un promedio de al menos dos valores obtenidos de la misma probeta en dos posiciones distintas.

7-2 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Las curvas de ferrita proeutectoide precipitada en función del tiempo, para ambas condiciones estudiadas, se presentan en las figuras 7.1 y 7.2. Se observa que ambas curvas presentan la típica forma de “S” observada en los procesos de nucleación y crecimiento de una fase cristalina. También ambas curvas muestran una tendencia asintótica al final, lo que evidencia que la cantidad de ferrita precipitada es la de equilibrio termodinámico. Sin embargo, se observa una importante diferencia en la cantidad de ferrita final, siendo aproximadamente del 4% para una temperatura intercrítica de 810°C (figura 7.1) y aproximadamente del 60% para una temperatura intercrítica de 790°C (figura 7.2). Esto evidencia que la cantidad de ferrita de equilibrio está lejos de ser lineal respecto al subenfriamiento desde la T_{cu} (860°C en este caso), sino que aumenta drásticamente en las cercanías de la T_{cl} (770°C en este caso). Por otro lado, se observa que la cinética de

formación de la ferrita es mucho más rápida para una temperatura intercrítica de 790°C, que para una de 810°C.

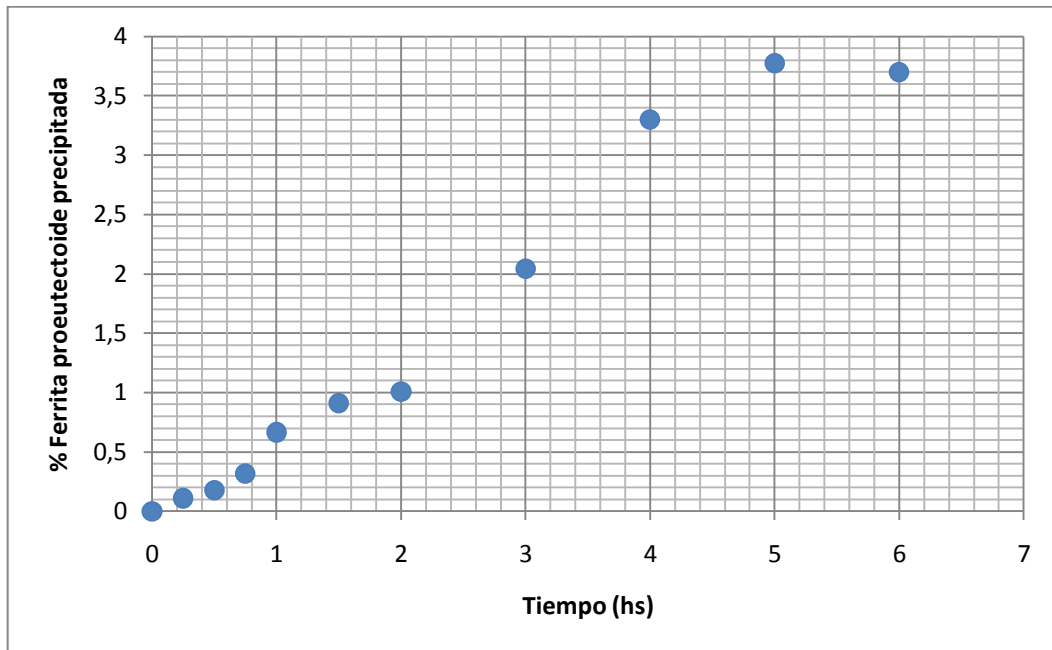


Figura 7.1. Ferrita precipitada en función del tiempo para una temperatura de austenizado de 880°C y una temperatura intercrítica de 810°C.

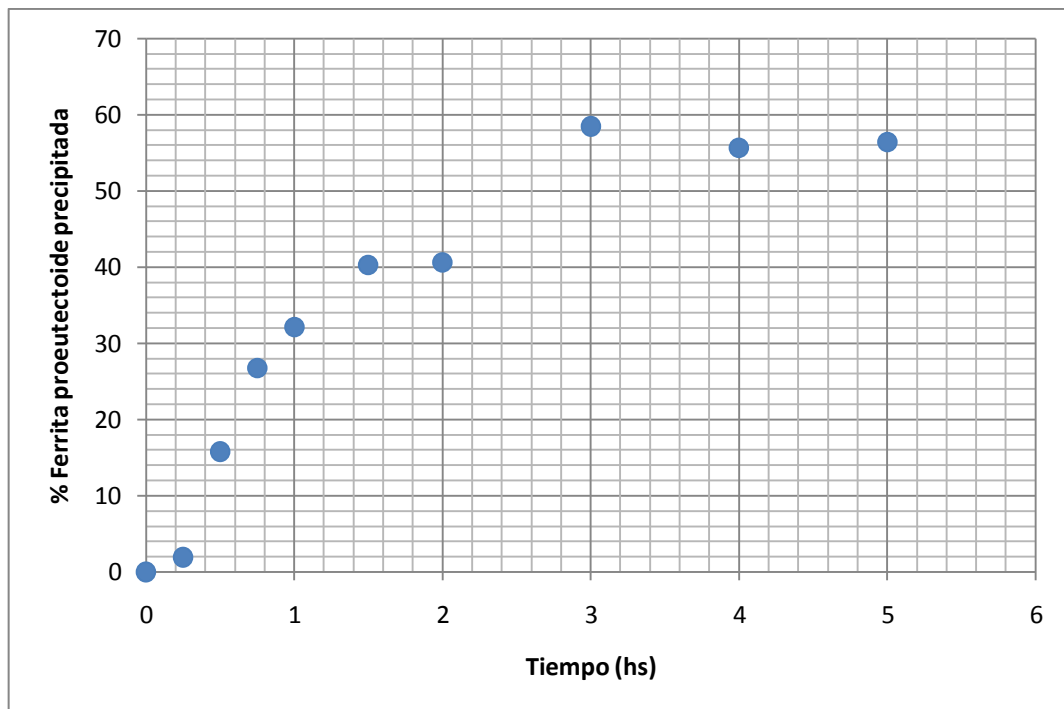


Figura 7.2. Ferrita precipitada en función del tiempo para una temperatura de austenizado de 930°C y una temperatura intercrítica de 790°C.

En las figuras 7.3, 7.4, 7.5 y 7.6 se presentan las metalografías correspondientes al avance de la precipitación de ferrita a una temperatura intercrítica de 810°C (temperatura de austenizado de 880°C). Se observa que la nucleación de la ferrita se da tanto en las interfaces austenita-grafito como en la matriz de austenita. En este último caso, los

precipitados de ferrita se disponen preferencialmente en las cercanías de los nódulos de grafito, como se observa en la figura 7.7, donde las zonas más alejadas de los nódulos presentan una menor cantidad de ferrita precipitada. Esto es coherente con lo observado en el capítulo 6 para un normalizado desde una temperatura de 880°C. Debido a la demasiado baja cantidad de ferrita precipitada, no fue posible realizar mayores observaciones.

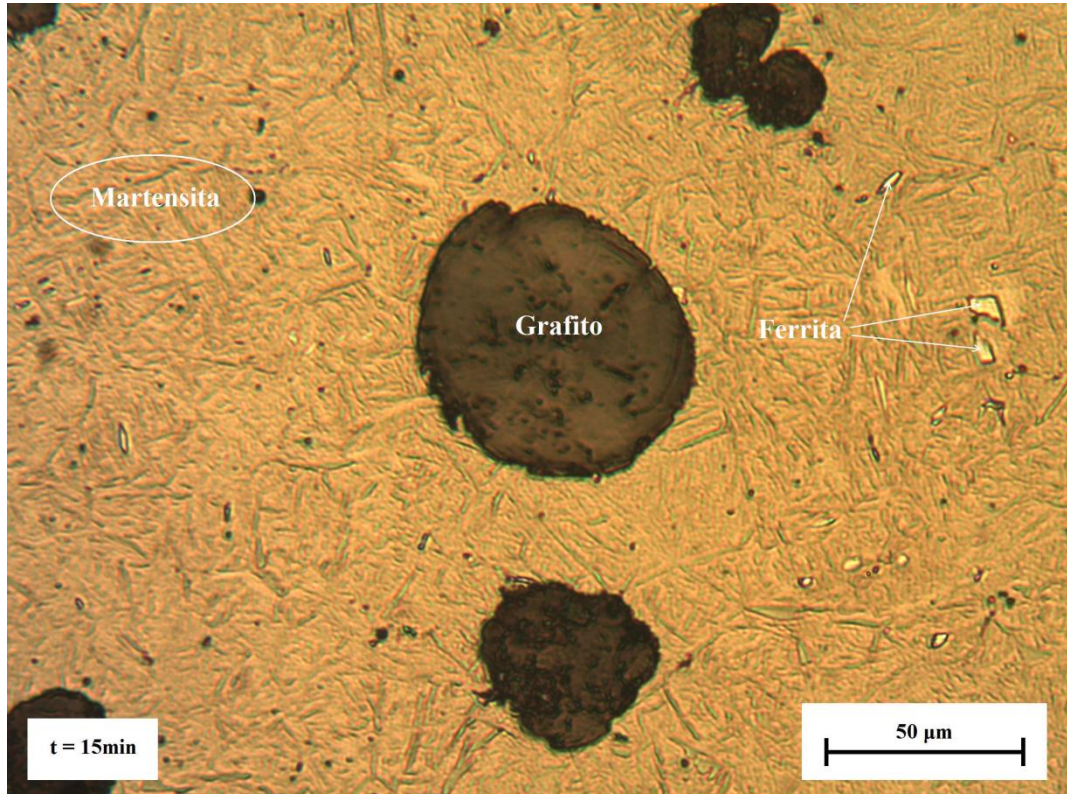


Figura 7.3. Avance de la transformación austenita→ferrita+grafito para un tiempo de 15 minutos. Temperatura de austenizado = 880°C; temperatura intercrítica = 810°C.

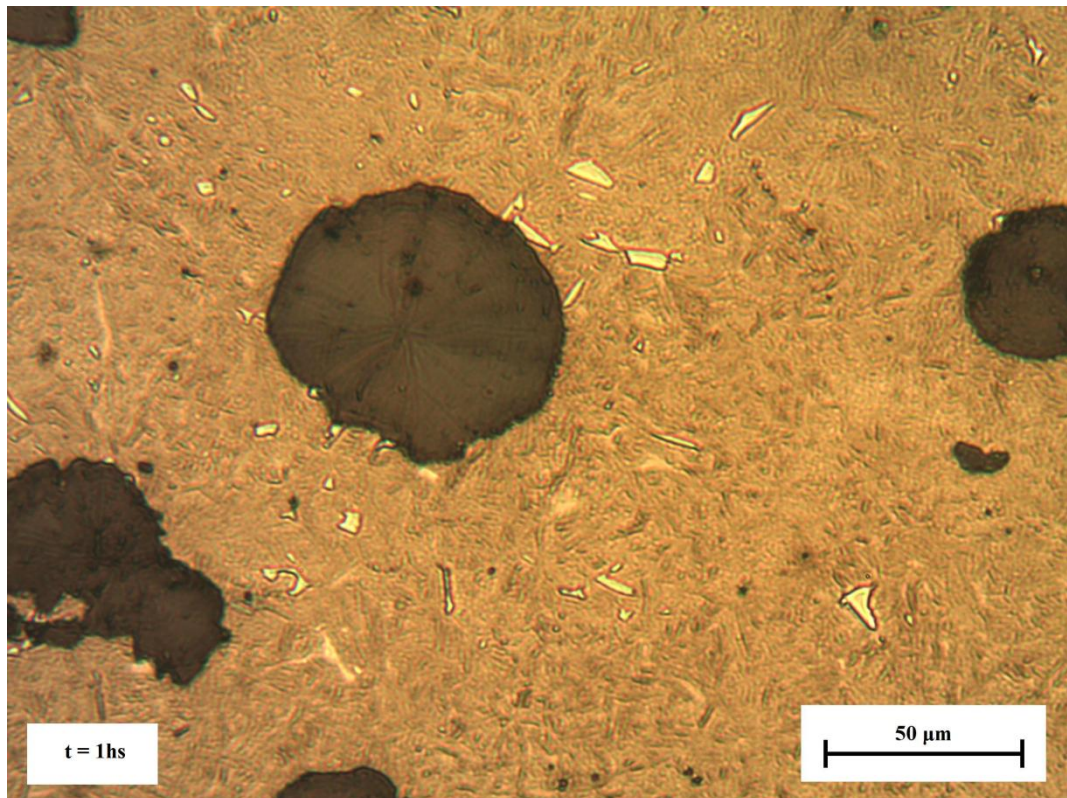


Figura 7.4. Avance de la transformación austenita→ferrita+grafito para un tiempo de 1hora.
Temperatura de austenizado = 880°C; temperatura intercrítica = 810°C.

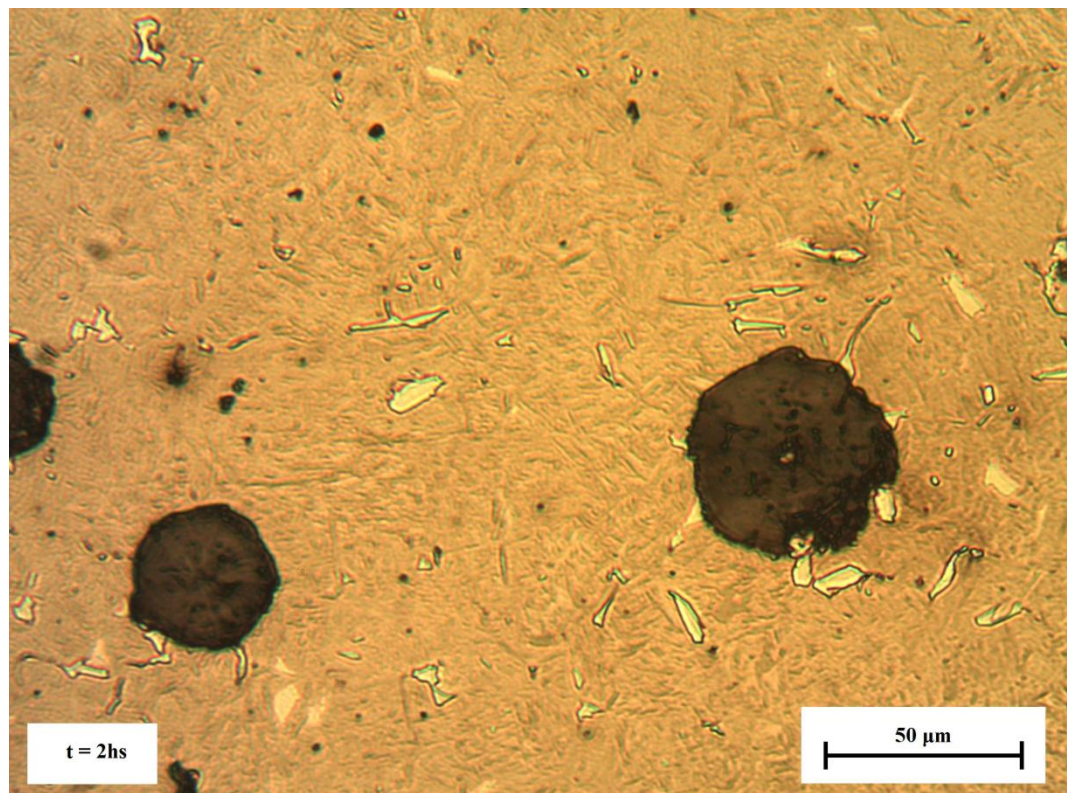


Figura 7.5. Avance de la transformación austenita→ferrita+grafito para un tiempo de 2horas.
Temperatura de austenizado = 880°C; temperatura intercrítica = 810°C.

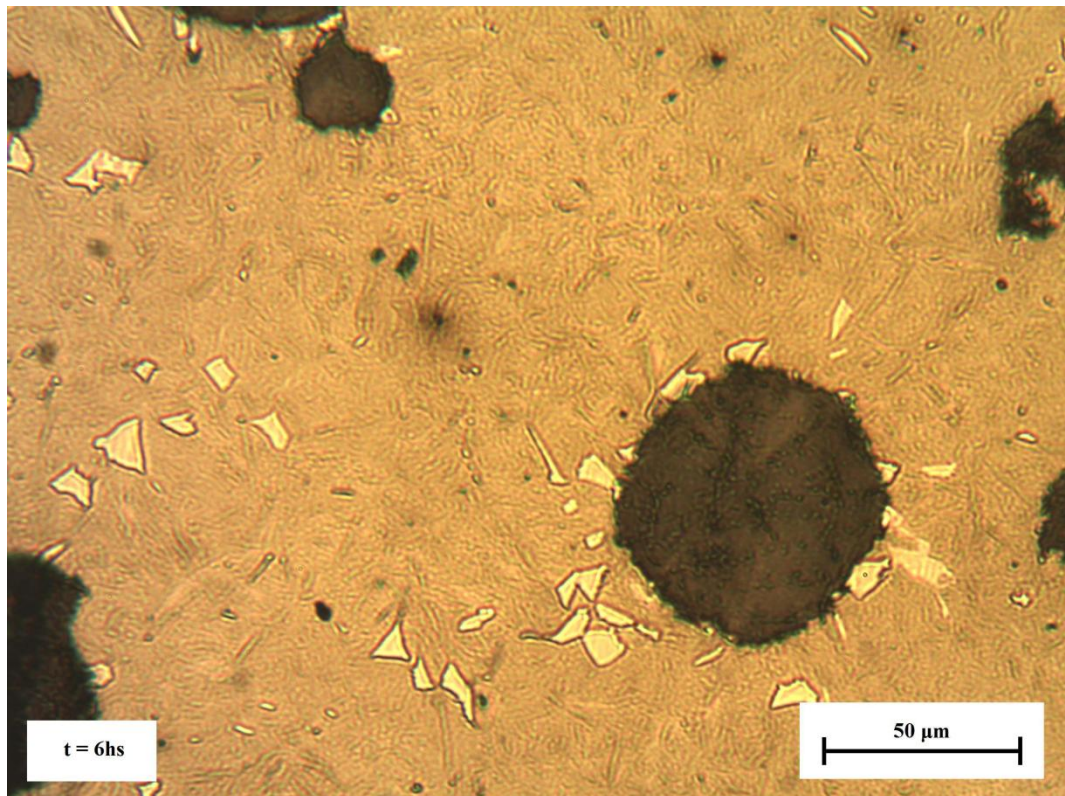


Figura 7.6. Avance de la transformación austenita→ferrita+grafito para un tiempo de 6horas. Temperatura de austenizado = 880°C; temperatura intercrítica = 810°C.

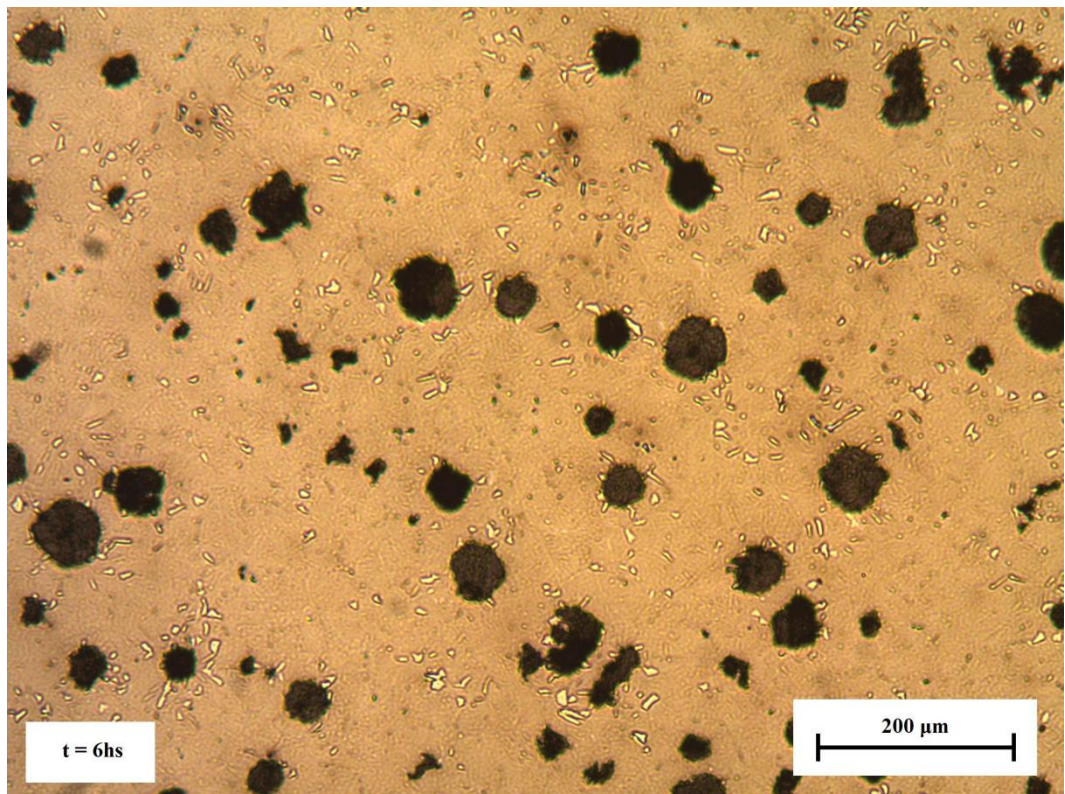


Figura 7.7. Avance de la transformación austenita→ferrita+grafito para un tiempo de 6horas. Temperatura de austenizado = 880°C; temperatura intercrítica = 810°C.

En las figuras 7.8, 7.9, 7.10, 7.11 y 7.12 se presentan las metalografías correspondientes al avance de la precipitación de ferrita a una temperatura intercrítica de 790°C (temperatura de austenizado de 930°C). Aquí se observa una mayor tendencia a la nucleación de ferrita sobre los nódulos de grafito. Asimismo, se observa que los núcleos de ferrita en contacto con los nódulos de grafito crecen más rápidamente, dando lugar a una morfología en “ojo de buey”. Esto se aprecia comparando las figuras 7.8 y 7.9, donde se observa que los cristales de ferrita que nuclearon en interfaces austenita-grafito crecieron notablemente, mientras que los que nuclearon en bordes de grano de austenita presentan prácticamente el mismo tamaño. Comparando las figuras 7.10 y 7.12, se observa que los bordes de los halos de ferrita formados alrededor de los nódulos de grafito, a tiempos bajos, son irregulares, mientras que, a mayores tiempos, se suavizan significativamente. Esto podría deberse a que, una vez que la cantidad de ferrita se acerca al valor de equilibrio termodinámico (y por lo tanto la fuerza impulsora para la nucleación y crecimiento de ferrita en los sitios más favorables disminuye), la mayor energía libre que conllevan las superficies irregulares (que presentan una mayor interfaz austenita-ferrita), significaría una fuerza impulsora para que las mismas se suavicen. Además, los cristales más pequeños de ferrita serían absorbidos, con el tiempo, por los más grandes y estables adyacentes a ellos.

La comparación de los procesos de precipitación isotérmica desde temperaturas de austenizado de 880°C y 930°C muestra que, para mayores temperaturas de austenizado, la ferrita nuclea y crece en las interfaces austenita-grafito, adquiriendo una morfología del tipo “ojo de buey” irregular.

Al comparar los resultados de la precipitación isotérmica de ferrita desde una temperatura de 930°C con lo observado en el caso de los normalizados realizados desde una idéntica temperatura de austenizado (capítulos 5 y 6), se observa que durante el tratamiento isotérmico la ferrita nucleó tanto en bordes de grano de austenita como en interfaces austenita-grafito.

Otro aspecto particular que merece ser resaltado, es la morfología adquirida por la ferrita precipitada en el tratamiento isotérmico a una temperatura intercrítica de 790°C (temperatura de austenizado de 930°C). Se observó que, a tiempos elevados, en varios sectores de las muestras la ferrita precipitada adquiere una morfología dendrítica, como se observa en la figura 7.13. Este hecho es extraño, ya que la morfología dendrítica es normalmente adquirida por ciertas fases durante el proceso de solidificación, no siendo este el caso. Se puede postular un posible mecanismo para explicar este fenómeno: cuando las dendritas de austenita crecen en contacto con el líquido, durante el proceso de solidificación, ciertos elementos son segregados hacia el líquido remanente, y otros se concentran preferentemente en el sólido formado. Este último caso es el del Si, de tendencia ferritizante. Este patrón de microsegregación perdura en las muestras a pesar de los tratamientos térmicos posteriores, por lo que luego, como resultado de la mayor concentración de Si, la ferrita mostraría preferencia por formarse en las zonas donde antiguamente se encontraron los centros de las dendritas de austenita. Asimismo, las zonas donde se encuentran los frentes de crecimiento de las dendritas dan lugar a sitios preferenciales para la nucleación de la austenita de recristalización (también debido posiblemente a un proceso de microsegregación). La misma, al crecer, daría lugar a bordes de grano alineados justamente donde solían encontrarse los centros de las dendritas. Luego, la ferrita tendría no sólo una mayor tendencia a formarse, debido a la mayor concentración de Si, sino además tendría sitios preferenciales para la nucleación, como son los bordes de grano de la austenita recristalizada. Luego, los cristales de ferrita que nuclearan en dichos bordes de grano, al crecer y entrar en contacto unos con otros presentarían el patrón observado.

Una posible explicación a las diferencias observadas entre la morfología de la ferrita precipitada durante el normalizado desde una temperatura de 930°C (capítulos 5 y 6) y la morfología de la ferrita formada durante el tratamiento a una temperatura intercrítica

de 790°C, luego de un austenizado a 930°C, es que, en el primer caso, el tiempo que la pieza pasa dentro del intervalo intercrítico es mucho menor y, por lo tanto, podría observarse la nucleación de ferrita sólo en los sitios más favorables, es decir, en las interfaces austenita-grafito. La otra razón posible para las diferencias observadas, es que las piezas normalizadas (probeta prismática y cuña utilizadas en los capítulos 5 y 6) fueron dejadas durante un mayor tiempo a la temperatura de austenizado (930°C). Esto fue así para asegurar que la cuña, de mayor sección, llegara al equilibrio. Como tanto la probeta prismática como la cuña fueron tratadas al mismo tiempo (para una mejor utilización del horno mufla), ambas presentaron la misma morfología. En cambio, las probetas isotérmicas fueron sometidas a la misma temperatura de austenizado (930°C), pero por un menor tiempo, por lo que las mismas presentaron un comportamiento diferente a las probetas normalizadas. Esto es debido a diferencias en la concentración de elementos de aleación distintos al C, que se encontraban microsegregados desde la misma solidificación y no llegaron a homogeneizarse durante el tratamiento de austenizado.

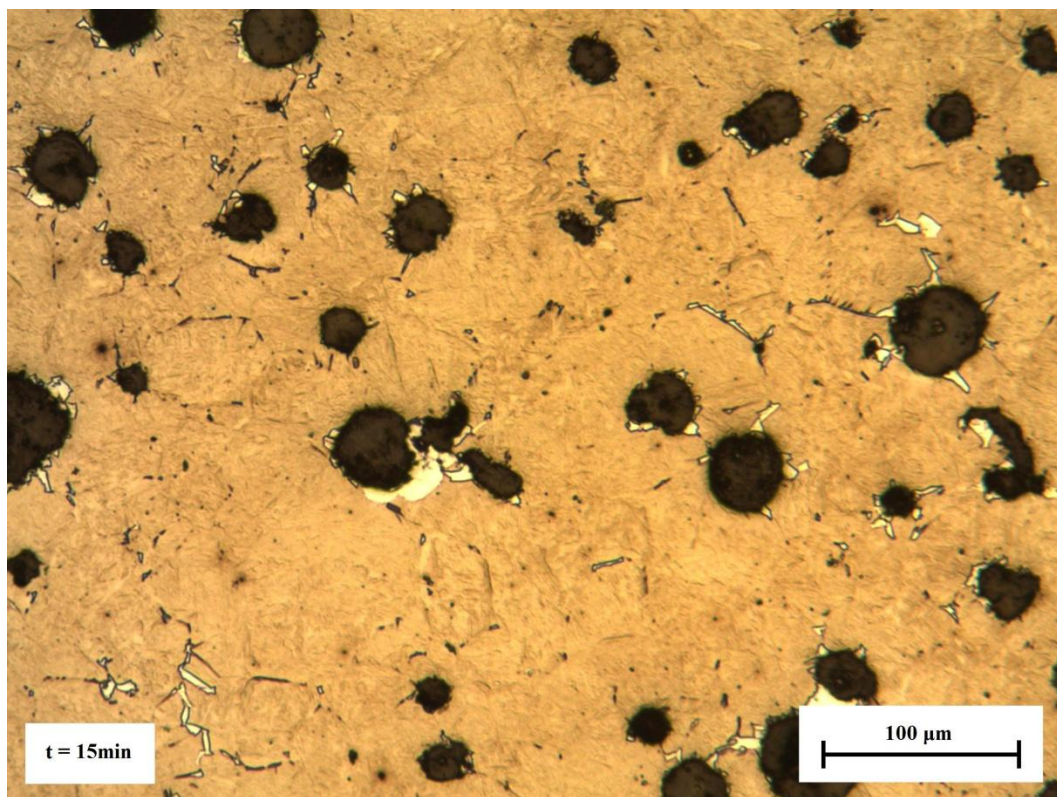


Figura 7.8. Avance de la transformación austenita→ferrita+grafito para un tiempo de 15 minutos. Temperatura de austenizado = 930°C; temperatura intercrítica = 790°C.

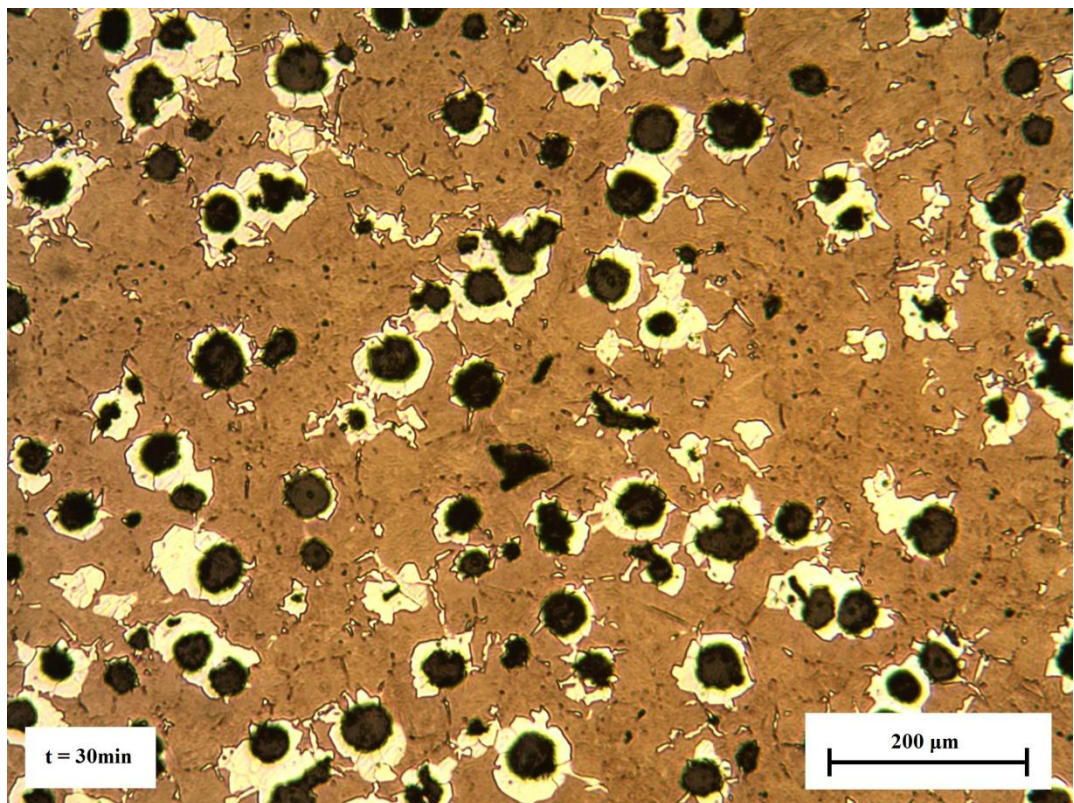


Figura 7.9. Avance de la transformación austenita→ferrita+grafito para un tiempo de 30 minutos. Temperatura de austenizado = 930°C; temperatura intercrítica = 790°C.

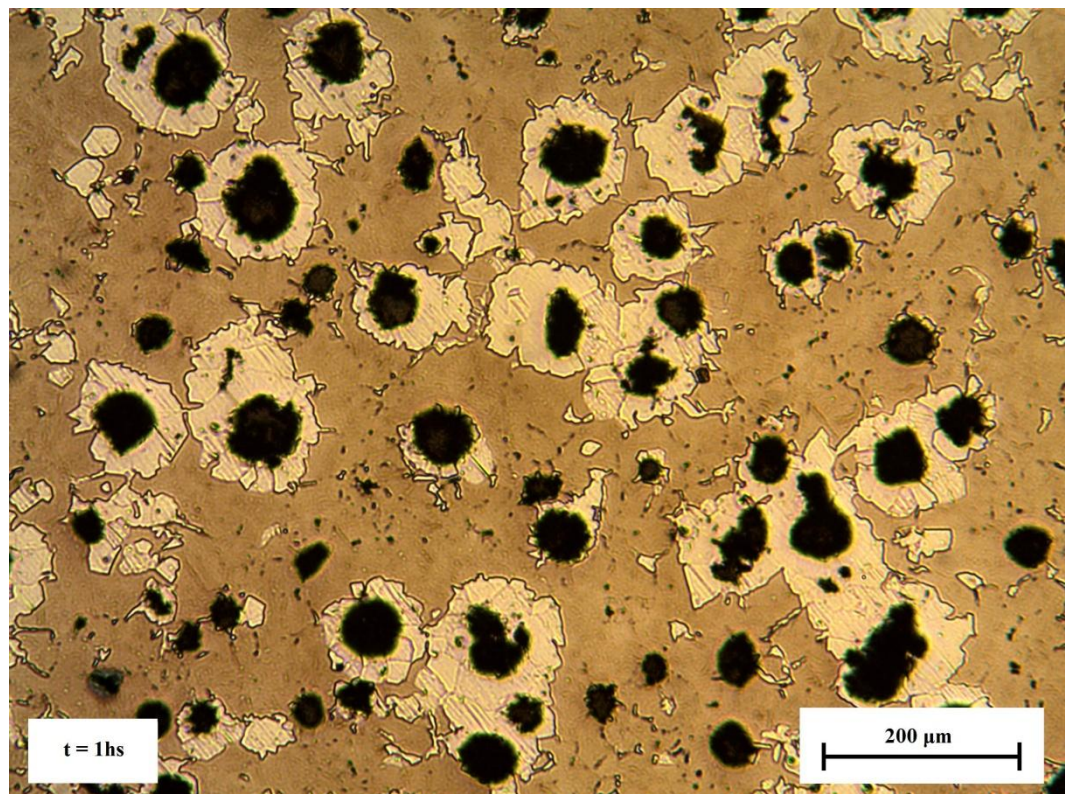


Figura 7.10. Avance de la transformación austenita→ferrita+grafito para un tiempo de 1 hora. Temperatura de austenizado = 930°C; temperatura intercrítica = 790°C.

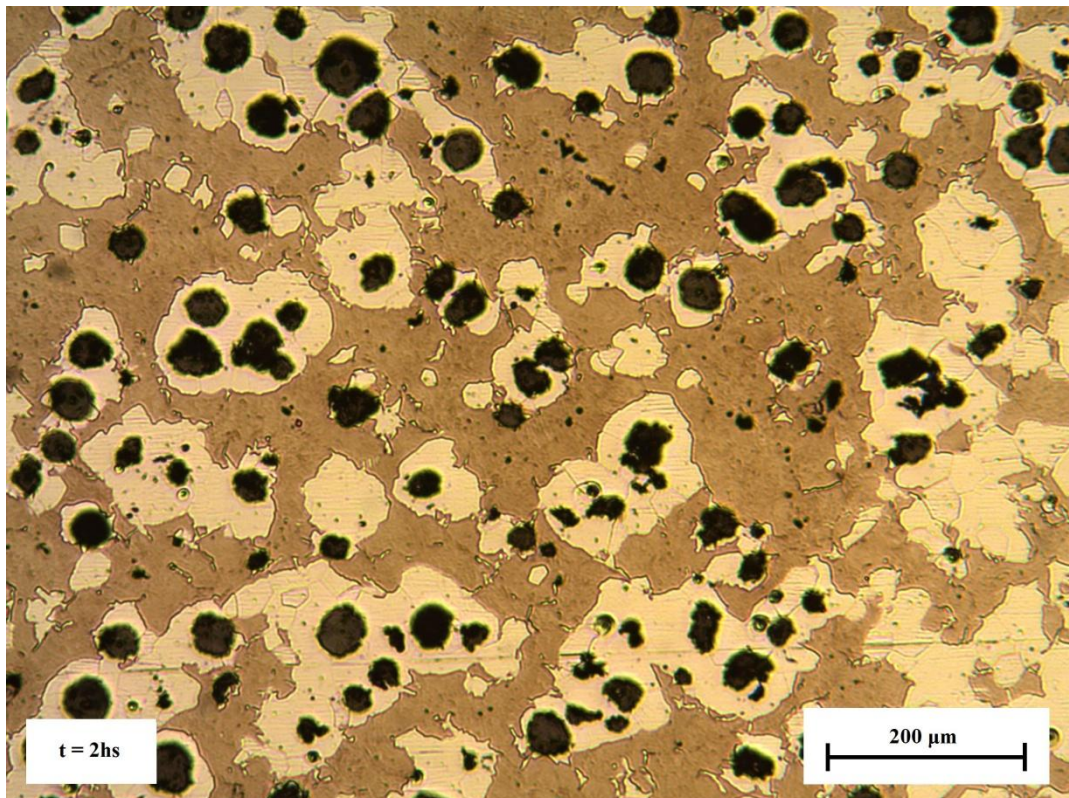


Figura 7.11. Avance de la transformación austenita→ferrita+grafito para un tiempo de 2horas. Temperatura de austenizado = 930°C; temperatura intercrítica = 790°C.

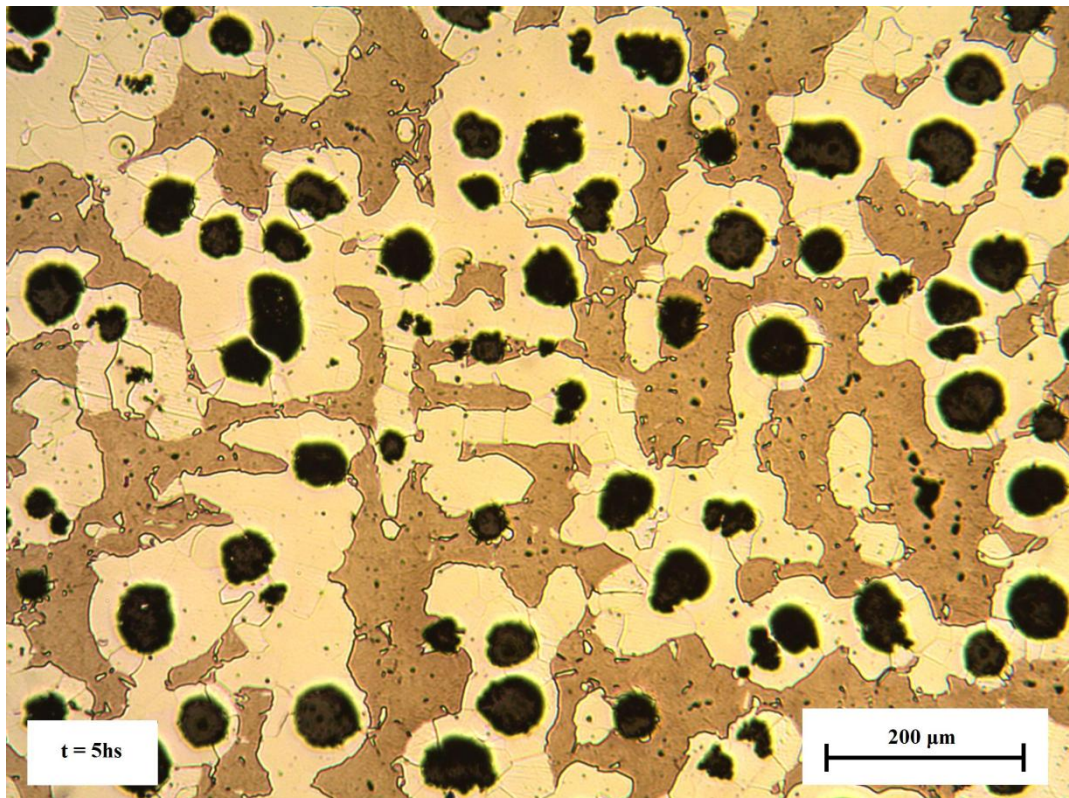


Figura 7.12. Avance de la transformación austenita→ferrita+grafito para un tiempo de 5horas. Temperatura de austenizado = 930°C; temperatura intercrítica = 790°C.

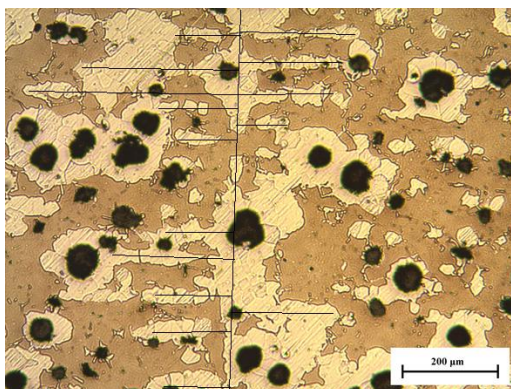


Figura 7.13. Ferrita precipitada siguiendo el patrón dejado por una dendrita de austenita durante la solidificación. Las líneas negras marcan el patrón.

7-3 CONCLUSIONES DEL CAPÍTULO

1. Se confirmó la mayor tendencia de la ferrita a nuclear sobre los nódulos de grafito cuando la temperatura de austenizado es mayor.
2. Los núcleos de ferrita en contacto directo con los nódulos de grafito crecen más rápidamente, dando lugar a una morfología del tipo “ojo de buey” irregular.
3. La cantidad de ferrita de equilibrio presente en el intervalo intercrítico no es directamente proporcional al subenfriamiento desde la T_{cu} , sino que aumenta fuertemente en las cercanías de la T_{cl} . Asimismo, la cinética de formación de la ferrita aumenta considerablemente en las cercanías de la T_{cl} . Debido a esto, si se desea realizar tratamientos intercríticos más rápidos, es recomendable la utilización de una temperatura intercrítica baja.
4. Las dendritas de austenita dejan un patrón luego de formadas, posiblemente debido a la microsegregación de ciertos elementos de aleación. Esto produce que, luego de un tratamiento de austenizado, la ferrita proeutectoide nucleee y crezca preferencialmente donde solían encontrarse los centros de las dendritas de austenita.

CONCLUSIONES GENERALES

Con respecto a la primera hipótesis planteada al comienzo del presente trabajo, se puede decir que, si bien la morfología de la ferrita precipitada depende de si es proveniente de una austenita no recristalizada (proveniente directamente del líquido) o de una austenita recristalizada, sólo lo hace ligeramente, ya que la influencia de los bordes de grano de la austenita recristalizada no es tan importante como se esperaba. El factor más influyente, de los estudiados, es la temperatura de austenizado. En este punto se comprobó la segunda hipótesis postulada, según la cual la morfología de la ferrita precipitada depende de la temperatura de austenizado. Cuando la temperatura de austenizado es menor, se produce nucleación generalizada de la ferrita, tanto sobre nódulos de grafito como en bordes de grano de austenita y dentro de los granos mismos, aunque con preferencia por las zonas cercanas a los nódulos. Cuando la temperatura de austenizado es mayor, por otro lado, se observó que la nucleación se hizo más preponderante en las interfaces austenita-grafito. Incluso, para un tratamiento de normalizado luego de un austenizado completo a 930°C, se logró una morfología de ferrita casi idéntica a la que presenta una pieza en bruto de colada. Con respecto a la tercera hipótesis planteada, se observó que la velocidad de enfriamiento no es una variable que influya marcadamente sobre la morfología de la ferrita precipitada (al menos para velocidades entre bajas y moderadas). Sin embargo, como en casi todos los casos el efecto de la velocidad de enfriamiento se vio solapado con el efecto del conteo nodular, no se pudieron extraer mayores conclusiones.

Además de las conclusiones respecto de las hipótesis planteadas al comienzo del trabajo, del presente trabajo se pudieron extraer las siguientes conclusiones generales, específicas para una fundición de hierro con grafito nodular con bajo contenido de aleantes:

1. La ferrita tiende, en general, a nuclear en interfaces austenita-grafito o en las cercanías de los nódulos de grafito.
2. Los cristales de ferrita que nuclean en las interfaces austenita-grafito crecen considerablemente más rápido que los que nuclean en otros sitios.
3. El conteo nodular afecta la cinética de formación de la ferrita proeutectoide y su morfología. Un mayor conteo nodular acelera la cinética de formación de la ferrita proeutectoide y favorece que la misma nucleee en interfaces austenita-grafito. Por esto último, es recomendable lograr un bajo conteo nodular en fundiciones nodulares Dual Phase.
4. Al aumentar la temperatura de austenizado, la ferrita proeutectoide presenta una mayor tendencia a nuclear en interfaces austenita-grafito. Debido a esto, es recomendable la utilización de una temperatura de austenizado baja en fundiciones nodulares Dual Phase.
5. Al aumentar la temperatura de austenizado, la cinética de formación de la ferrita proeutectoide se vuelve ligeramente más lenta.
6. La cantidad de ferrita de equilibrio presente en el intervalo intercrítico no es directamente proporcional al subenfriamiento desde la T_{cu} , sino que aumenta fuertemente en las cercanías de la T_{cl} . Asimismo, la cinética de formación de la ferrita aumenta considerablemente en las cercanías de la T_{cl} . Debido a esto, si se desea realizar tratamientos intercríticos más rápidos, es recomendable la utilización de una temperatura intercrítica baja.
7. Las dendritas de austenita, formadas durante la solidificación, dejan patrones, evidentemente marcados por la microsegregación de ciertos elementos, que llevan a la precipitación preferencial de ferrita en los sitios donde antes estuvieron los centros de las dendritas. Esto no se observa en piezas en condición de bruto de

colada, sino en piezas que han sido austenizadas y sometidas a un tratamiento a una temperatura intercrítica constante durante cierto tiempo.

TRABAJO FUTURO

1. Estudiar el efecto aislado de la velocidad de enfriamiento sobre la morfología de la ferrita proeutectoide precipitada, utilizando para ello una cuña extraída de un bloque de mayor tamaño, para asegurar un conteo nodular uniforme en toda la pieza. Para estudiar el efecto de velocidades de enfriamiento mayores, se podría realizar un ensayo tipo Jominy con una pieza cilíndrica extraída de un bloque de mayor tamaño, por la misma razón planteada con anterioridad.
2. Estudiar la dependencia de la cantidad de ferrita proeutectoide de equilibrio con la temperatura, dentro del intervalo intercrítico, para distintas composiciones químicas. Esto facilitaría la elección de una temperatura adecuada al momento de realizar un tratamiento a una temperatura intercrítica. La razón de realizar el estudio para más de una composición química es determinar si la tendencia cambia para distintas composiciones, o solo se mueve la posición y amplitud del intervalo intercrítico.
3. Estudiar si el tiempo de permanencia a una temperatura de austenizado influye realmente en la morfología de ferrita obtenida. Para ello debería estudiarse el efecto del tiempo de austenizado para distintas temperaturas y, en caso de observarse una influencia, analizar también la dependencia con la composición química.
4. Estudiar la factibilidad de obtener una estructura “Dual Phase” con adecuada morfología de ferrita por medio de un enfriamiento continuo desde la temperatura de austenizado hasta la temperatura de austemperizado. Si la fundición utilizada contiene una baja concentración de elementos aleantes, es posible que la cinética de formación de ferrita sea lo suficientemente rápida como para que se forme una cantidad suficiente durante el pasaje por el intervalo intercrítico. Se recomendaría la utilización de una temperatura de austenizado cercana a la T_{cu} .

REFERENCIAS

- 1- Basso A. (2009). “Fundiciones esferoidales austemperizadas con estructura Dual Phase”. Capítulo 1. Pág: 19-30.
- 2- Galarreta I., Boeri R. E., Sikora J (1997). “Free ferrite in pearlitic ductile iron”. International Journal of Cast Metals Research. Vol 9, Nº 6. Pág: 353-358.
- 3- AFS (1992). “Ductile Iron Handbook”. Chapter 13. Pág: 208-210.
- 4- Frasn E., Kapturkiewicz W., Burbielko A. (1997). “Physical metallurgy of cast iron V: advanced materials research”, (ed. G. Lesout and J. Lacaze), Swizerland, Sicitec. Pág: 499-504.
- 5- Charbon Ch., Rappaz M. (1997). “Physical metallurgy of cast iron V: advanced materials research”, (ed. G. Lesout and J. Lacaze), Swizerland, Sicitec. Pág: 453-460.
- 6- Liu B. (1999). “Advances on Microstructure Modeling of Solidification Process of Shape Casting”, International Journal of Cast Metals Research. Vol 11. Pág: 259-266.
- 7- Sikora J. A., Rivera G., Biloni H. (1990). “Metallographic study of the eutectic solidification of gray, vermicular and nodular cast iron”, 29th Annual Conference of Metallurgists, Hamilton, Canadá, Vol 1. Pág: 280-288.
- 8- Banerjee D., Stefanescu D. (1991). “Structural Transitions and Solidification Kinetics of SG Cast Iron During Directional Solidification”. AFS Transactions. Vol 99. Pág: 747-759.
- 9- G. Rivera., R. E. Boeri., J. A. Sikora (1995). “Revealing the solidification structure of nodular iron”, International Journal of Cast Metals Research. Vol. 8, Nº 1, pág: 1-5.
- 10- Ductile Iron Data for Design Engineers (1990), Section VII.
- 11- Basso A., Martinez R., Sikora J. A. (2011). “Influence of chemical composition and holding time on austenite (γ) \rightarrow ferrite (α) transformation in ductile iron occurring within the intercritical interval”. Journal of Alloys and Compounds.
- 12- Bermont V.M., Sikora J.A. (1998). “Metallographic study on the influence of the morphology and distribution of graphite on the solid state transformation of gray and ductile cast irons”. Cast metals Res. Vol 11. Pág: 51-61.