

Ing. Pablo Héctor David.

*Tecnología de fabricación, caracterización y
propiedades de piezas de fundición nodular de pequeño
espesor*

**A Ludmila y Camila
desde lo más profundo de mi corazón**



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 de temas.

| | |
|---|----|
| Resumen | 5 |
| Summary | 8 |
| Capítulo 1. Revisión bibliográfica | |
| 1.1. Fundiciones de hierro | |
| 1.1.1. Generalidades de las fundiciones de hierro | 10 |
| 1.1.2. Tipos de fundiciones | 13 |
| Fundición blanca | 13 |
| Fundición maleable | 14 |
| Fundición con grafito laminar (fundición gris laminar) | 15 |
| Fundición Nodular | 17 |
| Fundición Vermicular | 20 |
| 1.1.3 Tendencias mundiales en la producción de las fundiciones de hierro | 20 |
| 1.1.4 Tendencias en la producción de fundiciones de hierro en la Argentina | 20 |
| 1.2. Fundición de hierro nodular (o con grafito esferoidal) | |
| 1.2.1. Materias primas de partida | 22 |
| 1.2.2. Composición química típica de las fundiciones nodulares | 22 |
| 1.2.3. Tratamiento del metal líquido | 23 |
| 1.2.4. Microestructura de la fundición nodular | 24 |
| 1.2.5. Estructura de solidificación de fundiciones nodulares | 25 |
| 1.2.6. Propiedades mecánicas de la fundición nodular | 26 |
| 1.3. Fundición nodular austemperizada | |
| 1.3.1. Obtención de fundición nodular austemperizada | 28 |
| 1.3.2. Microestructuras obtenidas durante el austemperizado | 29 |
| 1.3.3. Cinética del austemperizado | 30 |
| 1.3.4. Ventana de procesamiento | 31 |
| 1.4. Fundiciones nodulares de pequeño espesor | |
| 1.4.1. Interés tecnológico de las piezas de fundición nodular de pequeño espesor | 32 |
| 1.4.2. Aplicaciones de la fundición nodular de pequeño espesor | 32 |
| 1.4.3. Tecnología de producción de piezas de fundición nodular de pequeño espesor | 36 |
| Diseño de sistemas de alimentación para fundición nodular de pequeño espesor | 36 |
| Uso de simulaciones numéricas de llenado y solidificación | 38 |
| Metodología de producción de fundición nodular de pequeño espesor | 39 |
| Composición química en piezas de fundición nodular de pequeño espesor | 41 |
| Propiedades mecánicas de piezas de fundición nodular | |

| | |
|---|----|
| de pequeño espesor | 42 |
| Formación de microcavidades de contracción | 43 |
| Tratamiento térmico de la fundición nodular de pequeño espesor | 46 |
| Capítulo 2. Objetivos | |
| 2.1. Motivación | 47 |
| 2.2. Objetivo General de la Tesis | 49 |
| 2.3. Objetivos Particulares | 49 |
| Capítulo 3. Metodología experimental | |
| 3.1. Fusión y tratamiento del metal líquido | 51 |
| 3.2. Composición química | 54 |
| 3.3. Moldes | 54 |
| 3.4. Simulaciones numéricas | 55 |
| 3.5. Relevamiento de curvas de enfriamiento | 55 |
| 3.6. Caracterización microestructural de las piezas coladas | 56 |
| 3.7. Tratamiento térmicos | 56 |
| 3.8. Ensayos de tracción | 57 |
| 3.9. Cinética de austemperado | 57 |
| Capítulo 4. Diseño de las placas modelo para el moldeo de piezas de fundición nodular de pequeño espesor | |
| 4.1. Metodología experimental | 59 |
| 4.2. Resultados | |
| 4.2.1. Análisis de sistemas de alimentación para placas en disposición horizontal | 59 |
| 4.2.2. Diseño de la cámara de filtrado | 64 |
| 4.2.3. Diseño de placa modelo para el colado de piezas de disposición vertical | 65 |
| 4.2.4. Simulaciones de llenado y solidificación | 69 |
| Simulaciones de llenado del molde horizontal | 70 |
| Simulación de microcavidades de contracción del molde horizontal | 73 |
| Simulación de curvas de enfriamiento de las placas del molde horizontal | 74 |
| Simulaciones de llenado del molde vertical | 75 |
| Simulación de microcavidades de contracción del molde vertical | 79 |
| Simulación de curvas de enfriamiento de las placas del molde vertical | 79 |
| 4.2.5. Validación de simulaciones | 80 |
| Curvas de enfriamiento en placas de fundición nodular de pequeño espesor | 81 |
| Marcas superficiales y defectos de llenado | 82 |
| Cavidades de contracción | 83 |

| | |
|---|-----|
| 4.2.6. Rugosidad superficial | 84 |
| 4.3. Conclusiones | 85 |
| Capítulo 5. Producción de piezas (placas) de fundición nodular de pequeño espesor | |
| 5.1. Composición química | 87 |
| 5.2. Tratamiento del metal líquido | 89 |
| 5.3. Microestructura de la matriz | 90 |
| Capítulo 6. | |
| 6.1. Metodología experimental | 91 |
| 6.2. Resultados | |
| 6.2.1. Microestructura de la matriz en estado bruto de colada de placas de 2 y 4 mm de espesor, coladas con el molde vertical | 92 |
| 6.2.2. Cantidad y distribución de carburos en bruto de colada | 94 |
| 6.2.3. Distribución de la fase grafito en placas de fundición nodular de pequeño espesor | 96 |
| 6.2.4. Cuantificación de la fase grafito | 104 |
| 6.3. Conclusiones | 110 |
| Capítulo 7. Estudio de propiedades mecánicas de fundición nodular de pequeño espesor | |
| 7.1. Metodología experimental | 111 |
| 7.2. Resultados | |
| 7.2.1. Propiedades mecánicas | 113 |
| 7.2.2. Dispersión de los resultados | 116 |
| 7.2.3. Influencia del C.E sobre las propiedades mecánicas | 119 |
| 7.2.4. Caracterización de defectos en probetas de tracción de fundición nodular de pequeño espesor | 123 |
| 7.2.5. Relación entre la posición de las probetas en las placas verticales y alargamiento a la rotura | 127 |
| 7.2.6. Influencia del conteo nodular sobre el alargamiento a la rotura | 129 |
| 7.3. Conclusiones | 130 |
| Capítulo 8. Austemperizado de fundición nodular de pequeño espesor | |
| 8.1. Metodología experimental | 131 |
| 8.2. Resultados | |
| 8.2.1. Caracterización del material de estudio | 132 |
| 8.2.2. Cinética del austemperizado | 132 |
| 8.2.3. Determinación del avance de la transformación mediante ensayos de Dureza | 136 |
| 8.2.4. Ensayos de Tracción | 138 |
| 8.3. Conclusiones | 140 |

| | |
|---|-----|
| Capítulo 9. Microcavidades en placas de fundición nodular de pequeño espesor | |
| 9.1. Metodología experimental | 142 |
| 9.2. Resultados | |
| 9.2.1. Composición química | 143 |
| 9.2.2. Ensayos de RX para ubicar cavidades de contracción | 143 |
| 9.2.3. Cavidades de contracción en placas de fundición nodular de pequeño espesor | 145 |
| 9.2.4. Ubicación de las microcavidades de contracción | 150 |
| 9.2.5. Discusión referida a las microcavidades de contracción | 154 |
| 9.3. Conclusiones | 156 |
| | |
| Capítulo 10. Conclusiones generales | 157 |
| Referencias | 159 |
| Publicaciones | 163 |
| Consideraciones finales | 165 |
| Agradecimientos | 167 |

Resumen.

La fundición nodular aplicada a piezas de pequeño espesor ha suscitado en los últimos años el interés de investigadores, fundidores y usuarios, por tratarse de una alternativa que permite competir con materiales más livianos, en particular aluminio. Asimismo, muchas piezas de fundición nodular de espesores convencionales (superiores a 10 mm) podrían ser fabricadas como piezas huecas, mejorando su comportamiento en servicio. El desarrollo de la fundición nodular de pequeño espesor brinda a los diseñadores una nueva opción para seleccionar el material más apropiado, no solo basado en la relación peso/resistencia, sino también en la relación costo/propiedades. Esto plantea un nuevo desafío tecnológico, ya que en la práctica se considera que una pieza de fundición nodular debe tener espesores no menores a 6 mm para poder ser colada libre de defectos, utilizando técnicas convencionales de moldeo en arena.

En términos generales, los aspectos a resolver en la fabricación de piezas de fundición nodular de pequeño espesor son: a) realizar diseños adecuados de modelos y moldes para lograr una correcta alimentación de la pieza, procurando obtener piezas macro y micro estructuralmente sanas a pesar de la rápida extracción calórica y la disminución de la fluidez; b) adecuar convenientemente el caldo líquido para obtener microestructuras homogéneas y libres de carburos; c) Caracterizar las propiedades mecánicas, con mínima incertidumbre, proporcionando a los usuarios valores de diseño para los nuevos componentes de fundición nodular de pequeño espesor.

En esta tesis se ha trabajado en la evaluación y optimización de modelos, técnicas de fusión, tratamiento del metal líquido y moldeo. Asimismo, se ha estudiado el efecto de la morfología del grafito, conteo nodular, composición química, tratamiento térmico y defectos de solidificación, sobre las propiedades mecánicas de la fundición nodular de pequeño espesor.

Se han logrado obtener placas comprendidas entre 1.5 y 4 mm de espesor con moldes de disposición horizontal y vertical, siendo éste último el más eficiente.

Se estableció que empleando una composición química con carbono equivalente por debajo de 4.6%, tratamiento del metal líquido en dos cucharas con inoculación tardía y procedimiento de colado por gravedad en moldes de arena ligados con resina, es posible obtener placas de espesores delgados con buena calidad metalúrgica, libres de anomalías en la fase grafito y con mínima cantidad de carburos.

Se han determinado propiedades mecánicas en ensayos de tracción que alcanzan, y en muchos casos superan, los valores mínimos establecidos en la norma ASTM para fundición nodular de espesores convencionales, tanto en probetas con matrices ferríticas como ausferríticas (ADI).

También, ha sido posible detectar tres tipos distintos de microcavidades de contracción presentes en las placas de fundición nodular de pequeño espesor y determinar su efecto sobre las propiedades mecánicas. Las microcavidades ubicadas en los alimentadores (o mazarotas)

de las placas, previstos en la etapa de diseño, no influyen sobre las propiedades mecánicas. En cambio, los macrorechupes dispersos, originados por deficiencias en el proceso de alimentación, afectan marcadamente las propiedades y aumentan la dispersión de los resultados del alargamiento a la rotura. Por su parte, los microrechupes dispersos, ubicados en zonas microsegregadas y originados por un proceso de nucleación y crecimiento, estrechamente ligado a la presencia de inclusiones no metálicas, ejercen poca influencia sobre las propiedades mecánicas.

El trabajo desarrollado aporta conocimientos de gran utilidad para el desarrollo de piezas de fundición nodular de pequeño espesor de altas prestaciones mecánicas.

Summary.

During the last years, ductile iron applied to produce small thickness parts has arose the interest of researchers, foundrymen and users, because it is a viable alternative to compete with lighter materials, especially aluminum. In the same way, many ductile irons parts of conventional thickness (above 10 mm) could be made like hollow pieces, diminishing the weight and improving the performance.

The development of Thin Wall Ductile Iron (TWDI) provides the designers a new option to select the most appropriate material, not only based on the weight/strength relation, but also on the cost/properties ratio. This development creates a new technological challenge, since in the industrial practice it is considered that a ductile iron cast part must have a thickness not smaller than 6 mm so as to be able to be cast free from defects, using conventional sand molding techniques.

In general, there are three aspects to be solved in the manufacture of TWDI: a) to adequate pattern and mold designs to achieve a right feeding, so as to obtain castings macro and micro structurally sound, in spite of the high cooling rate and the fluidity reduction. b) to adjust the liquid during melting to get homogeneous and carbide-free solidification structures. c) to characterize mechanical properties in order to supply design values to be used in the fabrication of TWDI components.

In the research carried out for this thesis, pattern evaluation and optimization, melting techniques, melt treatment and molding practice have been investigated. Likewise, the effect that graphite morphology, nodule count, chemical composition, heat treatment and solidification defects, exert on mechanical properties of TWDI have been studied.

It has been achieved plates with thickness between 1.5 and 4 mm using horizontal and vertical molds, been the latter process the most efficient one.

It was established that using chemical compositions with carbon equivalent under 4.6%, melt treated in two stages with post-inoculation in the second ladle and gravity pouring procedure, it is possible to get thin plates with good metallurgical quality, free from carbides and anomalies of the graphite phase.

Mechanical properties evaluated using tensile test reach, and in many cases surpass, the minimum values established by the ASTM standard for conventional thickness ductile iron with ferritic and ausferritic (ADI) matrices.

It has been also possible to identify three different types of microshrinkage cavities in TWDI plates and to determine their effect on the mechanical properties. Microshrinkage cavities, which are located in the plate feeders already considered in the design stage, do not influence the mechanical properties. However, the disperse macroshrinkage, originated by deficiencies of the feeding process, greatly affects the properties and increases the scatter of elongation values. Besides, disperse microshrinkage which is located in microsegregated zones and originated by a nucleation and growth mechanism and closely linked to the presence of non-metallic inclusions, has little influence on the mechanical properties.

This research gives comprehensive and useful technical knowledge for the development of TWDI parts.

Capítulo 1.

Revisión Bibliográfica.

1.1. Fundiciones de Hierro.

1.1.1. Generalidades de las fundiciones de hierro.

Las fundiciones de hierro son aleaciones Fe-C que poseen más de 2 % de Carbono, (generalmente 2.6 a 3.6 %.) y se utilizan en procesos de colado de distintos tipos de piezas.

La utilización de piezas de fundición de hierro, proporciona al diseñador ventajas técnicas y económicas si se comparan con piezas de otros materiales fabricadas a partir de procesos tales como forjado, mecanizado por arranque de viruta, soldadura, etc. Entre las ventajas se pueden citar:

- ☞ Materia prima de bajo costo y fácilmente disponible.
- ☞ Posibilidad de fabricación directa de piezas con dimensiones y geometrías finales, o que requieren mecanizados mínimos, con la consiguiente disminución de costos.
- ☞ Producción de gran volumen de piezas con importante reducción de costos.
- ☞ Flexibilidad de diseño, permitiendo ubicar adecuadamente el material en lugares de la pieza que permitan absorber y distribuir cargas convenientemente, reducir tensiones y prevenir deformaciones excesivas.
- ☞ Baja temperatura de fusión debido a la transformación eutéctica, que mejora la colabilidad y disminuye los costos energéticos totales.
- ☞ Aptitud para obtener geometrías complejas directamente de colada, con libertad de formas externas e internas y posibilidad de colocar símbolos, números y logotipos.
- ☞ Posibilidad de producir gran diversidad de tamaño de piezas, sólo limitado por el procedimiento de moldeo y el espesor de pieza.
- ☞ Baja a moderada contracción durante la solidificación y el enfriamiento.
- ☞ Ausencia de formación de películas superficiales indeseadas en las piezas.
- ☞ Buena maquinabilidad por la presencia de grafito libre.
- ☞ Posibilidad de realizar una amplia gama de tratamientos térmicos en piezas que requieren alta resistencia mecánica, aumentando la relación resistencia/peso y posibilitando competir incluso con aleaciones ligeras.
- ☞ Aptitud para obtener altas durezas directamente de colada o mediante tratamientos térmicos, lo que confiere a las piezas buena resistencia al desgaste.
- ☞ Excelente atenuación de vibraciones por presencia de grafito libre.

La **Figura 1. 1** muestra un diagrama de equilibrio Fe-C en el intervalo de concentraciones que va desde el hierro puro hasta 6.67 % de C.

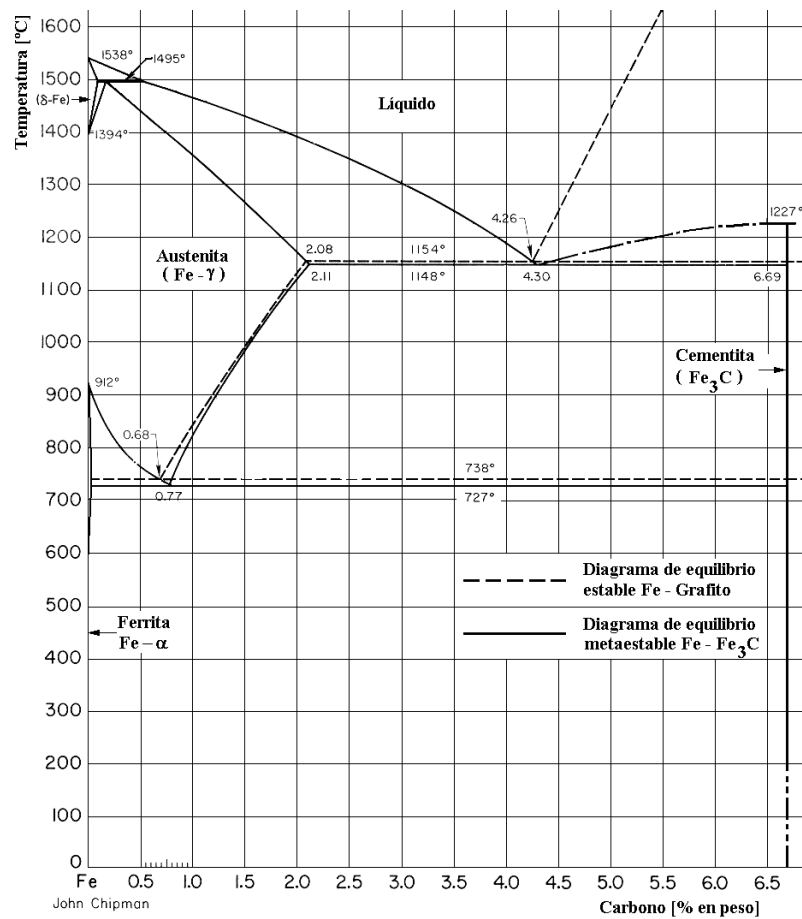


Figura 1. 1 Diagrama de equilibrio Fe-C ¹.

En las fundiciones de hierro, el carbono puede encontrarse de dos maneras. Una es en forma combinada, como carburo de hierro o “cementita” (Fe₃C), conteniendo 6,67 % de C, en las denominadas fundiciones blancas. La otra forma corresponde al “grafito”, que se encuentra presente en las fundiciones grises o fundiciones con grafito libre. La obtención de uno u otro tipo de fundición estará condicionada principalmente por la composición química y la velocidad de enfriamiento del metal durante su solidificación en el molde.

La solidificación de una pieza fundida de composición eutéctica (4,3 % de C) puede ocurrir de dos maneras, a saber: 1) Que el material solidifique según el diagrama de “equilibrio estable” según la reacción ²:



2) Que el proceso de solidificación ocurra según el diagrama de “equilibrio metaestable” según la reacción:



La denominación metaestable proviene de que la fase Fe₃C es termodinámicamente inestable. En cambio, la fase grafito es la de menor energía y conduce al diagrama estable.

A la temperatura del eutéctico, la austenita puede disolver 2,14 % de C, mientras que la cementita contiene 6,67 % de C. Estas fases tienen contenidos de C más similares entre sí que la austenita y el grafito que posee 100 % de C. Por lo tanto, desde el punto de vista

cinético, es más conveniente que del líquido se forme austenita y cementita, en lugar de austenita y grafito.

Por otra parte, desde el punto de vista termodinámico, el grafito es una fase más estable que la cementita, por lo que la mezcla **Austenita + grafito** posee menor energía libre que la mezcla **Austenita + Fe_3C** proporcionando un estado final más estable. En la **Figura 1. 2** se aprecia esta disminución de la energía del sistema en un esquema de variación de energía libre de Gibbs con la temperatura, para una composición química correspondiente al eutéctico.

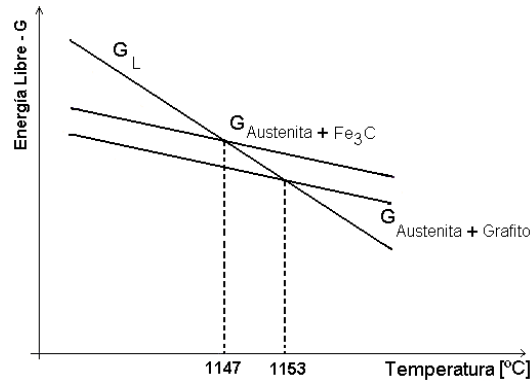


Figura 1. 2 Esquema de variación de la energía libre del líquido y la mezcla Austenita + Fe_3C , y Austenita + Grafito, en función de la temperatura, para una aleación Fe-C de composición eutéctica ³.

Según la **Figura 1. 2** en el intervalo de temperatura 1147-1153 °C la solidificación se lleva a cabo formando la mezcla **Austenita + grafito** directamente del líquido en lugar de austenita más cementita por ser termodinámicamente más favorable. En cambio, por debajo de los 1147 °C (punto de equilibrio $L \leftrightarrow Austenita + Fe_3C$), la solidificación se lleva a cabo con formación de cementita en lugar de grafito, por ser más conveniente desde el punto de vista cinético. En resumen, si las condiciones cinéticas lo permiten, se formarán estructuras con grafito, de lo contrario con cementita, a pesar de que el grafito sea más estable.

Las variaciones de espesores y tamaños de las piezas reales dificultan la formación directa del grafito a partir del líquido, debido a las distintas velocidades de enfriamiento de cada parte de la pieza. La formación de grafito a partir del líquido se efectúa en el estrecho intervalo de temperaturas que hay entre las líneas del diagrama estable y metaestable, es decir, en las condiciones de pequeños subenfriamientos o, por consiguiente, pequeñas velocidades de enfriamiento. La introducción deliberada de diversos elementos de aleación a la fundición, amplía el intervalo entre las temperaturas del eutéctico estable y metaestable y puede ocasionar la aparición de centros adicionales para la cristalización del grafito, lo cual favorece en ciertas circunstancias la aparición de éste. Dentro de los elementos de aleación que actúan como grafitizantes se pueden mencionar el Si, Ni, Cu, Al y P. El agregado de Si tiene importancia práctica en las fundiciones comerciales, con porcentajes habituales de 1 a 3 %. Como elementos formadores de carburos se pueden mencionar el Mn, V, Cr, Mo, W.

Un parámetro de caracterización sencillo y de uso habitual en la industria es el Carbono Equivalente (C.E) ⁴, utilizado regularmente para simplificar la evaluación del efecto de la composición química en las fundiciones de hierro sin alear. El C.E se define como:






$$C.E = \%C_{TOTAL} + \left(\frac{\%Si + \%P}{3} \right)$$

La comparación del C.E con la composición eutéctica en el sistema Fe-C nos indica si una fundición de hierro se comportará como una aleación hipoeutéctica o hipereutéctica durante la solidificación.

La forma y distribución de la fase grafito es la característica microestructural que mayor influencia tiene sobre las propiedades mecánicas de las fundiciones de hierro. El grafito, en comparación con la matriz metálica, tiene propiedades mecánicas que pueden considerarse nulas, por lo que las inclusiones de grafito pueden asimilarse a huecos o grietas. Teniendo en cuenta el concepto de concentración de tensiones, a medida que la fase grafito va tomando formas más redondeadas (grafito esférico o nodular), su efecto será menor que cuando se encuentra en forma de láminas (fundición gris laminar), mejorando de esta manera la resistencia y tenacidad del material.

1.1.2. Tipos de Fundiciones

La forma en que se encuentra el carbono en las fundiciones de hierro y la morfología del grafito permite distinguir cinco tipos de fundiciones:

-  Fundición blanca.
-  Fundición maleable.
-  Fundición laminar.
-  Fundición nodular.
-  Fundición vermicular.

A continuación describiremos las principales características de los distintos tipos de fundiciones de hierro.

Fundición Blanca

La fundición blanca se obtiene cuando el carbono en solución en el metal líquido no forma grafito durante la solidificación, sino que se combina con el hierro formando carburos. La formación de la fundición blanca es promovida por: a) bajo contenido de carbono, b) bajo contenido de silicio y presencia de elementos formadores de carburos y c) alta velocidad de enfriamiento.

La presencia de carburos de hierro brinda a este tipo de fundición de hierro elevada dureza (hasta 700 HB), resistencia a la compresión, resistencia al desgaste y a la abrasión, manteniendo estas propiedades a elevadas temperaturas. La alta dureza que poseen produce

fragilidad y muy baja maquinabilidad ⁴, limitando su utilización industrial a aquellos casos en que no se requiera alta ductilidad, como pueden ser camisas de hormigoneras, granalladoras, molinos de bolas, algunos tipos de estampas de estirar, boquillas de extrusión, etc.

En la **Figura 1. 3** se muestra la microestructura típica de una fundición blanca.

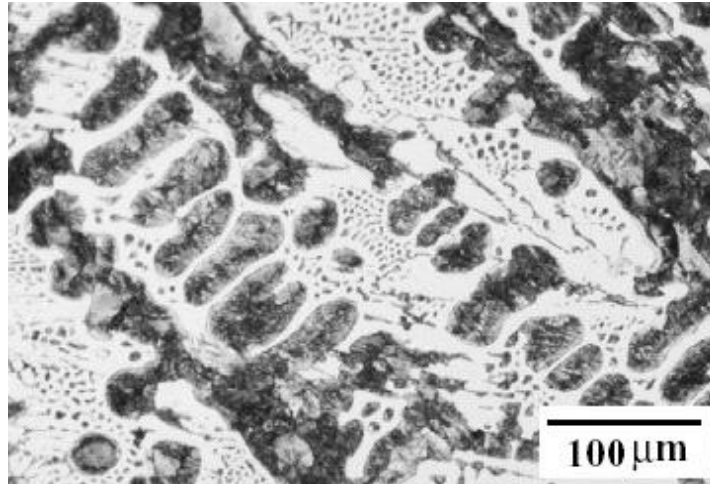


Figura 1. 3 Microestructura típica de la fundición blanca, atacada con nital 2%.

Fundición Maleable

En las fundiciones blancas, si las condiciones cinéticas y termodinámicas lo permiten, la cementita tiende a liberar el carbono, constituyendo este fenómeno la principal fuerza impulsora para la formación de fundiciones maleables.

Esta transformación hace necesario utilizar un tratamiento térmico de “maleabilización” posterior al colado de la fundición blanca, procurando transformar todo el carbono combinado con el hierro (cementita), en partículas irregulares de carbono (flóculos de grafito) y ferrita. La descomposición de la fase carburo es favorecida por las altas temperaturas, la presencia de impurezas sólidas no metálicas, el contenido elevado de carbono, etc.

Industrialmente este proceso se realiza en dos etapas. En la primera fase del recocido, la fundición blanca se calienta y mantiene durante varias horas por encima de la temperatura eutectoide. En esta etapa del tratamiento, el carbono combinado se disuelve en la austenita, migrando a sitios preferenciales y precipitando como nódulos irregulares de grafito. La segunda fase del recocido consiste en un enfriamiento muy lento, generalmente en el horno, atravesando el rango de transformación eutectoide. Esto permite que todo el carbono disuelto en la austenita pase a formar parte de los nódulos de grafito existentes, descomponiendo la austenita en las fases estables ferrita y grafito. Una vez realizada la grafitización, la estructura no sufre modificaciones durante el enfriamiento a temperatura ambiente, quedando constituida por flóculos irregulares de grafito en una matriz ferrítica.

En la **Figura 1. 4** se muestra la microestructura típica de una fundición maleable.

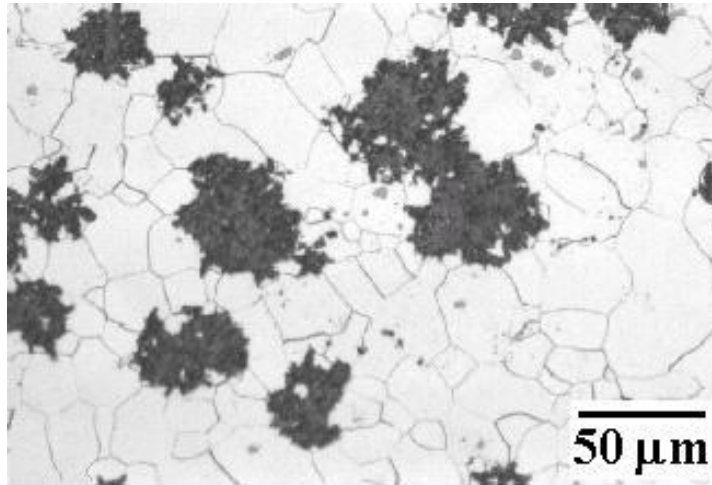


Figura 1. 4 Microestructura típica de una fundición maleable. Se observan los flóculos de grafito en una matriz de ferrita (ataque con Nital 2%).

Comparada con la fundición blanca, la fundición maleable posee mayor ductilidad debido a que las partículas de grafito no rompen la continuidad de la matriz ferrítica tenaz.

La fundición maleable tiene uso principalmente en piezas estructurales de variados tamaños, generalmente donde es necesario obtener combinaciones de resistencias moderadas, buena tenacidad, colabilidad y maquinabilidad.

Fundición con grafito laminar (fundición gris laminar)

La fundición con grafito laminar es la más difundida en aplicaciones generales por su costo relativamente bajo y tecnología de producción sencilla. Su nombre deriva del característico color gris de la superficie de fractura debido a la predominante exposición de la fase grafito. Tanto el carbono como el silicio promueven la formación de grafito en lugar de cementita, por lo que cantidades crecientes de estos elementos favorecerán la formación de fundición gris. El porcentaje de Si utilizado corrientemente está en el rango de 1.0 a 3.5 %.

La **Figura 1. 5** muestra la microestructura típica de una fundición gris laminar.

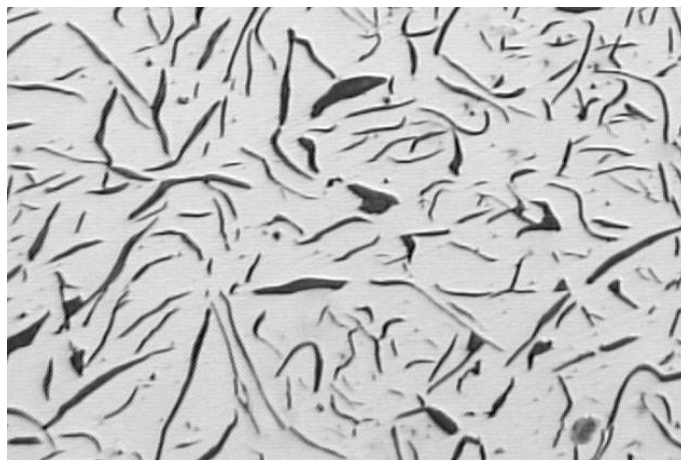


Figura 1. 5 Microestructura típica de una fundición gris de grafito laminar (100x, sin ataque).

La velocidad de enfriamiento tiene directa influencia sobre el tamaño y forma del grafito, la microestructura de la matriz y las propiedades mecánicas.

La norma ASTM divide la morfología del grafito de la fundición gris laminar en cinco tipos, los cuales se muestran en la **Figura 1. 6**.

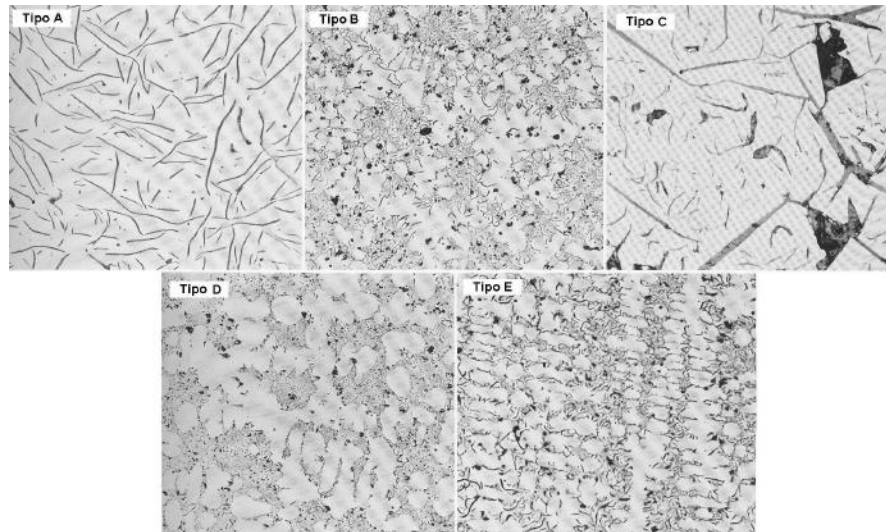


Figura 1. 6 Morfologías de la fase grafito en la fundición gris laminar (100x, sin ataque) ⁵.

El grafito tipo A posee distribución aleatoria y tamaño de láminas relativamente pequeñas. El grafito tipo B tiene morfología de agrupamientos de roseta orientadas aleatoriamente. El tipo C es característico de fundiciones hipereutécticas, con presencia de grafito primario de mayor tamaño que el originado en la reacción eutéctica. En las fundiciones grises laminares con grafito tipo D, las láminas de grafito son finas, ubicadas en los espacios interdendríticos y orientadas en forma aleatoria. Esta morfología se presenta en condiciones de grandes subenfriamientos y con cantidades de Si que evitan la formación de cementita durante la solidificación. El grafito tipo E es característico de fundiciones hipoeutécticas de bajo C.E, con distribución interdendrítica.

La inoculación del caldo líquido es habitualmente utilizada en la fundición gris laminar como medio para controlar el tamaño y la distribución de la fase grafito y la matriz metálica. Si se agrega FeSi, o algún otro agente grafitizante en pequeñas cantidades (0.05 a 0.25 %), se favorece la formación de grafito tipo A.

Este tipo de fundición de hierro posee buena maquinabilidad y resistencia al desgaste por deslizamiento, favorecido por el efecto lubricante de la fase grafito y la posibilidad de retención de aceite en el grafito. Asimismo, la fundición gris laminar posee alta conductividad térmica y resistencia al shock térmico, debido a que las láminas de grafito se encuentran interconectadas. Su principal desventaja es la sensibilidad que produce el efecto de entalla de las láminas de grafito y su consiguiente baja tenacidad y ductilidad.

Fundición Nodular.

La fundición de hierro nodular o fundición con grafito esferoidal, es similar a la fundición gris laminar en lo que respecta a composición química, con la diferencia de que durante la solidificación el grafito es forzado a nuclear y crecer como partículas esféricas, o esferoides, en lugar de láminas. Esto se logra por el agregado de una muy pequeña pero definida cantidad de Mg o Ce al metal líquido, en un proceso denominado esferoidización o nodulización.

En estado bruto de colada, una microestructura típica está constituida por nódulos de grafito, rodeados por ferrita (estructura bull's-eye), inmersos en una matriz de perlita. Esta estructura se muestra en la **Figura 1. 7**.

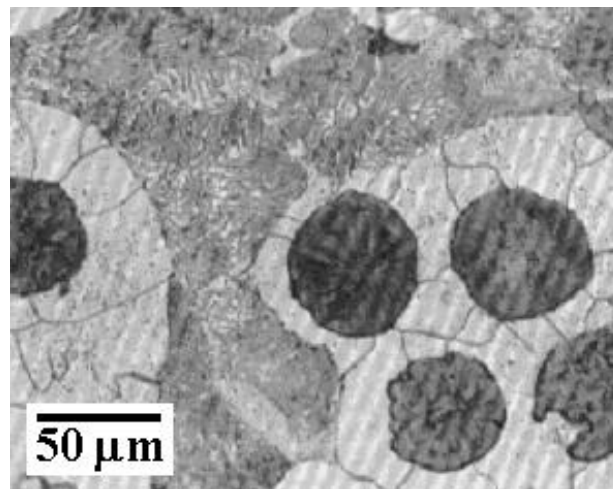


Figura 1. 7 Morfología de la fase grafito de una fundición con grafito esferoidal o nodular (ataque con Nital 2%).

La fundición nodular ofrece a los diseñadores una combinación única en un amplio rango de propiedades (resistencia al desgaste, a la fatiga, tenacidad y ductilidad), además de las conocidas ventajas de las fundiciones de hierro como colabilidad, maquinabilidad, amortiguación de vibraciones y economía de producción.

La más importante y distinguible característica microestructural que dota a la fundición nodular de ductilidad y tenacidad es la presencia de los nódulos o esferoides de grafito que minimizan el efecto concentrador de tensiones ⁶.

La fundición nodular se utiliza en diversos tamaños de piezas, desde pocos kilos hasta varias toneladas, en válvulas, cilindros de laminación, cigüeñales, árboles de leva, soportes de motores, múltiples de escape y admisión, carcasas de cajas de cambio, piezas para minería y sometidas a desgaste, partes de suspensiones, grilletes, etc.

La fundición nodular se tratará en detalle en el punto **1.2**.

Fundición Vermicular

En la fundición vermicular, las partículas de grafito libre son similares a las de la fundición gris laminar, con la diferencia que en la vermicular el grafito tiene forma más compacta y de mayor grosor. Esta estructura generalmente se considera intermedia entre la fundición laminar y la fundición nodular. Asimismo, las propiedades mecánicas pueden considerarse también intermedias a las obtenidas con los otros dos tipos de fundiciones de hierro, siendo superiores en aplicaciones que requieran buena resistencia, ductilidad y disipación de calor.

La **Figura 1. 5** muestra la microestructura típica de una fundición gris vermicular.

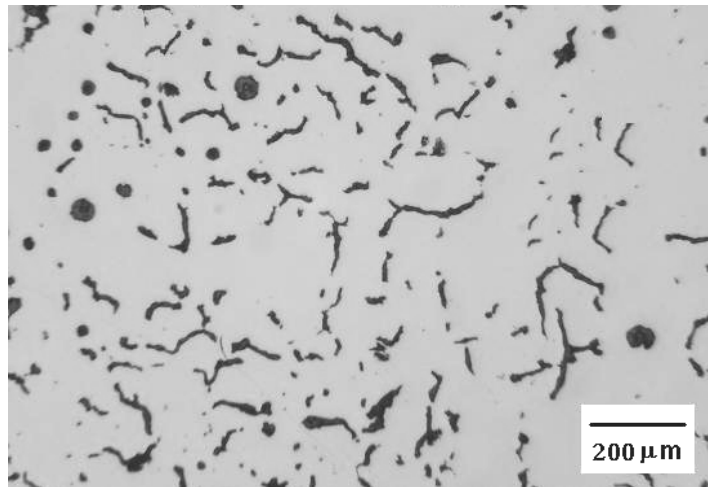


Figura 1. 8 Microestructura típica de una fundición gris vermicular (sin ataque).

Tecnológicamente, la producción de fundiciones de hierro con grafito vermicular está condicionada al agregado de pequeñas cantidades de Mg al caldo líquido, lo suficiente para evitar estructuras con grafito laminar e inferior a la cantidad necesaria para obtener fundición nodular.

La morfología compacta, de extremos redondeados e interconectadas de la fase grafito, le confieren a las fundiciones vermiculares una excelente relación resistencia/tenacidad, con importante capacidad de disipación del calor debida a su alta conductividad térmica, haciéndola muy adecuada en aplicaciones que otros tipos de fundiciones de hierro no pueden cubrir, como por ejemplo, campanas y accesorios de frenos para vehículos, moldes para el colado de aluminio, múltiples de escape, etc.

1.1.3 Tendencias mundiales en la producción de las fundiciones de hierro

La tecnología de producción de piezas fundidas se encuentra en continuo desarrollo desde las últimas décadas, buscando optimizar propiedades mecánicas y técnicas de producción, como así también ampliar mercados y volúmenes de producción.

En la **Figura 1. 9** se reportan los volúmenes de producción mundial de todos los tipos de piezas fundidas. Los mayores volúmenes corresponden a piezas de fundición gris laminar, seguido por las de fundición nodular.

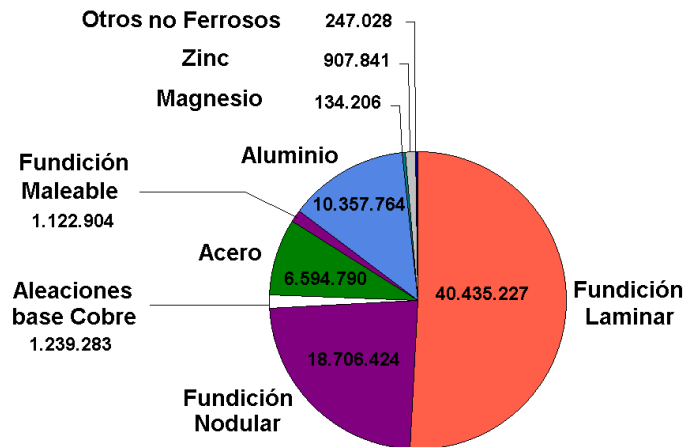


Figura 1. 9 Producción mundial en millones de toneladas de piezas fundidas en distintos materiales. Año 2004 ⁷.

Específicamente para la fundición nodular, hacia el año 1966 había 651 licencias en 31 países, llegando la producción mundial anual aproximadamente a 2 millones de toneladas. Para el año 1971, finalizada la vigencia de la patente, la producción anual mundial trepó a cerca de 5 millones de toneladas. En el año 2006, solamente la producción de EEUU superó los 5 millones de toneladas.

Gran cantidad de países son productores de piezas fundidas, siendo pocos los que superan el millón de toneladas anuales, como se puede apreciar en la **Figura 1. 10**.

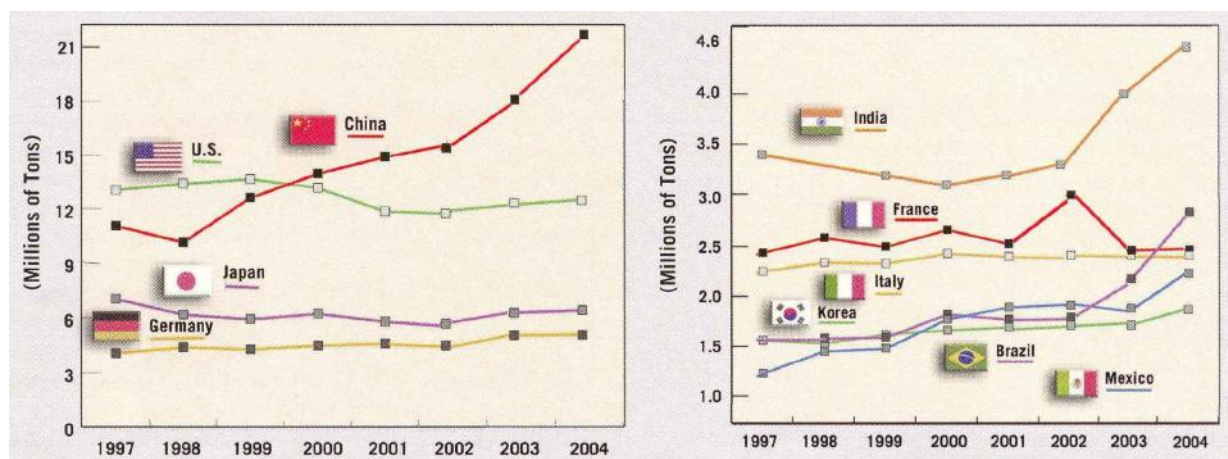


Figura 1. 10 Toneladas de producción de piezas fundidas de los 10 principales productores mundiales hasta el año 2004 ⁷.

En la **Figura 1. 11** se presenta la producción de piezas fundidas en el año 2007 de los principales países productores de piezas fundidas.

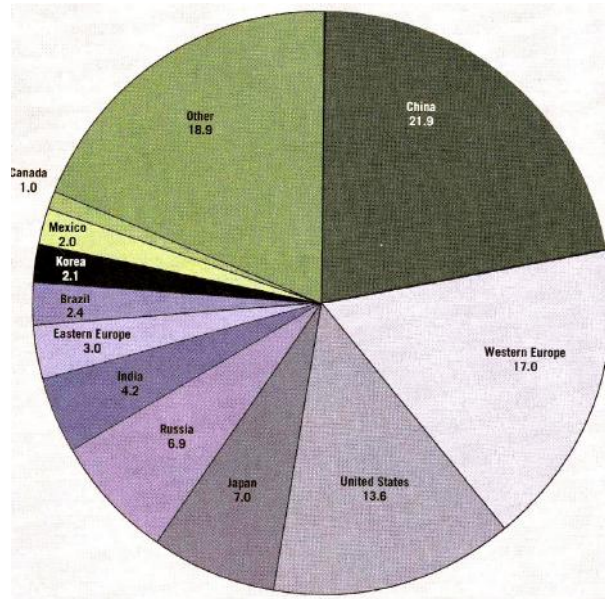


Figura 1. 11 Producción de piezas fundidas de los principales productores mundiales en el año 2007. En millones de toneladas ⁸.

Estimaciones realizadas en EEUU para el año 2014 prevén un crecimiento en los volúmenes de producción de fundición nodular, mayor al previsto para la fundición gris laminar, situación que no se ha presentado hasta la actualidad, **Figura 1. 12**. Respecto de la producción de piezas de fundición nodular, se estima que experimentarán un crecimiento de 1.4 % anual, llegando al año 2014 con 5.07 millones de toneladas, mientras que la producción de fundición gris laminar disminuirá a razón de 0.5 % por año.

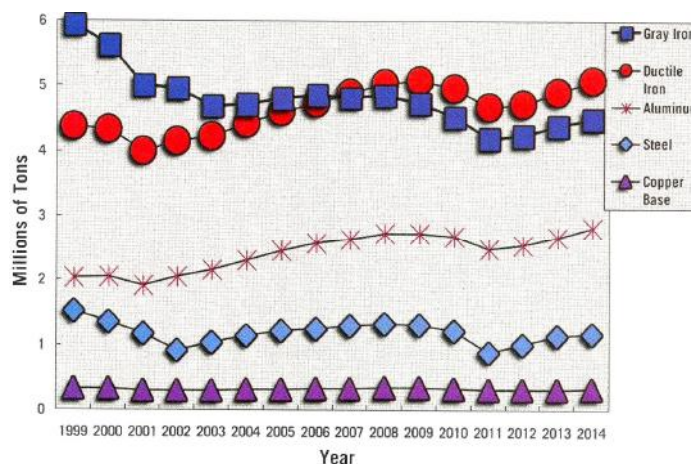


Figura 1. 12 Producción de piezas fundidas prevista para EEUU hasta el año 2014 ⁹.

1.1.4. Tendencias en la producción de fundiciones de hierro en la Argentina.

En nuestro país, la producción anual de piezas fundidas superó las 350.000 toneladas en el año 2006, contando con una capacidad de fabricación de 370.000 toneladas en el año 2008 ¹. Del total elaborado en el país, el 55% se destina al mercado interno y el 45% restante a

la exportación, incidencia que aumentaría significativamente de considerarse las exportaciones indirectas.

En la **Figura 1. 13** podemos apreciar como se distribuye la producción anual de piezas fundidas en fundición gris laminar y nodular en la República Argentina.

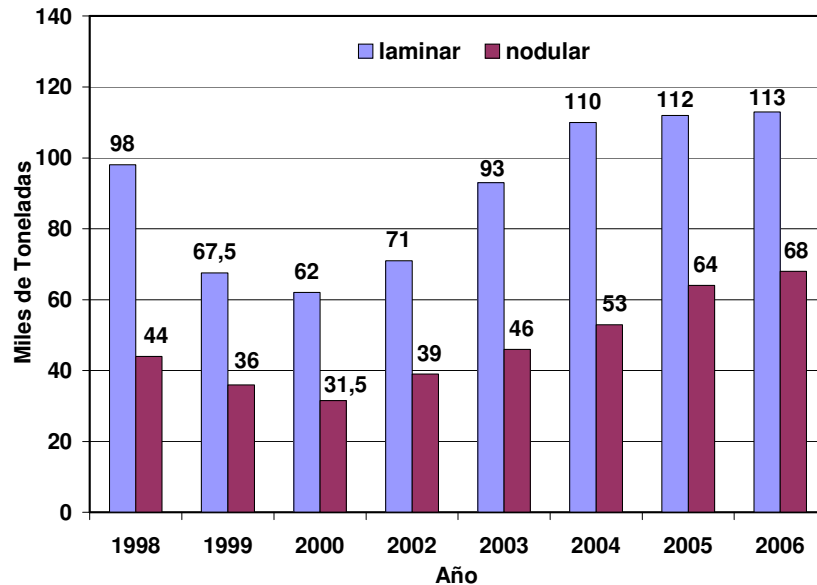


Figura 1. 13 Producción de piezas fundidas de fundición gris laminar y nodular entre los años 1998 y 2006. No se indica el año 2001 por ser la producción extremadamente baja ¹⁰.

En lo que respecta al sector industrial nacional, se encuentra compuesto actualmente por unas 500 empresas (mayoría PyMES), con más de 7600 empleos directos en el año 2006. A ello, se le suma un importante número de personal de firmas locales proveedoras de insumos para fundiciones, en los rubros de: equipamiento, materia prima, herramientas, informática, tratamiento de superficies, servicios, etc. Las industrias que en general se abastecen de componentes fundidos en metales ferrosos y no ferrosos son: automotriz, siderúrgica, maquinaria agrícola, vial, máquinas y equipos, militar, naval, petrolera, minera, cementera, ferroviaria, red de aguas, construcción, química, energética, etc.

1.2. Fundición de hierro nodular (o con grafito esferoidal).

Hacia mediados del año 1948, H.H. Morrough expuso ¹¹: “*La producción de este nuevo material se basa en la introducción de una pequeña pero efectiva cantidad de Mg en la fundición de hierro. Esto produce una conversión parcial del grafito a la forma de esferoides, mientras que el resto adquiere forma compacta. Cantidades mayores de Mg aumentan la proporción de grafito en forma de esferoides, con el consiguiente aumento de resistencia respecto de un material sin el tratamiento con este elemento*”. Actualmente, esta forma de obtener fundición nodular se mantiene con algunas variaciones en el tratamiento del metal líquido con Mg o Ce, en un proceso denominado esferoidización o nodulización.

1.2.1. Materias primas de partida.

La elección de los materiales de carga del horno tiene especial influencia sobre la composición química y la calidad metalúrgica de las piezas. La producción de fundición nodular de alta calidad metalúrgica exige la utilización de materias primas seleccionadas, evitando la presencia de elementos como Zn, Cd, Bi, V, Te, Pb, Ti, Al, etc, por su influencia nociva sobre el proceso de fusión, el equipamiento y el proceso de nodulización ¹².

Una carga típica para producir fundición nodular es 40 a 60 % de chatarra de acero con mínimas cantidades de metales no ferrosos, debiendo evitarse el uso de chatarra con recubrimientos superficiales y excesiva cantidad de Cr. Otro componente de la carga lo constituyen los retornos de fundición nodular, consistentes en alimentadores, mazarotas y piezas de descarte, generalmente de la propia planta de fundición. En caso de tratarse de piezas con estrictas exigencias de calidad y composición química, suele utilizarse arrabio. Este último posee porcentajes de C, Si y Mn conocidos como así también bajos porcentajes de elementos nocivos como P y S. Uno de los principales inconvenientes de la utilización de arrabio es el aumento del costo. Por último se utiliza FeSi para ajustar el porcentaje de Si y carburante para lograr el carbono deseado, como así también elementos de aleación en forma de ferroaleantes si la composición así lo requiere.

1.2.2. Composición química típica de las fundiciones nodulares.

La composición química tiene especial influencia sobre la microestructura de la matriz metálica y la morfología de la fase grafito de la fundición de hierro.

La composición química de la fundición nodular está constituida principalmente por C, Si, Mn, S y P, elementos esferoidizantes (Mg, Ce y tierras raras) y elementos de aleación (Cu, Ni y Mo) utilizados para mejorar la resistencia y la templabilidad de la fundición. En casos específicos pueden utilizarse elementos que promueven la formación de perlita o carburos.

Una composición típica para obtener fundición nodular es 3.5 a 3.8 % C, 1.8 a 2.8 % Si, 0.2 a 0.7 % Mn, 0.03 a 0.05 Mg ⁴.

De todos los elementos que componen la composición química de las fundiciones nodulares, el C, Si y Mg son los que mayor influencia ejercen sobre las propiedades, ya que actúan sobre la estructura de la matriz y la forma, cantidad y distribución de la fase grafito. El carbono tiene influencia sobre la fluidez del metal líquido, el tamaño y número de nódulos de grafito que se forman durante la solidificación y sobre el porcentaje de contracción líquido - sólido. El silicio es un potente grafitizante, aumenta la cantidad de ferrita en la matriz para los mayores porcentajes utilizados y produce un endurecimiento de esta fase. El Mg es utilizado como nodulizante, obligando a la fase grafito a nuclear en forma de esferoides, aumentando de esta manera en varios órdenes las propiedades mecánicas respecto de una fundición gris laminar de similar composición química.

1.2.3. Tratamiento del metal líquido.

El tratamiento del metal líquido está constituido por la nodulización y la inoculación.

La nodulización probablemente constituya una de las principales etapas en la producción de fundición nodular, a través de cual se introducen agentes nodulizantes al metal base fundido. El Mg constituye el elemento comercial más utilizado, generalmente con el agregado de Ce y tierras raras, o también aleado con otros elementos en la forma de FeSiMg. En virtud de la baja temperatura de vaporización del Mg, debe ponerse especial énfasis en esta etapa para no perder eficiencia en la nodulización.

Existe gran variedad de métodos de nodulización, entre los que podemos citar: nodulización en cuchara abierta, método sándwich, en el interior del molde, método “plunging”, con nodulizante en forma de alambre, etc.

La segunda etapa del tratamiento del metal líquido lo constituye la inoculación. Por medio de la inoculación se introducen en el metal líquido agentes nucleantes sobre los que crecerán las fases sólidas durante la solidificación, controlando así la microestructura y el tamaño, cantidad y distribución de los nódulos de grafito. Esta etapa de producción de la fundición nodular es necesaria debido al delicado balance que existe entre las transformaciones del diagrama Fe-C estable y metaestable y la consiguiente obtención de fundiciones grises, atruchadas o blancas. La tendencia a la formación de carburos se reduce si al metal líquido se le agrega de 0.1 a 1 % de inoculante, generalmente FeSi (75 % de Si), cantidad que dependerá de la composición química de la fundición y del inoculante, espesor de la pieza, velocidad de enfriamiento, etc. La inoculación puede realizarse antes, durante o después del proceso de nodulización. La cantidad de inoculante utilizado dependerá de la composición química, del espesor de pieza, la velocidad de enfriamiento y la composición del inoculante, utilizando habitualmente 0.6 % del peso total de líquido de FeSi (45 a 85 % de Si).

El método más apropiado para incorporar el inoculante al metal líquido es en el chorro durante el colado de los moldes o en el traspaso a la segunda cuchara, pero suele utilizarse también la inoculación en el interior del molde, o con inoculante en forma de alambre.

1.2.4. Microestructura de la fundición nodular.

En estado bruto de colada, la fundición nodular presenta generalmente una microestructura ferrítico-perlítica. Las cantidades relativas de perlita, ferrita y cementita dependen de la composición química, práctica de inoculación y colado y velocidad de enfriamiento. En la **Figura 1. 14** se muestra la microestructura típica de la fundición nodular, donde se observan los nódulos de grafito inmersos en una matriz de ferrita y perlita.

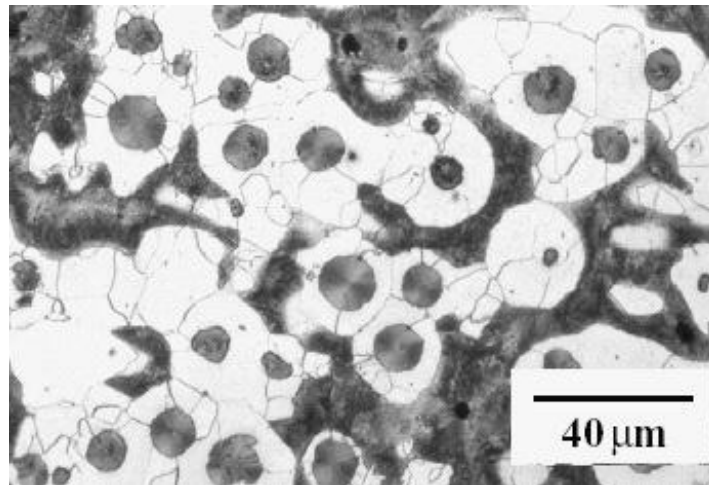


Figura 1. 14 Microestructura de una fundición nodular (ataque con nital 2 %).

Si la fundición nodular en estado bruto de colada se somete a un tratamiento térmico de recocido, la perlita de la matriz se transforma en ferrita y el carbono excedente pasa a formar parte de los nódulos de grafito, proporcionando a la fundición la mayor ductilidad. En la **Figura 1. 15** se muestra la microestructura de una fundición nodular con matriz ferrítica.

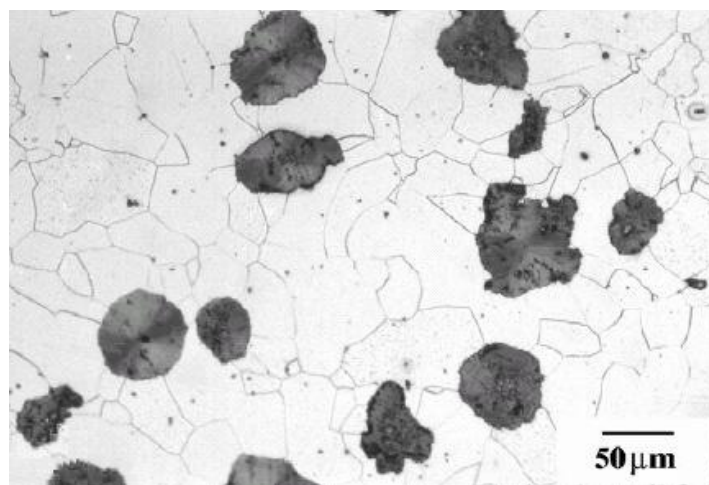


Figura 1. 15 Microestructura de una fundición nodular con matriz totalmente ferrítica (ataque con nital 2 %).

En ciertas ocasiones, dependiendo de la composición química y la velocidad de enfriamiento durante la solidificación, pueden presentarse ciertas cantidades de carburos

ledeburíticos eutécticos (Fe_3C), carburos de microsegregación o carburos de temple inverso afectando generalmente las propiedades mecánicas, principalmente la ductilidad.

1.2.5. Estructura de solidificación de fundiciones nodulares.

Existen métodos metalográficos para revelar las últimas zonas en solidificar, microsegregadas, que permiten evidenciar indirectamente la estructura de solidificación de la fundición nodular. Algunos métodos utilizan la identificación de fases en la microestructura final, asociadas al proceso de microsegregación durante la solidificación^{13 y 14}.

Rivera et al^{15 y 16} han interpretado y caracterizado metalográficamente la estructura de solidificación de fundiciones nodulares de distintas composiciones. Estos autores proponen un modelo de solidificación que ha sido validado experimentalmente. Utilizando técnicas de metalografía color han hallado que la estructura de solidificación de la fundición nodular presenta un patrón dendrítico. La estructura de solidificación es similar para fundiciones nodulares hipoeutécticas, eutécticas e hipereutécticas, presentando un tamaño de grano más fino a medida que el C.E aumenta. Estos autores plantean además que el crecimiento dendrítico de la austenita domina la solidificación de la fundición nodular. Estas dendritas crecen hasta un tamaño relativamente grande y definen el tamaño del grano, por lo que las unidades de solidificación están entonces formadas por grandes dendritas de austenita que contienen un gran número de nódulos de grafito. Considerando las evidencias metalográficas se propone el modelo de solidificación esquematizado en la **Figura 1. 16**. En el mismo se plantea que la solidificación comienza con la nucleación independiente de austenita dendrítica y nódulos de grafito, como se ilustra en la **Figura 1.16e**. A medida que la fracción sólida se incrementa, los brazos dendríticos contactan a los nódulos y los envuelven. Se supone que el crecimiento posterior de los nódulos de grafito se produce por difusión de carbono desde el líquido hacia los nódulos, a través de la austenita, como se muestra en la **Figura 1.16f**.

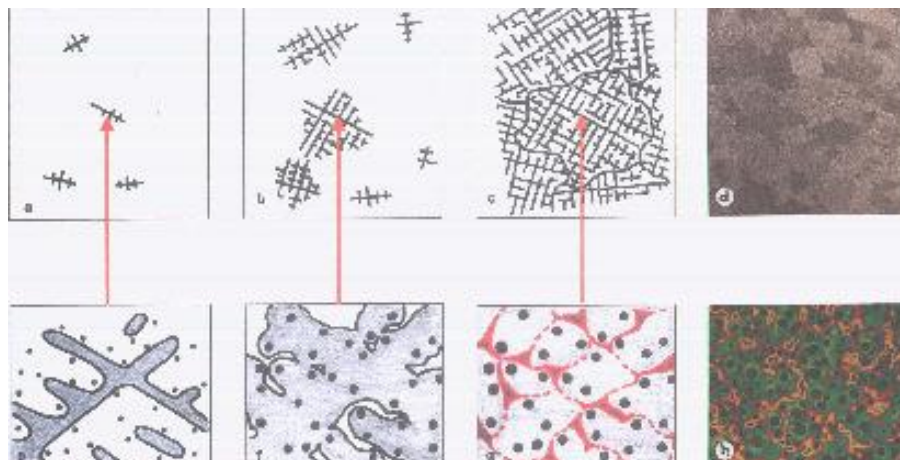


Figura 1. 16 Secuencia de solidificación de una dendrita de austenita y nódulos de grafito en una fundición nodular eutéctica. Las macrografías a, b, c, y d indican la unidad de solidificación, mientras que las ramas de una misma dendrita se representan en e, f, g, y h¹⁵.

La estructura final de solidificación, correspondiente a un grano de austenita con numerosos nódulos de grafito en su interior, se muestra en la **Figura 1.16g**, donde las áreas coloreadas indican las zonas microsegregadas correspondientes a regiones de encuentro de brazos dendríticos, reveladas por el reactivo de ataque.

Este modelo se contrapone con el modelo uninodular reportado en abundante bibliografía ^{17, 18 y 19} el cual supone que la unidad de solidificación eutéctica está formada por un nódulo de grafito rodeado por austerita.

1.2.6. Propiedades mecánicas de la fundición nodular.

Las propiedades de las piezas de fundición nodular están controladas principalmente por la composición química, el proceso de inoculación y la velocidad de enfriamiento.

La fundición nodular puede alcanzar alargamientos a la rotura superiores al 18 % y resistencia a la tracción de 415 MPa en piezas con matriz totalmente ferrítica, muy superior al 0.6 % de alargamiento a la rotura obtenible con una fundición gris de similar resistencia ⁴. En la condición bruto de colada, pueden obtenerse resistencias de hasta 825 MPa. Como la fundición nodular acepta tratamiento térmico, su resistencia a la rotura puede elevarse hasta valores de 1600 MPa con 3 % mínimo de alargamiento a la rotura, en piezas con tratamiento térmico de austemperizado.

La norma ASTM A536 establece 5 grados para especificar la fundición nodular sin alear, o levemente aleada, los cuales se detallan en la **Figura 1. 17**.

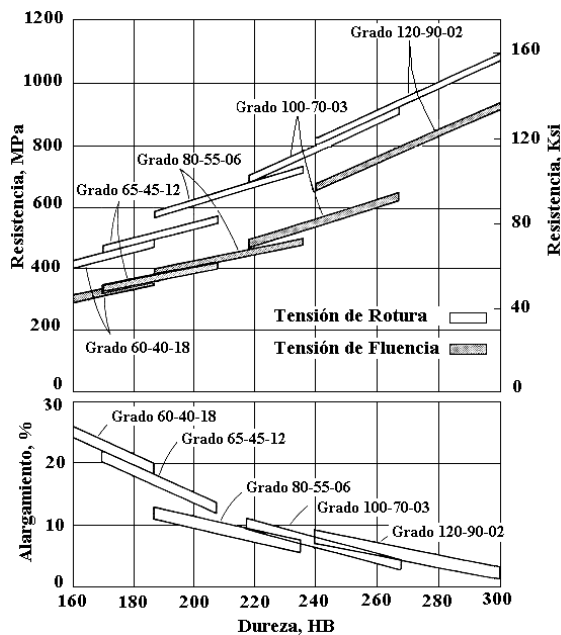


Figura 1. 17 Resistencia y dureza estipulada por la norma ASTM A536 para los distintos grados de fundición nodular ⁴.

Los distintos grados estipulados por la Norma ASTM A536 se logran con distintas microestructuras de la matriz obtenidas en bruto de colada, o a través de tratamientos

térmicos. El grado 60-40-18 posee matriz totalmente ferrítica generalmente obtenida a partir de un tratamiento térmico de ferritizado, mientras que el grado siguiente puede contener hasta 30 % de perlita en condición bruto de colada. El grado 80-55-6 posee 70 % de perlita en su microestructura obtenida en condición bruto de colada, mientras que si la cantidad de ferrita no alcanza el 20 %, producto de un tratamiento de normalizado, corresponde al grado 100-70-3. El grado con mayor resistencia y menor ductilidad se obtiene a partir de una microestructura bainítica o con martensita revenida, producto de un tratamiento de temple y revenido ²⁰.

La versatilidad de la fundición nodular a menudo ofrece a los diseñadores la mejor combinación de propiedades mecánicas en un amplio rango de resistencias a la tracción, al desgaste y a la fatiga, además de tenacidad y ductilidad ¹².

En la **Figura 1. 18** se aprecia cualitativamente el desempeño de las fundiciones nodulares comparado con las demás fundiciones de hierro.

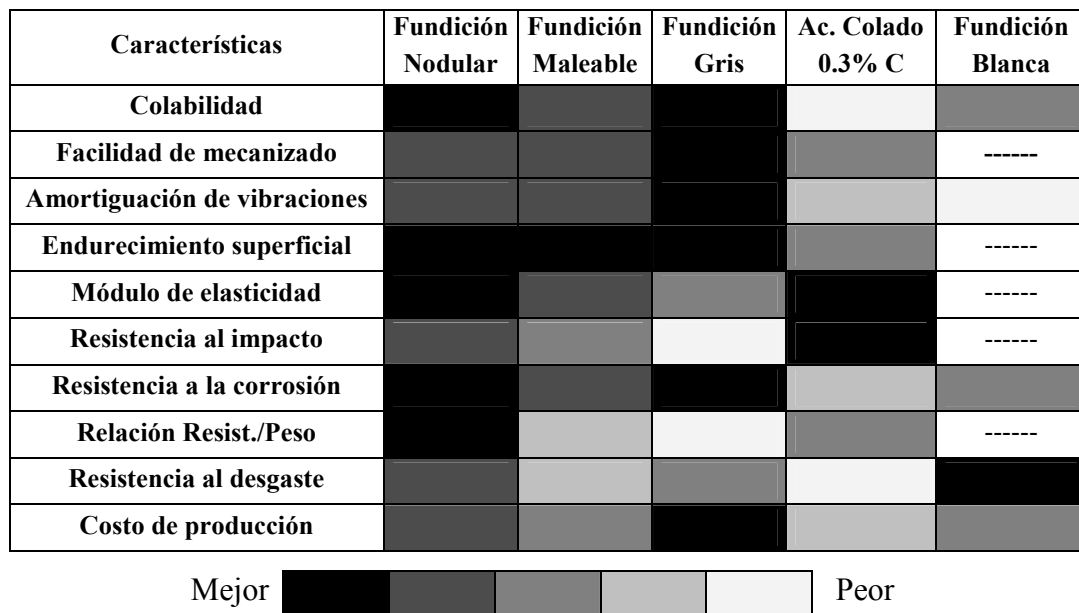


Figura 1. 18 Comparación de las propiedades ingenieriles de la fundición nodular respecto los demás tipos de fundiciones de hierro ⁶.

Como se observa en la **Figura 1. 18**, la fundición nodular posee un conjunto de cualidades mecánicas que la convierten en una excelente opción para la fabricación de componentes nuevos y rediseños de piezas fabricadas en otros materiales, o por medio de otras técnicas de producción.

1.3. Fundición Nodular Austemperizada.

1.3.1. Obtención de fundición nodular austemperizada.

El austemperizado (o austemperado) es un tratamiento térmico muy difundido en el procesamiento de piezas de fundición nodular. A las piezas austemperizadas se las conoce con el nombre de ADI por su sigla en inglés “Austempered Ductile Iron”. Permite obtener una microestructura compuesta por ferrita acicular y austenita retenida enriquecida en carbono.

El ciclo de tratamiento térmico para obtener ADI se esquematiza en la **Figura 1. 19**.

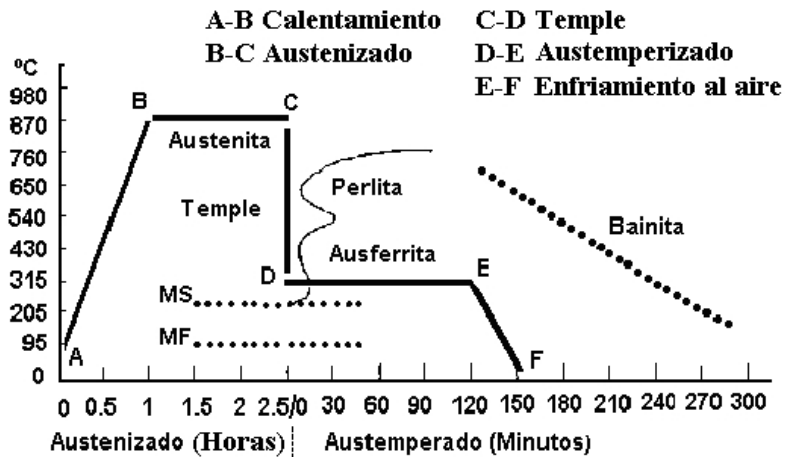


Figura 1. 19 Ciclo típico de tratamiento térmico de austemperizado.

Este tratamiento térmico comienza con la austenización de la pieza, tramo A-B de la **Figura 1. 19**, a temperaturas comprendidas entre 850 y 950 °C, por un lapso de tiempo suficiente para alcanzar la austenización completa de la pieza, tramo B-C de la **Figura 1. 19**. La austenización comprende la transformación de toda la matriz a austenita, saturación de la austenita con carbono y homogeneizado de los elementos de aleación. La temperatura de austenizado afecta la transformación a través de su influencia en el contenido de carbono disuelto en la matriz austenítica. En piezas con elevado conteo nodular la distancia de difusión del carbono en la matriz disminuye, reduciendo el tiempo total de austenización.

La siguiente etapa consiste en un enfriamiento rápido desde la temperatura de austenizado hasta la temperatura de austemperizado, comprendida generalmente entre 250 y 400 °C, tramo C-D en la **Figura 1. 19**. Este enfriamiento debe ser suficientemente severo para evitar la transformación perlítica. En piezas de gran tamaño debe tenerse en cuenta que la velocidad de enfriamiento no es uniforme en todo el volumen, pudiendo aparecer perlita, ferrita poligonal y ferrita Widmanstätten en el núcleo de la pieza con el consiguiente deterioro de las propiedades mecánicas. Para evitar estos microconstituyentes se agregan elementos de aleación como Ni, Mo y Cu que favorecen la separación de la reacción bainítica de la perlítica y retardan el inicio de las mismas.

La tercer etapa consiste en el mantenimiento a temperatura de austemperizado por un lapso de tiempo suficiente para lograr la transformación de austenita en ferrita acicular, tramo

D-E de la **Figura 1. 19**. La cantidad de austenita retenida a temperatura ambiente alcanza proporciones que van desde 5% hasta 40%, dependiendo de las condiciones de solidificación de la pieza, composición química y parámetros de tratamiento térmico. La presencia de austenita a temperatura ambiente se debe a que el crecimiento de agujas de ferrita en el seno de la austenita da origen a una importante reyección de carbono, enriqueciendo las zonas circundantes a las agujas. Este enriquecimiento frena el avance de la interfase, y es en gran medida responsable de la morfología de la ferrita precipitada. La presencia de importantes cantidades de Si en la aleación, de 1,5 a 3%, inhibe o retarda la precipitación de carburos a partir de la austenita enriquecida en C. De esta manera, al producirse el enfriamiento hasta temperatura ambiente, la austenita remanente posee un contenido de carbono suficientemente alto como para deprimir su temperatura de comienzo de transformación martensítica, M_s en la **Figura 1. 19**, por debajo de la temperatura ambiente, lo que la torna térmicamente estable y queda retenida.

A temperatura ambiente, puede existir otro tipo de austenita, ubicada generalmente en las regiones intercelulares, denominada no reactivada. Este tipo de austenita no es térmicamente estable, pudiendo transformarse en martensita durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente. Además no es mecánicamente estable, por lo que su presencia reduce significativamente la maquinabilidad ²¹.

Las transformaciones producidas durante el período de mantenimiento isotérmico a la temperatura de austemperizado se agrupan en dos etapas ^{22 y 23}. La primera etapa se caracteriza por la transformación de la austenita en ferrita acicular y austenita retenida de alto carbono. Dependiendo de la temperatura de austemperizado podrá aparecer algo de martensita. Durante la segunda etapa, la mezcla de ferrita y austenita de alto carbono puede eventualmente descomponerse en una mezcla de ferrita y carburos, termodinámicamente más estable. Este proceso se denomina sobreaustemperizado y se produce para grandes tiempos de permanencia en el horno de austemperizado y está acompañado de pérdida de tenacidad y resistencia mecánica de las piezas de ADI.

1.3.2 Microestructuras obtenidas durante el austemperizado

Mediante el austemperizado y dependiendo de su temperatura, es posible obtener diferentes microestructuras de la matriz.

El tratamiento térmico a las mayores temperaturas de austemperizado conduce a la obtención de una estructura similar a la bainita superior de los aceros, con ferrita en forma de bastones o agujas relativamente gruesas. En la **Figura 1. 20** se muestra un ADI con temperatura de austemperizado de 400 °C ²⁴. A medida que la temperatura de austemperizado disminuye, los productos de transformación tienden a ser mucho más finos, semejantes a los de una bainita inferior en aceros, con presencia de pequeñas cantidades de martensita a las menores temperaturas de austemperizado. En la **Figura 1. 21** podemos apreciar la microestructura para un ADI austemperizado a 300 °C, constituido por agujas de ferrita, austenita retenida y grafito.

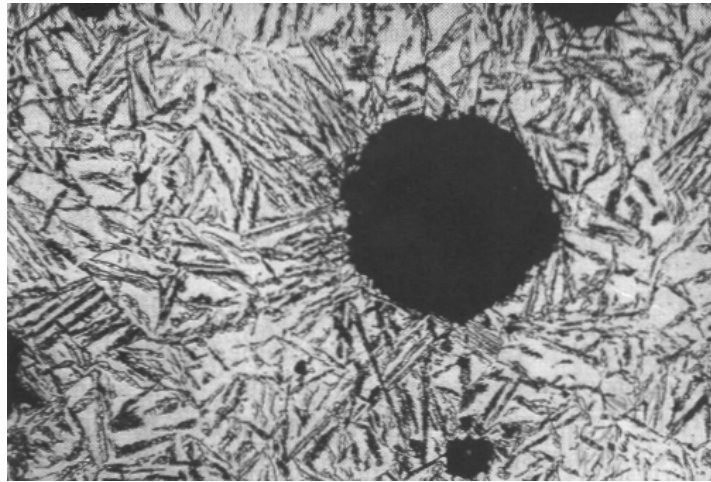


Figura 1. 20 Microestructura de ADI austenizada a 925 °C y austemperizada a 400 °C constituida por bainita superior, grafito y austenita retenida (500X, ataque con nital 2%).

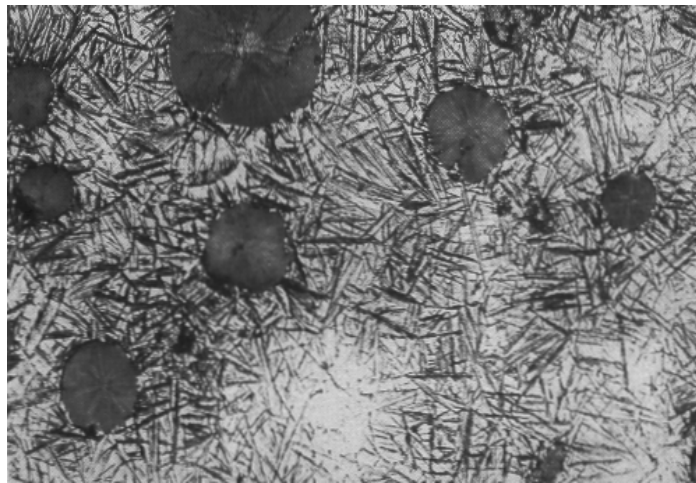


Figura 1. 21 Microestructura de ADI austenizada a 925 °C y austemperizada a 300 °C constituida por agujas de ferrita, austenita retenida y grafito, (500X, ataque con nital 2%).

1.3.3. Cinética del austemperizado.

La clave para obtener un austemperizado exitoso está fuertemente asociada a la selección adecuada del tiempo de austemperizado. Esta selección se basa en el conocimiento de la cinética de austemperizado del material.

Cooper et al ²⁵ han estudiado la cinética de austemperizado por medio de difracción de RX en muestras de fundición nodular aleadas con Cu y Mn, midiendo el volumen de austenita retenida (VRA) durante la primer etapa del austemperizado a 390, 340 y 290 °C, durante tiempos de 1 a 4320 minutos. Estos autores han encontrado que el avance de la primera etapa de la reacción, está acompañada por un aumento en el VRA, un incremento en el porcentaje de carbono de la austenita y una disminución en la dureza. Además, proponen el uso de la medición de dureza para medir la cinética de austemperizado, teniendo en cuenta que la dureza es un valor promedio, no suficientemente preciso e insensible a los cambios en los bordes intercelulares, pero por contrapartida sencillo y rápido de realizar.

Yoon-Jooh Hun et al ²⁶ han estudiado la cinética de austemperizado y las propiedades mecánicas en fundición nodular sin alear, austenizando a 860 y 890 °C y austemperizando a 320, 355, 380 y 400 °C. A través de observaciones microestructurales estos autores han confirmado que la reacción comienza muy cerca de los nódulos, prosigue a través de las células eutécticas y finaliza en los bordes intercelulares. Para austemperizado a 380 °C, las propiedades mecánicas dependen de la naturaleza y cantidad de fases presentes. Cuando el tiempo de austemperizado asciende hasta 30 minutos, la cantidad de martensita obtenida disminuye y la resistencia, el alargamiento y la energía al impacto aumentan. Las propiedades continúan aumentando hasta que comienzan a precipitar carburos durante la segunda etapa de la reacción.

Darwish y Elliott ²⁷ evaluaron la cinética de austemperizado, utilizando fundición nodular aleada con Cu y con Cu y Ni. A partir de análisis metalográficos, estos autores han encontrado que la única diferencia significativa entre las dos aleaciones estudiadas es el retraso de la transformación para la aleación con Cu-Ni. Para austemperizado a 370 °C, luego de 0,5 minutos, la microestructura presenta pequeñas agujas de ferrita bainítica en una matriz de martensita, formadas preferentemente cerca de los nódulos y en los bordes de grano de la austenita primaria. Luego de 5 minutos de austemperizado, la transformación está bien desarrollada y luego de 1440 minutos de permanencia no se observan segundas fases precipitadas. La segunda etapa de la transformación es rápida a 440 °C y luego de 120 minutos, la estructura está compuesta por ferrita bainítica y carburos.

1.3.4. Ventana de procesamiento.

Para definir la ventana del proceso pueden utilizarse dos criterios: el de las propiedades mecánicas óptimas o el criterio microestructural.

El criterio de las propiedades mecánicas óptimas consiste en seleccionar un rango de temperaturas de austemperizado y medir las propiedades mecánicas en función del tiempo de austemperizado. Una desventaja de este criterio es que no relaciona directamente las microestructuras que controlan las propiedades mecánicas y la cinética de transformación asociada con su formación.

El criterio microestructural utiliza la cinética de transformación para definir la "ventana de transformación", definiendo el tiempo t_1 como comienzo de la primer etapa y t_2 como el comienzo de la segunda etapa del austemperizado. Durante la primera etapa del austemperizado, la austenita retenida aumenta hasta alcanzar un valor constante para el tiempo t_1 . Esta cantidad de austenita retenida comienza a disminuir cuando comienza a transformarse en las fases más estables de ferrita y carburo, para el tiempo t_2 ²⁸. Dentro de este intervalo de tiempo, la interrupción del tratamiento isotérmico conduce a la obtención de las propiedades mecánicas óptimas. Si se interrumpe el tratamiento isotérmico antes de t_1 , precipita martensita durante el enfriamiento y se deterioran las propiedades mecánicas. Para tiempos de mantenimiento muy largos la precipitación de carburos reduce la ductilidad y la resistencia mecánica.

1.4. Fundiciones nodulares de pequeño espesor.

1.4.1. Interés tecnológico de las piezas de fundición nodular de pequeño espesor.

Actualmente para que una pieza fundida sea competitiva, debe cumplir con las siguientes premisas: a) alta relación resistencia / peso; b) buenas propiedades mecánicas y c) bajo costo de producción.

Para aumentar la relación resistencia / peso, se disminuye el peso de los componentes o se aumenta la resistencia de las piezas directamente de colado y/o por la implementación de tratamientos térmicos. La disminución del peso de un componente se puede lograr a partir del cambio a materiales de menor densidad, o por rediseños de piezas, buscando redistribuir más apropiadamente el material o producir piezas de menor espesor. En piezas de fundición nodular, este último punto ha suscitado en los últimos años el interés de investigadores, productores y usuarios, principalmente en la industria automotriz, motivado por la constante demanda de reducción del peso de los vehículos. Esto plantea un nuevo desafío tecnológico, ya que en la práctica se considera que una pieza de fundición nodular no debe tener espesores menores a 6 mm para estar libre de defectos, utilizando técnicas convencionales de moldeo y colada. Asimismo, muchas piezas de fundición nodular de espesores convencionales (mayores a 10 mm) podrían ser fabricadas como piezas huecas de alta rigidez, mejorando su performance en servicio ²⁹.

Si además de la reducción del peso de los componentes se logra aumentar la resistencia de las piezas, directamente al colarlas o a partir de tratamientos térmicos posteriores, se lograría fabricar componentes con relación resistencia / peso superior al del aluminio.

Por último, el bajo costo de producción se logra produciendo grandes volúmenes de piezas, utilizando tecnologías existentes para la fabricación de piezas fundidas de espesores convencionales, y si es posible, utilizando los mismos métodos de producción, disminuyendo de esta manera las inversiones en nuevas infraestructuras.

Este continuo avance en el desarrollo de la fundición nodular está impulsando el desarrollo de piezas de hasta tan solo 1.5 mm de espesor, las cuales son, en principio, imposibles de obtener con las tecnologías habituales de moldeo y colado de piezas de espesores regulares.

1.4.2. Aplicaciones de la fundición nodular de pequeño espesor.

A continuación se muestran algunas piezas que se fabrican empleando fundición nodular de pequeño espesor. Son piezas destinadas, mayoritariamente, a la industria automotriz y surgieron del rediseño de piezas preexistentes con el objetivo de reducir el peso, o reemplazar aleaciones no ferrosas como el aluminio. Esta industria produce gran diversidad y volúmenes de piezas, aumentando la factibilidad de producción de fundición nodular de pequeño espesor. En su continuo avance en busca de producir vehículos más seguros, más

eficientes en el uso del combustible, menos contaminantes del medio ambiente y más económicos, la fundición nodular se ha convertido en un material capaz de competir con aleaciones livianas no ferrosas.

Druschitz et al ³⁰, de la firma Internet Corporation, presentan una variedad de piezas que se fabrican, o pueden ser potenciales ejemplos de piezas a fabricar con este material.

En la **Figura 1. 22** observamos un conjunto de 208 piezas de fundición nodular de pequeño espesor producidas con un apilamiento de moldes de arena (proceso shell) para mejorar la productividad.

En la **Figura 1. 23** se muestran algunas piezas fabricadas a partir de moldeo con arenas en verde.

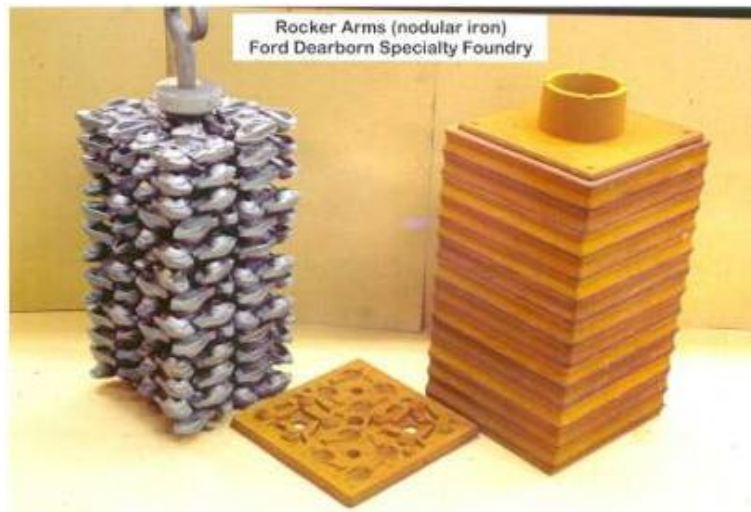


Figura 1. 22 Conjunto de 208 piezas de fundición nodular de pequeño espesor producidas con un apilamiento de moldes de arena (proceso shell).



Figura 1. 23 Piezas de fundición nodular de pequeño espesor fabricadas por moldeo en verde.

Los múltiples de escapes son piezas muy propicias para fabricarse en fundición de hierro de pequeño espesor. En la **Figura 1. 24** se observa un sistema de alimentación por gravedad para múltiples de escape. Estos múltiples colados ofrecen ventajas operativas en el flujo de los gases de escape, poseen superficies poco rugosas, transiciones suaves y posibilidad de obtener cambios de sección y geometría, que le confieren características

únicas, difíciles de obtener con otros procesos de producción. Además, a medida que el espesor se reduce, también lo hace el tiempo de calentamiento, mejorando de esta manera las reacciones en el catalizador y reduciendo las emisiones nocivas.

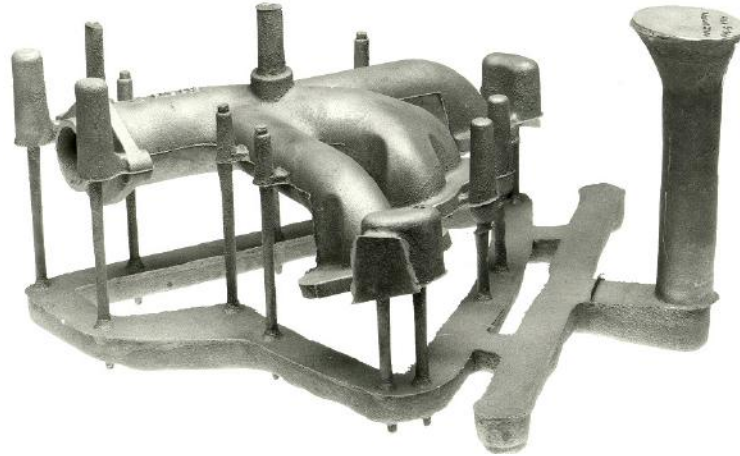


Figura 1. 24 Sistema de alimentación para múltiples de escape colados por gravedad en moldes de arena ligados con resinas.

En la **Figura 1. 25** se observan piezas de pequeño espesor fabricadas por General Motors Research Laboratories, coladas en fundición nodular y acero, utilizando el proceso “SlimCast”. Dentro de las piezas fabricadas en fundición nodular podemos citar múltiples de escape, cajas de diferenciales, carcasas protectoras de volantes inerciales, etc.

La **Figura 1. 26** muestra botadores del sistema de distribución fabricados en fundición nodular de pequeño espesor. Este tipo de piezas son producidas en grandes volúmenes utilizando moldes de arena (proceso shell) y coladas contra gravedad. La firma General Motors produce hasta 29.000 piezas diarias.

En la **Figura 1. 27** podemos observar una parte del conjunto armado del panel de puerta, donde el soporte de espejo delantero está fabricado en fundición nodular de 1.5 mm de espesor, con un peso de 870 grs.



Figura 1. 25 Piezas de pequeño espesores coladas en fundición nodular y acero producidas por General Motors Research Laboratories utilizando el proceso “SlimCast”.



Figura 1. 26 Botadores fabricados en fundición nodular de pequeño espesor producidas en grandes volúmenes utilizando moldes de arena (proceso shell) y colado contra gravedad.

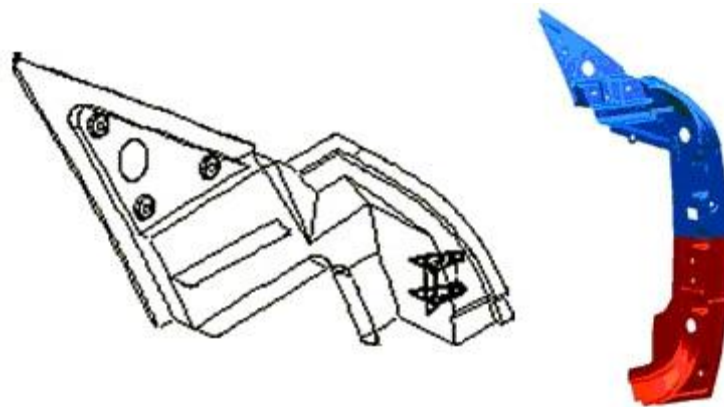


Figura 1. 27 Soporte del espejo delantero fabricado en fundición nodular de 1.5 mm de espesor, con un peso de 870 grs.

En la **Figura 1. 28** se observa una pieza fabricada en aluminio (izquierda) y un diseño alternativo en fundición de hierro de pequeño espesor y bajo peso (derecha).



Figura 1. 28 Pieza de aluminio y su potencial reemplazo en fundición de hierro de espesor delgado y bajo peso.

En las imágenes anteriores se puede apreciar el potencial de este material y la variedad de piezas que pueden ser fabricadas con fundición nodular de pequeños espesores.

1.4.3. Tecnologías de producción de piezas de fundición nodular de pequeño espesor.

Diseño de sistemas de alimentación para fundición nodular de pequeño espesor.

Los problemas relacionados con el diseño de moldes son aún un tema por resolver, ya que los criterios de diseño habitualmente empleados para espesores convencionales, no son directamente aplicables al caso de los espesores delgados. Las piezas de fundición nodular de pequeño espesor, a primera vista, tendrán un tamaño pequeño, lo que resultará en un sistema de alimentación pequeño si se utilizan los criterios de diseño habituales para piezas de espesores convencionales, basados en el tamaño de la pieza a colar. Por otro lado, como la relación superficie/volumen es grande, el gradiente térmico será elevado y el tiempo de solidificación muy corto, lo que dificultará la correcta alimentación de las piezas y por consiguiente, la obtención de piezas sanas micro y macroestructuralmente.

El diseño de moldes para piezas de fundición nodular debe satisfacer dos criterios fundamentales: I) El metal líquido debe fluir a través de las distintas zonas del molde con velocidad controlada para evitar la oxidación del metal y atrapar gases e inclusiones como resultado de la erosión del molde y el arrastre de escoria; II) El metal líquido debe entrar al molde de manera que permita que la solidificación avance desde la pieza hacia el montante o mazarota, con el objetivo de lograr una correcta alimentación de la pieza ³¹. Para cumplir estas dos reglas básicas, los distintos autores consultados utilizan criterios dispares.

C. Labrecque ³² reporta la utilización de reglas convencionales para diseño de moldes, las cuales han sido verificadas por medio de simulaciones de llenado con el Software Magmasoft®. Este autor ha optimizado su modelo para reducir la turbulencia en el flujo del metal, ya que ésta genera defectos que afectan considerablemente las propiedades mecánicas. Para ello ha utilizado una disposición vertical de placas con moldes realizados en arena de sílice granulometría 75 y filtros cerámicos para retener inclusiones antes que el metal llegue a las placas de pequeño espesor. Además, propone que el criterio de diseño para fundición nodular de pequeño espesor, debe estar basado en la sección más delgada de la pieza y/o la sección que estará expuesta a la mayor velocidad de solidificación. En la **Figura 1. 29** se muestra una imagen del modelo utilizado por este autor.

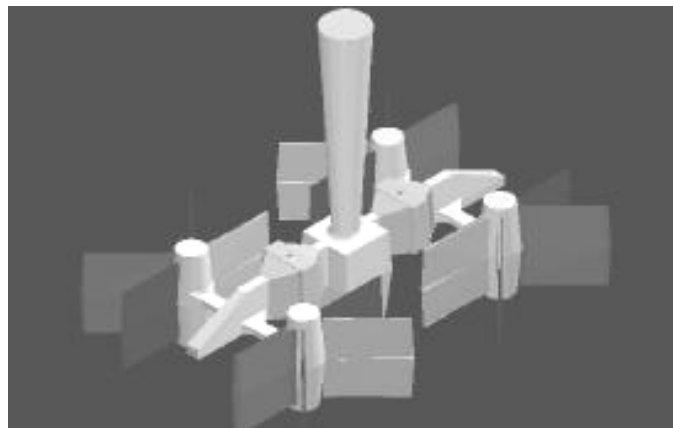


Figura 1. 29 Modelo utilizado para colar placas de fundición nodular de pequeño espesor ³².

D.M. Stefanescu et al ^{33 y 34} expresan que debido a deficiencias en la alimentación durante la solidificación y por el llenado turbulento del molde, un gran número de placas de espesor delgado coladas horizontalmente, muestran defectos de solidificación. Dicha problemática originó el cambio a un modelo de disposición vertical con llenado contra gravedad y adecuados montantes, o mazarotas para evitar los defectos de solidificación. En la **Figura 1. 30** se muestra una imagen del modelo utilizado por este autor.

El modelo consiste de un bebedero o descenso de colada, seguido por un filtro, con llenado por la parte inferior del molde. Un canal alimenta los montantes cilíndricos y éstos a su vez alimentan a las tres placas de 6, 2.5 y 3.5 mm, desde la parte inferior a la superior. Estos autores proponen también que la utilización de tecnologías de modelado del llenado del molde y la solidificación es de gran utilidad para el diseño de moldes, para producir piezas de fundición nodular de pequeño espesor.



Figura 1. 30 Modelo utilizado para colar placas de fundición nodular de pequeño espesor ^{33 y 34}

F. Manpaey and Z. Xu ³⁵ han utilizado un molde de disposición vertical para obtener placas de 3 mm de espesor. El diseño ha sido optimizado con simulaciones del llenado. Encontraron una gran diferencia de temperaturas (hasta 230 °C) durante la etapa de llenado entre la parte inferior y superior de las placas de espesor delgado. Esta diferencia de temperatura, durante el llenado, ejerce gran influencia durante el proceso de solidificación de la placa.

A. Javaid et al ³⁶, por su parte, plantean que la alta relación superficie / volumen de las piezas de fundición nodular de pequeño espesor da como resultado una rápida extracción del calor del metal fundido, disminuyendo la capacidad de llenado del molde. Además, expresan que el llenado de los moldes depende de la fluidez del metal, el filtrado, sistema de colada y alimentación y si el molde es llenado contra gravedad o por vacío.

J. Campbell ³⁷ reporta, para el caso de acero colado en moldes de arena en verde, que la distancia de alimentación de placas (L_d) depende del espesor de la pieza, tomando $L_d =$

4.5*t, siendo t el espesor. De esta distancia total, 2.5*t resultan del efecto cuña de los bordes del molde; los restantes 2.0*t resultarán sanos por acción de los montantes. Además, como regla general sugiere que es mejor evitar la colocación de montantes en piezas de fundición de pequeño espesor, ya que el bajo requerimiento de alimentación (1% del volumen) es difícil de proveer.

J. Sylvia ³¹ postula que un sistema alimentador capaz de producir piezas sanas de fundición, debería cumplir con los siguientes criterios: a) El metal debe fluir a través del sistema de alimentación con una turbulencia mínima para evitar la oxidación del mismo, la incorporación de aire, la aspiración de gases y la inclusión de materiales no deseados producto de la erosión. b) El metal debería entrar a la cavidad del molde con un gradiente de temperatura tal que asegure que la solidificación se lleve a cabo progresivamente en la dirección de los montantes.

En lo que respecta a las relaciones de áreas del molde (área del estrechamiento o “choke” / área del canal de colada / área de los alimentadores), distintos autores ^{31, 37 y 38} discrepan en si el sistema debe ser presurizado (Ej. 2:1:1) o despresurizado (Ej. 1:4:4).

Como se puede observar, los criterios utilizados por los autores en lo que respecta al diseño de moldes y sistemas de alimentación para producir piezas de fundición nodular de pequeño espesor son muy dispares y en la gran mayoría de los casos dejan entrever que hay involucrada “experiencia profesional” propia de cada autor. En el diseño de modelos y moldes, las dificultades que genera la rápida extracción del calor, hacen necesario la utilización de reglas de diseño adecuadas. En este caso es de gran utilidad el software de simulación de flujo de fluidos y solidificación, como herramienta versátil que acorta los tiempos de prueba y puesta en marcha de modelos y prototipos.

Uso de simulaciones numéricas de llenado y solidificación.

En las últimas dos décadas, los programas de simulación para procesos de fundición de piezas han experimentado un gran crecimiento. Muchas horas hombres y recursos se han invertido en la producción y puesta a punto de estos paquetes computacionales donde confluyen distintas ramas del conocimiento, tales como informática, matemática e ingeniería, junto a investigadores en tecnología de los materiales y hasta fundidores y empresas fundidoras. Dentro de estas especialidades muchas poseen alto grado de especialización en el tema de las fundiciones de hierro y otras poco o nada de conocimiento en técnicas de fundición ³⁹.

Estos programas son una excelente herramienta que acortan los tiempos de diseño y puesta a punto de nuevos modelos de piezas, y por ende los costos de su implementación, siempre y cuando sean utilizados por técnicos e ingenieros con sólidos conocimientos sobre la tecnología de producción de fundiciones de hierro. Es muy común que la utilización de estos programas se realice por personas idóneas en la rama computacional pero con escasa formación en metalurgia, pudiendo llevar a groseros errores, principalmente cuando las geometrías son complejas, los procesos físicos no ocurren bajo las condiciones de equilibrio o

cuando las velocidades de llenado de los moldes son muy elevadas, es decir, en el rango turbulento.

Para que estas herramientas se transformen en versátiles y de gran utilidad, deben ser utilizadas por personal idóneo en el tema de diseño de modelos y sistemas de alimentación y ser ajustadas a las condiciones de operación y producción de cada planta en particular, verificando los resultados de las simulaciones con piezas coladas en similares condiciones.

Muchos investigadores utilizan simulaciones para optimizar sistemas de alimentación y rediseñar piezas de fundición nodular de pequeño espesor.

C. Labrecque ³³ reporta la utilización de reglas convencionales para el diseño de los moldes, los cuales han sido verificados por medio de simulaciones numéricas de llenado con el Software Magmasoft®. A partir de los resultados obtenidos el autor ha realizado modificaciones para reducir la turbulencia del metal líquido dentro de la cavidad del molde.

D.M. Stefanescu et al ^{33 y 34} proponen que la utilización de tecnologías de modelado de solidificación son muy útiles en el diseño de moldes para espesores delgados de fundición nodular, pudiéndose simular el llenado del molde, la solidificación y la presencia de defectos.

F. Manpaey and Z. Xu ³⁵ han utilizado un molde de disposición vertical para obtener placas de 3 mm de espesor. El diseño ha sido optimizado con simulaciones del llenado de moldes y validado con llenados reales observados y filmados a través de una ventana resistente a altas temperaturas.

Es importante destacar que las simulaciones numéricas actualmente son una herramienta importante y útil para el diseño de modelos y moldes cuando son utilizadas por personal idóneo en el tema, *pero no solucionan mágicamente todos los problemas que se presentan en la producción de piezas coladas.*

El acceso a computadoras personales con mayores velocidades de procesamiento de datos, hace muy tentadora la utilización de este tipo de paquetes informáticos. No obstante esto, aunque existen distintos paquetes tecnológicos de simulación, el costo está lejos del alcance de las pequeñas y medianas empresas fundidoras.

Metodologías de producción de fundición nodular de pequeño espesor.

Ingenieros e investigadores proponen distintas técnicas y métodos para minimizar el contenido de carburos y defectos, tendientes a obtener propiedades mecánicas similares o superiores a la de piezas de espesores regulares.

Cuttino et al ⁴⁰ reportan que de los procesos disponibles para obtener piezas de fundición de hierro, el mas utilizado es el moldeo con arena en verde. Si se posee un buen equipamiento y se pone especial atención en la exactitud del proceso, se pueden obtener piezas con espesores de hasta tan solo 2.5 mm. La dureza y la rigidez de los moldes es el mayor contribuyente a la hora de lograr fundiciones de precisión. Estos autores proponen que el mejor método de tratamiento de metal líquido para las fundiciones nodulares es la nodulización en la cuchara, seguido por una inoculación en el chorro del metal con alambre inoculante. Además, no recomiendan la inoculación en el molde, ya que se han observado

problemas de blanqueo. El rango de temperaturas de colada que este autor recomienda es 1385 a 1450 °C, con un promedio de 1425 °C.

Javaid et al ^{36 y 41} utilizan para su estudio un material de partida rigurosamente controlado para disminuir la presencia de elementos formadores de carburos. La carga del horno empleada fue 93 % de arrabio seleccionado, 3 % chatarra de acero de bajo Mn, grafito y FeSi. Un cuidadoso control del nivel de Mg residual fue realizado utilizando un tratamiento de nodulización en una “tundish ladle” con 5.5 % de FeSiMg, libre de tierras raras y cerio. El Mg residual fue mantenido en el rango de 0.030 a 0.045 %, asegurando de esta manera una estructura de grafito totalmente esferoidal hasta secciones de 12 mm de espesor, utilizando materiales de partida de bajo azufre. Estos autores han encontrado que las variables con mayor efecto sobre la microestructura y propiedades de la fundición nodular de pequeño espesor son la inoculación tardía, el uso de inoculantes que contengan bismuto y tierras raras y el preacondicionamiento del metal base con 0.2% de SiC y/o FeSi(75%) antes del tratamiento de nodularización. Se ha utilizado satisfactoriamente inoculación en el chorro con 1% de FeSi, pero ha producido un metal con mucha escoria e inclusiones no metálicas. La inoculación tardía con FeSi(75%) y pequeñas cantidades de Ce y Bi ha sido muy efectivas para aumentar el conteo nodular y disminuir el porcentaje de carburos. La utilización de materiales aislantes de moldeo, ciertos tipos de aglomerantes y tamaño de grano fino de los materiales de moldeo, disminuyen la tendencia a la formación de carburos en secciones delgadas debido al control de la velocidad de transferencia de calor y/o la resistencia al flujo del metal en el molde. La temperatura de sobrecalentamiento utilizada fue 1520 °C luego de un mantenimiento a 1450 °C, mientras que la temperatura de colado mas apropiada fue 1430 °C.

Labrecque et al ^{32 y 42} han utilizado como carga del horno 80% de arrabio, 15 % de chatarra de acero de bajo Mn, grafito y FeSi. El metal fue descorificado y sobrecalentado a 1530 °C por 10 minutos. El tratamiento con Mg fue realizado con la técnica “plunging”. Para obtener fundiciones de 3 mm de espesor libres de carburos, se ha utilizado un C.E de 4.79 % y contenidos de Mg residual de 0.03%. El metal luego fue transferido a una cuchara de colado precalentada realizando el primer paso de la inoculación con 0.75% de FeSi(75%) en el chorro del metal. Se ha utilizado un Bassin de colado precalentado, especialmente diseñado para contener el mismo volumen de metal que la pieza. Luego de llenar el Bassin, se retira un tapón de grafito para permitir que el metal fluya al sistema de alimentación. Estos autores también han utilizado inoculación tardía en el Bassin de colado cuando se encuentra totalmente lleno con 0.5% del peso total de la pieza. El inoculante utilizado posee 62 a 66% de Si, 0.8% máximo de Al, 1.8 a 2.4% de Ca, 0.8 a 1.2% de tierras raras, 0.8 a 1.3% de Bi y Fe como balance. Este segundo paso en la inoculación produjo los mejores resultados. La temperatura de sobrecalentamiento fue de 1520 °C luego de un mantenimiento a 1450 °C, mientras que la temperatura de colado mas apropiada fue 1400 ± 10 °C.

Stefanescu et al ³⁴ han utilizado como carga del horno 40% de retorno de fundición, 20% de chatarra de acero y 40% de arrabio. Estos autores utilizaron dos métodos de inoculación, en uno y dos pasos. La inoculación en un paso consta de una única cuchara en

donde el nodulizante se agrega en el bolsillo cubriéndolo con el inoculante. El método de inoculación en dos pasos utiliza el bolsillo de la primera cuchara para nodulizar, cubriendo el nodulizante con chatarra de acero finamente cortada. Luego, la inoculación se realiza en el traspaso a una segunda cuchara. Este método produjo placas con menor cantidad de carburos que las obtenidas inoculando en un solo paso. La temperatura de colada utilizada fue 1477 °C.

Dix et al ⁴³ han utilizado como carga del horno 40% de chatarra, 20% de acero y 40% de arrabio, grafito con 99% de C para carburar y FeSi para ajustar el porcentaje de Si. El tratamiento del metal líquido se ha realizado en dos pasos, nodulizando en el bolsillo de la primera cuchara (método sándwich) e inoculando en el traspaso a la segunda cuchara. El rango de temperaturas de colada utilizado fue de 1283 a 1384 °C.

La información disponible sobre los procesos de producción de fundición nodular de pequeño espesor expresa claramente que se necesita un riguroso control de la carga de materiales del horno, metal líquido, tratamiento del caldo líquido previo a la colada, materiales utilizados para nodulizar e inocular y de las temperaturas de sobrecalentamiento y colado. El manejo y control de todos estos parámetros y procesos contribuirán a la obtención de piezas de alta calidad metalúrgica.

Según la bibliografía consultada, para evitar los carburos durante la solidificación conviene tratar el metal líquido en dos pasos, nodulizando en la primera cuchara e inoculando en el chorro de traspaso a la segunda cuchara. La inoculación en el molde, o el tratamiento en una sola cuchara, no arrojan resultados satisfactorios. Los valores de Mg residual son levemente inferiores a los utilizados para espesores convencionales, probablemente por el efecto nodulizante de la alta velocidad de enfriamiento.

Composición química en piezas de fundición nodular de pequeño espesor.

Definir un rango de composición química y adecuadas técnicas de nodulización e inoculación son necesarias para obtener estructuras sanas y libres de carburos. Esta problemática ha recibido gran atención en la literatura dedicada a fundición nodular de pequeño espesor, debido a que los carburos disminuyen la resistencia, la ductilidad y la maquinabilidad de las fundiciones. Para lograr estructuras libres de carburos se apunta a valores elevados de carbono equivalente (C.E). Trabajos anteriores de Loper ⁴⁴ mostraron que un aumento en el C.E produce aumentos en el conteo nodular y una significativa disminución en la presencia de carburos. Este autor plantea que para lograr estructuras libres de carburos en piezas de fundición nodular, de 3 a 5 mm de espesor coladas en arena, el C.E debe elevarse a 4.7-4.9 %.

D.M Stefanescu ³⁴ ha realizado estudios con metal base de bajo contenido en Mn, P y S y recomienda adoptar un C.E de 4.72 %, con una composición final de 3.7% de C, 3.4% de Si, 0.2% de Mn, 0.029% de Mg, para obtener piezas de fundición nodular de 3 mm de espesor. Esta última composición es consistente con las recomendaciones de la Québec Iron and Titanium Corporation (QIT) que estima el valor de C.E requerido utilizando la ecuación: $C.E = 4.9265 - 0.0425 \times t$, donde t es el espesor en mm.

Javaid et al ³⁶ y ⁴⁵ reportan que para obtener estructuras sin carburos en placas de fundición nodular de 3 mm de espesor coladas en arena, debe utilizarse C.E entre 4.5 y 5.1 %.

Laberque et al ³² obtuvieron estructuras libres de carburos en 3 mm de espesor utilizando inoculantes con Bi y C.E comprendido entre 4.6 y 4.9 %.

O. Dogan et al ⁴⁶ han trabajado con C.E comprendidos entre 4.7 y 4.8 % para colar placas de fundición nodular libres de carburos en espesores comprendidos entre 1.5 y 6 mm, utilizando una configuración horizontal con placas interconectadas e independientes.

La mayoría de los autores consultados proponen elevados valores de C.E para obtener piezas de fundición nodular de pequeño espesor libres de carburos, con valores de C.E en el orden de 4.7 a 5 % mayoritariamente.

A partir de estudios realizados en la Div. Metalurgia del INTEMA ⁴⁷ se ha demostrado que los carburos ledeburíticos precipitados durante la solidificación de fundiciones nodulares de pequeño espesor, pueden ser fácilmente disueltos con un tratamiento térmico sencillo de ferritizado.

Propiedades mecánicas de piezas de fundición nodular de pequeño espesor.

Varios investigadores han medido propiedades mecánicas en placas de fundición nodular de pequeño espesor ^{33, 34, 41, 42 y 43}. La mayoría de los autores utilizan un índice para evaluar la calidad de las probetas ensayadas propuesto por Loper y Kotschi ⁴⁸ basado en las especificaciones de la Norma ASTM A536. Para esto, se define una línea base en un gráfico tensión de rotura Vs. alargamiento a la rotura o tensión de fluencia Vs. alargamiento a la rotura. La calidad de una fundición de hierro se considera aceptable cuando las propiedades mecánicas obtenidas en el ensayo de tracción superan la línea base.

Stefanescu et al ³³ reportan que la resistencia a la tracción y el alargamiento a la rotura en probetas de fundición nodular de pequeño espesor varía ampliamente debido a anomalías microestructurales generadas durante la solidificación, tales como microrechupes, alineación de grafito, carburos de temple inverso, partículas de óxidos y factores macroestructurales como la rugosidad superficial. Las Propiedades medidas en placas delgadas de fundición nodular, libres de carburos y de defectos internos y matriz preferentemente ferrítica, arrojaron valores de tensión de rotura de 413 a 482 MPa, tensión de fluencia de 296 a 371 MPa, alargamiento a la rotura de 18 a 25 % y durezas entre 133 y 167 HB. Las probetas con matrices perlíticas dieron tensiones de rotura de 606 a 758 MPa, tensión de fluencia en el rango de 400 a 482 MPa, deformación a la rotura entre 6 y 12 % y dureza de 210 a 240 HB.

En otro estudio, Stefanescu et al ³⁴ reportan que la resistencia y la ductilidad de las placas de fundición nodular de pequeño espesor son influenciadas por la rugosidad superficial y la morfología del grafito. Las bajas propiedades están asociadas a una alta rugosidad superficial y a una baja nodularidad. Las muestras con superficie original de colada y valores de Ra superiores a los 10 μm , han presentado una marcada disminución en resistencia y alargamiento comparada con probetas rectificadas.

Labrecque y Gagné ⁴², han relevado propiedades mecánicas en placas de 3 y 10 mm de espesor de fundición nodular. Los resultados obtenidos en tensión de rotura y alargamiento a la rotura con espesores de 10 mm satisfacen el mínimo del índice de calidad, mientras que las probetas obtenidas de las placas de 3 mm de espesor muestran valores menores y más dispersos, no alcanzando el mínimo propuesto en el índice de calidad. Estos mismos autores, en otro trabajo ⁴⁹, varían la composición de las arenas de moldeo agregando elementos aislantes para disminuir la velocidad de enfriamiento. Esto produce una disminución en el conteo nodular y por lo tanto variaciones en las propiedades mecánicas. Para placas de 3 mm de espesor, en condición bruto de colada, midieron valores de tensión de rotura de 495 MPa, 325 MPa de tensión de fluencia y 19% de alargamiento a la rotura, en piezas coladas utilizando moldes con 50% de arena y 50% de material aislante.

Javaid y Davis ⁴¹ reportan propiedades mecánicas de fundición nodular de pequeño espesor, hallando gran dispersión en los valores medidos. Probetas con buena nodularidad, alto conteo nodular y una matriz libre de inclusiones y carburos, proporcionan propiedades mecánicas que superan la Norma ASTM A536. Las probetas que no alcanzaron el mínimo propuesto por la norma mostraron anomalías microestructurales. En general, estos autores encontraron que las probetas con bajos valores de alargamiento poseen bajo porcentaje de Si (más alto contenido de perlita), presencia de carburos, o también bajo conteo nodular o nodularidad, mientras que los más altos valores de alargamiento se encontraron en las probetas con más alto % Si, (más alto porcentaje de ferrita), mejoras en la nodularidad y conteo nodular alto.

Formación de microcavidades de contracción.

La fundición nodular de pequeño espesor presenta un gran potencial, sin embargo, para obtener piezas de alta resistencia mecánica y elevada confiabilidad en servicio, es crítico poder asegurar que sean estructuralmente sanas, no pudiéndose admitir defectos que podrían ser tolerables en piezas de espesores convencionales. Estos defectos disminuyen la resistencia, la ductilidad y generan gran dispersión de resultados ^{33, 34, 41, 42 y 43}.

Como ya se mencionara, las simulaciones numéricas de llenado y solidificación son de gran utilidad en el diseño de piezas, siendo insuficientes a la hora de predecir microrechupes de muy pequeño tamaño que en espesores convencionales no son significativos.

D. Stefanescu ^{50 y 51} clasifica las cavidades de contracción en: 1) rechupes concentrados, 2) macrorechupes dispersos y 3) microrechupes dispersos o microporosidades. Los *rechupes concentrados* son cavidades de contracción superficiales, previstas por el diseñador y ubicadas en los alimentadores o mazarotas del sistema de alimentación. Estos defectos no ocasionan problemas porque son descartados durante la separación de la pieza del sistema de colada y alimentación. Los *macrorechupes dispersos* generalmente aparecen como zonas aisladas de la pieza o como cavidades irregulares interconectadas, producto de la falta de alimentación durante la solidificación, pudiendo ser observados a ojo desnudo, ya que presentan tamaños del orden del milímetro. Las paredes de estos tipos de defectos son rugosas

y contornean la estructura de las dendritas de austenita. En secciones gruesas o puntos calientes de las piezas, pueden ser eliminados por medio de adecuados diseños de mazarotas o montantes. Los *microrechupes dispersos* son del orden de los micrones, se encuentran dispersos en la pieza y se forman entre los granos eutécticos o ramas de dendritas en el final de la solidificación eutéctica. Solamente pueden ser observados con el uso de microscopio. Los microrechupes son difíciles de eliminar con prácticas comunes de fundición, particularmente en fundiciones hipoeutécticas. Este autor plantea que el origen de los microrechupes es complejo y es resultado de la incapacidad de alimentación, combinado con la reyección de gas desde el líquido durante la solidificación. Evidencias experimentales sugieren que los poros de gas nuclean heterogéneamente sobre inclusiones que están presentes en el metal. Durante el proceso de alimentación, el metal fluye hacia la zona que se encuentra solidificando hasta que el flujo es bloqueado, tanto por metal solidificado o por inclusiones sólidas o gaseosas. Particularmente en la fundición nodular el conteo nodular aumenta a través de la inoculación, pero de esta manera el número de impurezas en el caldo líquido aumenta y con ello el potencial de nucleación de las burbujas de gas. El efecto combinado de bajo gradiente de presión y alto potencial de nucleación de burbujas de gas, resultará en mayor cantidad de microporosidades. Esto explica por que la cantidad de microrechupes aumenta con el conteo nodular en fundiciones hiper como hipoeutécticas.

Al Alagarsamy ⁵² postula que los microrechupes en la fundición nodular son de naturaleza dendrítica, de forma irregular y ubicados en las últimas zonas en solidificar. El autor plantea como posibles causas que favorecen la aparición de estos defectos a: 1) Bajos valores de C.E que aumentan el requerimiento de alimentación y si además la pieza es de espesores reducidos, aumenta la cantidad de austenita que se forma, dificultando aún más el suministro de metal líquido de alimentación. 2) Altas temperaturas de colada. 3) Utilización de moldes poco rígidos que desaprovechan la expansión gráfica disponible durante la solidificación. 4) Altos niveles de Mg y Ce (Mg libre por encima de 0.040%). 5) Silicio final por encima de 2.6 % amplía la zona pastosa intensificando la segregación intercelular en las LTF y aumentando la cantidad de cavidades de contracción. 6) Alta cantidad de elementos que producen segregación. Realizando microanálisis en zonas segregadas cercanas a las cavidades de contracción, Al Alagarsamy ha encontrado altos porcentajes de Si, concentraciones localizadas de Mg, Ce, P y Si, debido a la presencia de inclusiones y/o carburos. Por medio de análisis con SEM, este autor ha observado en zonas cercanas a los microrechupes carburos conteniendo Mo, Cr y Mn, e inclusiones de P, Ce, Mg, Si.

Wooley et al ⁵³ postulan que los microrechupes en piezas de fundición nodular de pequeño espesor pueden ser evitados con una correcta alimentación tanto desde los montantes o mazarotas como de secciones adyacentes. Por otro lado, plantean que la cantidad de microrechupes disminuye a medida que el C.E y la velocidad de enfriamiento aumentan.

Pedersen et al ⁵⁴ establecen que la tendencia a la formación de microrechupes en placas de fundición nodular de pequeño espesor es más alta en moldes inoculados con 0.4% de inoculante, sugiriendo que esta cantidad de inoculante producirá un metal sobreinoculado y por lo tanto con un potencial de nucleación muy alto.

Campbell ³⁷ postula que la nucleación de poros cercanos al frente de solidificación es favorecida por el alto contenido de gas y la baja tensión superficial generalmente presente en el líquido segregado adyacente al frente. Adicionalmente puede haber inclusiones empujadas y concentradas en el interior del líquido residual por el avance del frente de solidificación, constituyéndose en eficaces núcleos para las porosidades si tienen la particularidad de ser “no mojadas”. Este autor hace notar que no todas las inclusiones son sitios favorables para la nucleación de porosidades. Aquellas que son “mojadas” no serán favorables para nuclear porosidades, entre las que se encuentran inclusiones metálicas como boruros, nitruros, carburos y otro tipo de superficies como dendritas, que constituyen el frente de solidificación. Estos tipos de inclusiones “mojadas” son eficientes núcleos para la fase sólida (refinamiento de grano). Las inclusiones de óxidos son núcleos favorables para las porosidades, en la mayoría de los metales líquidos. Esto es especialmente complejo debido a que importantes aleaciones comerciales contienen componentes altamente oxidables, tales como aluminio y titanio. Los óxidos que se generan en la superficie del metal líquido generan inconvenientes si el llenado es turbulento, ya que su desprendimiento genera inclusiones que favorecerán la aparición de porosidades.

P.S. Mohanty et al ⁵⁵ plantean que el fenómeno de la porosidad se correlaciona bien con el mecanismo de nucleación heterogénea. Estos autores adicionan inclusiones conocidas en el metal, encontrando que aquellas que son atrapadas por la interfase sólido/líquido no son centros de nucleación favorables, mientras que las que son “empujadas” por la interfase ayudan en el proceso de nucleación de los poros durante la solidificación. El contenido de porosidades aumenta significativamente con la presencia de inclusiones de MgO. Clusters de inclusiones, bastante comunes en piezas fundidas, son propensos a nucleación de poros en lugar de una única partícula de volumen equivalente.

Huang et al ⁵⁶ encuentran que en aleaciones de aluminio bien desgasificadas, las inclusiones juegan un rol importante en la formación de microporosidades, actuando como núcleos para la precipitación de gas disuelto dentro del líquido que solidifica. Proponen que los poros dispersos o microporosidades son causados por fallas en la alimentación interdendrítica o precipitación de gas, especialmente en aleaciones de amplio rango de solidificación. Las inclusiones juegan un rol importante en la formación de la microporosidad, actuando como núcleos para la precipitación de gas disuelto en el líquido que solidifica.

Debido a que el enfriamiento de una placa de espesor delgado es predominantemente direccional, le da características especiales al fenómeno de las microcavidades de contracción. J.M. Kim et al ⁵⁷ y F. Chiesa et al ⁵⁸ postulan que el efecto que produce un enfriador evita la formación de porosidades en la zona cercana a éste y a medida que la distancia al enfriador aumenta, el efecto disminuye y las porosidades aumentan. La solidificación direccional no puede prevenir la formación de microporosidades entre las ramas de las dendritas, fenómeno que involucra la nucleación de poros y el flujo interdendrítico.

Muchos investigadores han abordado el tema de las microcavidades de contracción, no solo en fundición nodular, sino también en aleaciones de aluminio. Para minimizar la presencia de microcavidades de contracción, no solo se deberá proveer un adecuado diseño

del sistema de alimentación que nos asegure una correcta provisión de metal líquido en las zonas de la pieza que solidifican, sino que la composición química, calidad y limpieza del metal líquido deberán tener estrictos controles para evitar o minimizar estos defectos.

Tratamiento térmico de la fundición nodular de pequeño espesor.

En piezas de fundición nodular de pequeño espesor ($e < 5\text{mm}$) pueden lograrse beneficios adicionales si éstas son sometidas a tratamientos térmicos que mejoran las propiedades mecánicas y por lo tanto su relación resistencia/peso. El elevado conteo nodular, producto de la elevada velocidad de enfriamiento, podría afectar los parámetros de tratamiento y las propiedades mecánicas finales de las piezas de pequeño espesor.

J Massone et al. ⁵⁹ reportan que las transformaciones en estado sólido que involucran transporte de carbono desde la matriz hacia los nódulos, o viceversa, tales como el austenizado o ferritizado, muestran cinéticas más rápidas a medida que el conteo nodular aumenta. Por otro lado, los autores cuantifican la cinética de austemperizado, en fundición nodular no aleada, concluyendo que la transformación no es afectada por cambios en el conteo nodular en el rango de 300 a 1700 nod/mm².

G. Cooper et al. ⁶⁰ encuentran que el aumento en el conteo nodular acelera la etapa I de la reacción de austemperizado y tiene poco efecto sobre la segunda etapa. Esto desplaza la “ventana de procesamiento” del tratamiento térmico a tiempos de austemperizados más cortos. Asimismo, el aumento del conteo nodular, aumenta la resistencia y la ductilidad de la fundición debido a una estructura ausferrítica más fina y más homogénea.

Yoon-Jooh Hun et al. ⁶¹ reportan que aumentos en el conteo nodular aumentan el área grafito-matriz y reducen la segregación de elementos de aleación durante la solidificación. Esto acelera la primera etapa del austemperizado y amplía la ventana de transformación. Por otro lado, aumentos en el conteo nodular conducen a un mayor contenido de austenita retenida y menor cantidad de austenita no reactivada en fundiciones aleadas con Mo y Ni. Estos cambios conducen a una mejora en las propiedades mecánicas.

Tanto G. Cooper ⁶⁰ como Yoon-Jooh Hun ⁶¹ trabajan en un rango de conteos nodulares de hasta aproximadamente 300 nod/mm² (bloque “Y” de ½”), muy inferiores al rango de 1000 a 2000 nod/mm² de las fundiciones nodulares de pequeño espesor.

Según la bibliografía consultada el aumento del conteo nodular debido a la elevada velocidad de enfriamiento, aumenta la cantidad de interfase grafito / matriz y disminuye la distancia de difusión del carbono, afectando la cinética de transformación en tratamientos térmicos que involucran transporte de C desde y hacia los nódulos, como por ejemplo ferritizado, austemperizado, etc. Asimismo, aumentos en el conteo nodular producirán un refinamiento final de la microestructura, mayor dispersión de las últimas zonas en solidificar (LTF) y menos microsegregación. Esta mayor homogeneidad microestructural de la fundición nodular de pequeño espesor podría mejorar las propiedades mecánicas y reducir los tiempos de tratamiento térmico.

Capítulo 2.

Objetivos.

2.1. Motivación

A partir de la revisión realizada utilizando la bibliografía disponible al momento de realizar la presente tesis, surge que la fundición nodular de pequeño espesor posee un gran potencial para reemplazar piezas de materiales ferrosos o aleaciones ligeras haciendo un adecuado rediseño en la geometría de la pieza. Este reemplazo conduciría a importantes beneficios en cuanto a la disminución del peso de las piezas y al menor costo de producción.

El desafío que plantea producir este tipo de piezas, obliga a estudiar variables del proceso y metalúrgicas que harán posible obtener un material de alta calidad y elevadas propiedades mecánicas, capaz de ser producido y aplicado a escala industrial.

Para llevar adelante una caracterización microestructural y de propiedades mecánicas, necesariamente deberá contarse con probetas de fundición nodular de espesor menor a 5 mm, de buena calidad metalúrgica. Para ello, si bien existen estudios que reportan distintos diseños de sistemas de colada y alimentación, materiales de partida, tratamiento del metal líquido y procedimientos de colada, será necesario diseñar sistemas de alimentación y tratamiento del metal líquido propios, ya que estas características no son totalmente intercambiables de una fundición a otra. Esta etapa del desarrollo de la presente tesis se considera de gran importancia ya que es la base para poder obtener un material micro y macro estructuralmente sano, a partir del cual fabricar probetas para ensayos mecánicos y para evaluar las características mecánicas y microestructurales.

La elevada velocidad de enfriamiento y la direccionalidad de la extracción de calor hacen necesario diseñar los sistemas de colada y alimentación usando no sólo reglas habituales de diseño para espesores convencionales sino también una optimización posterior a través de la utilización de programas de simulación de flujo de fluidos y solidificación en busca de minimizar turbulencias y defectos de llenado y alimentación.

Un aspecto crítico a resolver en el desarrollo de la fundición nodular de pequeño espesor es la problemática de la formación de carburos debida a la alta velocidad de enfriamiento, por su efecto negativo sobre las propiedades mecánicas. Lo desarrollado al presente, se centra principalmente en la adecuada determinación y control de la composición química, utilizando C.E hipereutécticos en el rango de 4.45 a 4.9 %. Estos valores de C.E. proporcionan un potencial de grafitización elevado y permiten obtener estructuras libres de carburos. C.E tan elevados se alejan de las composiciones químicas eutécticas de uso común en la industria, lo que dificultaría la transferencia final del producto a las empresas fundidoras. Algunos autores han trabajado exitosamente variando la composición de las arenas de moldeo, agregando elementos aislantes para disminuir la velocidad de enfriamiento y la cantidad de carburos. Otros investigadores han mostrado que los carburos ledeburíticos generados durante la solidificación, son fácilmente disueltos con un tratamiento térmico

sencillo de ferritizado, o en la etapa de austenizado de un tratamiento térmico posterior. Como puede observarse existen varias alternativas ya desarrolladas y otras aún no evaluadas para tratar de resolver este problema crítico de las fundiciones de espesores delgados pero hasta el presente no se pudo establecer cual es la más adecuada.

Los estudios de propiedades mecánicas en placas de fundición nodular de pequeño espesor indican que el material posee un gran potencial para superar los mínimos impuestos por la Norma ASTM A536 para piezas de espesores regulares, sin embargo, se han reportando grandes dispersiones en los resultados con una proporción elevada de probetas que no alcanzan los mínimos de la norma, por defectos en la fase grafito o microcavidades de contracción. Debido a que muchos autores utilizan probetas en la condición bruto de colada, con distintas cantidades de ferrita y perlita y además reportan defectos microestructurales en las probetas coladas, hacer un análisis de las propiedades mecánicas y justificar si la causa de estos problemas se encuentra en las características microestructurales propias de los espesores delgados o en la presencia de microcavidades, se hace muy dificultoso. A partir de lo revisado surge la necesidad de hacer una evaluación sistemática de propiedades mecánicas usando probetas de espesor delgado con una matriz uniforme, dejando sólo como variable el espesor de la probeta estudiada y en consecuencia el conteo nodular.

Para obtener piezas de alta resistencia mecánica y elevada confiabilidad en servicio, es crítico poder asegurar que sean estructuralmente sanas, no pudiéndose admitir defectos que podrían llegar a ser tolerables en piezas de espesores convencionales. Para poder resolver la presencia de microcavidades, es imprescindible primero entender la causa que las genera. Según las escasas referencias que mencionan el problema, las cavidades de contracción son esencialmente un problema desarrollado en el proceso de alimentación durante la contracción líquido/sólido. En fundiciones de hierro y aleaciones de aluminio de espesores regulares, los investigadores plantean que el origen de la microporosidad dispersa es un proceso de nucleación y crecimiento de poros en las últimas zonas en solidificar. La nucleación heterogénea se encuentra estrechamente ligada a la presencia de inclusiones no metálicas, principalmente óxidos. Este tipo de defectos es de difícil eliminación por el pequeño tamaño y la dispersión en el volumen de las piezas. Este tema se encuentra aún muy poco desarrollado y se considera de gran importancia para poder aprovechar al máximo las ventajas técnicas y económicas de las fundiciones esferoidales de espesores delgados

Por último, se podrían obtener beneficios adicionales en resistencia y ductilidad de piezas de fundición nodular de pequeño espesor si se las somete a tratamientos térmicos de austemperizado (ADI). Distintos investigadores plantean que aumentos del conteo nodular varían la cinética de transformación y amplían la ventana de transformación durante el austemperizado. Dichos estudios se han realizado en piezas de espesores convencionales con conteos nodulares muy inferiores a los 1500 nod/mm^2 obtenibles con pequeños espesores, lo que dificulta la extrapolación de los resultados y hace necesario estudiar la cinética del austemperizado para elevados conteos. También es importante caracterizar en este material, la influencia de los elementos de aleación y las propiedades obtenibles con matrices ausferríticas.

El desarrollo de esta tesis, pretende hacer un aporte a la tecnología de producción de la fundición nodular de espesores delgados, buscando optimizar propiedades mecánicas, procesos y costos a través del entendimiento de sus características metalúrgicas y del manejo de sus variables.

2.2. Objetivo general de la tesis.

El objetivo general de este trabajo de tesis es:

Desarrollar una base de conocimientos que permita comprender y caracterizar los aspectos metalúrgicos fundamentales relativos a la producción de piezas de fundición nodular de pequeño espesor, priorizando la optimización de procesos, propiedades mecánicas y su aptitud para ser transferidas a la industria.

2.3. Consideraciones y objetivos particulares de la tesis.

1) Para poder llevar adelante un estudio microestructural y de propiedades mecánicas en fundición nodular de pequeño espesor, se deberá producir material de estudio en cantidad y calidad necesaria. Esto hace imprescindible diseñar un sistema de colada y alimentación capaz de permitir la fabricación de placas de espesores variables que resulten macro y microestructuralmente sanas. Asimismo, se deberá adecuar u optimizar la composición química, las técnicas de fusión y colada y el tratamiento del metal líquido usando como punto de partida los criterios establecidos en la bibliografía para piezas de fundición nodular de espesores convencionales.

Para ello el **1^{er} Objetivo** es *desarrollar y optimizar el proceso de producción de muestras (placas) de pequeño espesor, a partir del diseño de modelos y moldes y la utilización y adaptación de técnicas de fusión y tratamiento del metal líquido.*

2) Para lograr la puesta a punto de la producción de placas de fundición nodular de pequeño espesor, el material deberá caracterizarse en distintos estados metalúrgicos en lo que se refiere a microestructura, conteo nodular y morfología de la fase grafito. Los elevados valores de C.E. recomendados por la bibliografía, para asegurar estructuras libres de carburos y alta colabilidad, podrían acarrear problemas metalúrgicos que afectarían negativamente las propiedades finales del material.

Por ello el **2^{do} Objetivo** es *caracterizar micro y macroestructuralmente los materiales obtenidos, incluyendo un pormenorizado estudio de la presencia de defectos superficiales y de volumen, procurando identificar las variables metalúrgicas que los generan.*

3) Para poder lograr un estudio sistemático de propiedades mecánicas en fundición nodular de pequeño espesor, será primordial acotar el espectro de variables a considerar, con

el fin de no enmascarar, o superponer, los efectos de las variables de procesamiento con las variables microestructurales.

Por esto, el **3^{er} Objetivo** es estudiar el efecto de la morfología del grafito, conteo nodular y composición química sobre las propiedades mecánicas de las fundiciones de hierro con grafito esferoidal de pequeño espesor, empleando siempre un solo tipo de matriz (totalmente ferrítica).

4) Dado que la bibliografía consultada sobre propiedades mecánicas del material en estudio reporta grandes dispersiones en los valores de alargamiento a la rotura, debido a la presencia de microcavidades de contracción y microrechupes originados por fallas en la alimentación de las piezas.

Para ello el **4^{to} Objetivo** es procurar establecer correlaciones entre defectos de colada y variables de proceso de fabricación, interpretando los resultados sobre la base de modelos de solidificación debidamente validados experimentalmente.

5) Una vez identificado el efecto de las variables del proceso sobre las propiedades mecánicas de la fundición nodular de pequeño espesor, será necesario evaluar la posibilidad de optimizarlas. Considerando además que la forma de obtener piezas de fundición nodular aptas para altas prestaciones es a través de tratamientos térmicos.

Para ello el **5^{to} Objetivo** es estudiar las transformaciones de fase en estado sólido, y las propiedades mecánicas de piezas de fundición de hierro de espesores variables, haciendo particular hincapié en el tratamiento de austemperizado o ADI.

Capítulo 3.

Metodología Experimental.

Para el desarrollo de este trabajo se han utilizado las instalaciones pertenecientes a la Div. Metalurgia del INTEMA. En este capítulo se describen las metodologías experimentales comunes a todos los temas abordados, detallándose luego, en cada capítulo, las metodologías particulares.

3.1. Fusión y tratamiento del metal líquido.

El material utilizado para obtener las placas de fundición nodular de pequeño espesor fue producido en su totalidad en la Planta Piloto de la División Metalurgia del INTEMA, empleando un horno de inducción de media frecuencia, marca Pillar, modelo MKS, con capacidad para 60 Kg de metal.

En la **Figura 3. 1** se aprecia la unidad de potencia y el horno de inducción. En la **Figura 3. 2** se observa el crisol del horno durante la fusión del metal.



Figura 3. 1 Imagen de la unidad de potencia y del crisol del horno de inducción, con cuchara de colada el pie del horno.

El material de carga del horno consistió en arrabio (~33 %) y chatarra de acero (~63%), empleándose además grafito como carburante para ajustar el % de C del metal base y FeSi para ajustar el porcentaje de Si. El metal líquido fue sobrecalentado hasta el rango de temperatura de 1530 - 1550 °C, dependiendo del C.E utilizado. Esta temperatura se midió con un pirómetro óptico estático de alta sensibilidad, ubicado encima del crisol.

Las cucharas para trasvase de metal desde el crisol del horno, tratamiento del metal líquido y posterior proceso de colado, se precalentaron hasta aproximadamente 900 °C en un precalentador especialmente diseñado.



Figura 3. 2 Crisol del horno durante la fusión del metal.

En la **Figura 3. 3** se muestra una cuchara durante su calentamiento en el precalentador.



Figura 3. 3 Calentamiento de la cuchara en el precalentador.

El tratamiento del metal líquido se realizó en dos etapas, utilizando para ello dos cucharas. La nodulización se realizó en la primera cuchara. La aleación nodulizante, cubierta con pequeños trozos de chatarra de acero (método sándwich), se colocó en el “bolsillo” de la

cuchara. Como nodulizante se utilizó 1.2% de FeSiMg (6% Mg), tipo comercial. La etapa de inoculación se realizó durante el traspaso del metal líquido a la segunda cuchara, inoculando en el chorro con 0.65% de FeSi (75 % Si, 1.1 % Ca). En la **Figura 3. 4** se observa el proceso de vaciado del horno en la primera cuchara. El color blanco intenso de los humos corresponde al tratamiento de nodulización del metal líquido.



Figura 3. 4 Cuchara al pie del horno durante el tratamiento de nodulización con FeSi6Mg.

La temperatura de colada fue medida con un pirómetro de inmersión en la segunda cuchara, momentos antes del llenado de los moldes. Los valores medidos se encontraron en todos los casos en el rango de 1320 a 1350 °C.

El metal líquido no ha sido sometido a procesos de escorificado con descorificantes químicos, como habitualmente se realiza en las plantas fundidoras, dado el pequeño volumen de metal fundido empleado. La elevada pérdida de temperatura durante el proceso de colada (salida de metal del horno, tratamiento del metal líquido y llenado de moldes), ha hecho priorizar la rapidez del proceso y por lo tanto se eliminó la etapa de limpieza del metal en la cuchara, luego del tratamiento de nodulización.

3.2. Composición química.

En el desarrollo del trabajo se utilizó un amplio rango de composiciones químicas y distintos tenores de Carbono Equivalente (C.E). La composición química se determinó por medio de un espectrómetro de emisión óptica de excitación por chispa marca Baird, modelo DV6. Se utilizaron muestras de metal base y metal final acoquilladas en un molde metálico de cobre especialmente diseñado para obtener muestras sin grafito libre y libre de porosidad.

Los rangos de elementos de aleación utilizados se detallan a continuación:

C = 3.2 a 3.8 %

Si = 2.3 a 3.6 %

Mn = < 0.30 %

S = < 0.030 %

P = < 0.05 %

Mg = < 0.05 %

C.E. = 4.06 a 4.85 %

Las coladas utilizadas para los estudios microestructurales y de propiedades mecánicas no contenían elementos de aleación. Solamente en las coladas destinadas a los estudios de cinética de austemperizado en fundición nodular de pequeño espesor se utilizó 0.6 % de Cu, 0.43 % de Ni y 0.19 % de Mo.

3.3. Moldes.

En el presente trabajo se utilizaron dos moldes distintos para obtener placas de fundición nodular de pequeño espesor. También se colaron bloques “Y” de ½” para contrastar los resultados.

Para la construcción de los moldes se utilizó arena clasificada de granulometría AFS-GFN 60, ligadas con resinas alkídicas-uretánicas. Los componentes y las cantidades utilizadas fueron:

Parte A: Resina alkídica, 1 % del peso de la arena;

Parte B: Catalizador líquido (amina), 5 % parte A;

Parte C: Componente isocianato, 20 % parte A

Los moldes utilizados se pintaron con pintura de grafito para minimizar la erosión de las zonas del molde con mayor velocidad del metal líquido y mayor temperatura. Las zonas pintadas de los moldes utilizados fueron el bebedero y la base del mismo. Las cavidades del molde pertenecientes a las placas de espesor delgado no fueron pintadas ni se les efectuaron retoques superficiales.

En la **Figura 3. 5** se aprecia la disposición en la cancha de colado de moldes verticales y moldes de bloques “Y”.



Figura 3. 5 Moldes verticales y bloques “Y” de ½” momentos antes de la colada.

3.4. Simulaciones numéricas.

En la etapa de diseño de las placas modelo se realizaron simulaciones numéricas de llenado, velocidad, temperatura y solidificación.

Se utilizó el software NovaFlow&Solid 2.8[®], el cuál aplica el método de elementos finitos para simular flujo de fluido y solidificación.

Los parámetros físicos utilizados para realizar las simulaciones fueron los disponibles en la base de datos del software, tanto para fundición nodular como para material del molde. El tamaño de la celda elemental fue lo suficientemente pequeña para asegurar 3 elementos de volumen, como mínimo, en la zona de menor espesor de la pieza a simular.

En las simulaciones se consideró la presencia de filtros cerámicos, para lo cual se utilizaron multicapas con factor de filtrado de 1 m/seg cada una, hasta completar un espesor de filtro de 13 mm.

3.5. Relevamiento de curvas de enfriamiento.

Para relevar las curvas de enfriamiento se utilizó una placa adquisidora de datos, marca Iotech, modelo Personal Daq/56 con una frecuencia de adquisición de 20 datos por segundo. Se utilizaron termocuplas desnudas de alambre tipo K de 0.20 mm de diámetro colocadas en el centro térmico de las placas de espesores delgados y a la mitad del espesor. Las termocuplas no fueron protegidas con pintura.

Se utilizaron cables compensados apantallados con metal de aluminio para minimizar el nivel de ruido de la señal de entrada a la placa. Todo el equipamiento (placa adquisidora, cables de conexión, PC, etc.) se conectó a una jabalina de puesta a tierra.

3.6. Caracterización microestructural de las piezas coladas.

Para la caracterización microestructural de las placas de fundición nodular de pequeño espesor se realizaron observaciones microscópicas de la matriz metálica como así también de la cantidad, tamaño, morfología y distribución de la fase grafito y presencia de microcavidades de contracción en distintas zonas de las muestras.

Se utilizó un microscopio Olympus PMG, documentando las imágenes con una cámara digital Sony DSC-W5, de 5.1 Mega Píxeles.

Se caracterizó la microestructura en bruto de colada de las placas de espesor delgado usando muestras extraídas antes del tratamiento térmico de ferritizado y del mecanizado de las probetas, realizando pulido convencional y ataque químico con nital al 2%.

La cuantificación de carburos se realizó sobre muestras pulidas convencionalmente y atacadas con persulfato de amonio al 5%, utilizando el software para análisis de imágenes Image-Pro Plus, Versión 4.5 para medir la cantidad de este microconstituyente.

Se realizaron ataques con reactivo color que resaltan los patrones de microsegregación generados durante la solidificación. El reactivo utilizado contiene 10 grs. de NaOH, 40 gr. de KOH, 10 gr. de ácido pícrico y 50 ml de agua destilada. El ataque fue realizado a 120 °C durante 3 minutos aproximadamente.

La fase grafito se caracterizó por medio del conteo nodular, esfericidad ⁶² y nodularidad visual. Estos parámetros se midieron sobre las probetas de tracción ya ensayadas, en zonas próximas a las superficies de fractura, utilizando el software para análisis de imágenes. El diámetro umbral para que una partícula de grafito sea considerada como nódulo fue de 5 μm. Los valores reportados de conteo nodular fueron el resultado de al menos 3 determinaciones por probeta.

Para el cálculo de esfericidad se utilizó la **Ecuación 3.1**. El área y el perímetro de cada nódulo se midieron con el software Image-Pro Plus, sobre 10 campos de cada probeta.

$$Sph = \frac{4 * \pi * Area}{Perimetro^2} \quad \text{Ecuación 3. 1}$$

Para observar la presencia de microcavidades de contracción se emplearon técnicas convencionales de pulido, en zonas de las placas donde las simulaciones realizadas con el software NovaFlow&Solid 2.8® predecían la presencia de defectos, y también en zonas cercanas a las superficies de fractura de las probetas de tracción.

3.7. Tratamientos térmicos.

Durante el desarrollo del trabajo se utilizaron dos tipos de tratamientos térmicos, ferritizado completo y austemperizado.

Las placas de pequeño espesor y los bloques “Y” de ½”, fueron sometidas a un tratamiento térmico de ferritizado empleando un horno mufla. Las muestras fueron

austenizadas durante 120 minutos a 910 °C en caja con protección de carbonilla, viruta de fundición y carbonato de bario, para evitar la descarburación, y luego fueron enfriadas lentamente en el interior del horno. Este tratamiento permitió lograr en todas las muestras empleadas una matriz completamente ferrítica y eliminar totalmente los posibles carburos que pudieran haberse generado durante la solidificación.

Para obtener matrices ausferríticas se realizó un tratamiento térmico de austemperizado. Todas las muestras fueron austenizadas a 910 °C durante 120 minutos, y posteriormente transferidas a un baño de sales fundidas. Se utilizaron dos temperaturas de austemperizado, 280 y 360 °C, con tiempos de permanencia en sales de 0.5, 1, 2, 4, 8, 15, 30, 60, 90, 120 y 240 minutos.

3.8. Ensayos de tracción.

Los ensayos de tracción se realizaron de acuerdo a la norma ASTM E 8M-95, utilizando una máquina de tracción universal marca Instron, modelo 8501.

La **Figura 3. 6** muestra un esquema de la probeta de tracción plana utilizada.

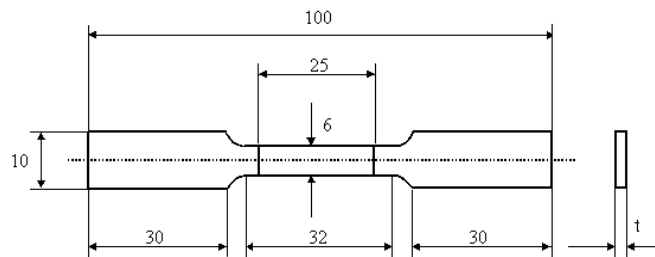


Figura 3. 6 Probeta plana de tracción de acuerdo a la norma ASTM E8M-95 (“t” = espesor)

La totalidad de las probetas de tracción extraídas de las placas de fundición nodular de pequeño espesor fueron mecanizadas en toda su superficie, eliminando la piel del estado bruto de colada con el fin de eliminar variables que puedan afectar las propiedades mecánicas.

Para independizarnos de la variable espesor, todas las probetas se rectificaron hasta el mismo valor, pudiéndose así centrar los estudios en la influencia que tienen la composición química y la morfología de la fase grafito sobre la resistencia a la tracción y la ductilidad.

3.9. Cinética de austemperado.

Para el estudio de la cinética de austemperizado de las placas de fundición nodular de pequeño espesor, se utilizaron 2 coladas, una sin alea y la otra aleada con Cu, Ni y Mo. De ambas coladas se obtuvieron probetas de tracción y muestras para observación metalográfica y ensayos de difracción de RX.

El avance de la transformación durante el austemperizado fue medido por difracción de RX, empleando un difractómetro marca Phillips, con radiación $K\alpha$ de Co, 40 KV y 30 mA. La cantidad de austenita retenida fue calculada utilizando el método del patrón externo. Se utilizó un patrón ferrítico y se compararon los picos de ferrita del patrón con el de las

muestras a ensayar. La cantidad de austenita retenida se determinó considerando que las muestras poseen, además de ferrita y austenita, grafito en cantidades constantes. El área de exposición de las muestras fue de 10x15 mm y las superficies fueron previamente rectificadas y desbastadas hasta lija grano 600. Para evaluar el avance de la transformación con tiempos cortos de austemperizado, solo se realizaron estudios microestructurales debido a los inconvenientes que presenta efectuar determinaciones por difracción de RX en muestras austemperizadas con presencia de martensita, lo que origina la superposición de los picos de ferrita y martensita.

Adicionalmente, se midió el avance de la transformación por medio de ensayos de dureza. Los mismos se realizaron sobre las probetas utilizadas para difracción empleando un durómetro marca Petri, modelo Rockwell-MP3. Cada valor reportado surgió del promedio de 3 determinaciones.

Capítulo 4.

Diseño de las placas modelo para el moldeo de piezas de fundición nodular de pequeño espesor.

Para llevar adelante los estudios microestructurales y de propiedades mecánicas en fundición nodular de pequeño espesor, se debe producir el material de estudio en cantidad y calidad suficiente. Esto hace necesario diseñar una pieza de espesor delgado, con su sistema de colada y alimentación, capaz de proporcionar placas macro y micro estructuralmente sanas.

Una placa modelo está constituida principalmente por 3 partes: a) las piezas a colar con su correspondiente ajuste dimensional necesario para compensar la contracción que sufre la pieza al solidificar; b) el sistema de alimentación, que será el encargado de compensar la diferencia de volumen entre el estado líquido y el sólido, el cual está constituido normalmente por mazarotas, montantes y canales de alimentación, y c) el sistema de colada, que es el encargado de conducir el metal líquido desde el bacín de colada hacia la cavidad del molde que formará la pieza final, constituido por bebederos, estrechamientos, canales de colada, cámaras de filtrado, etc.

En muchos casos el diseño de placas modelo está basado en cálculos teóricos, y en otros casos en soluciones empíricas. En el caso particular del colado de piezas de fundición nodular de pequeño espesor, donde la experiencia práctica es escasa, las diferencias en los criterios empleados pueden conducir a resultados disímiles y anomalías en las piezas coladas. En efecto, este tipo de piezas, por su alta relación superficie – volumen, requieren un especial cuidado en el diseño de la placa modelo y los moldes de arena, para asegurar una óptima alimentación de la pieza y un llenado sin turbulencias.

En este capítulo se presentan los criterios utilizados y los resultados obtenidos en la fabricación de las piezas de fundición nodular con espesores comprendidos entre 1.5 y 4 mm.

4.1. Metodología experimental.

Los materiales y metodologías utilizadas corresponden a lo reportado en el Capítulo 3.

La medición de los parámetros de rugosidad superficial de las piezas se realizó con un rugosímetro marca Surtronic 3+, con longitud de palpado de 12.5 mm y “cut off” de 25 mm. Los valores reportados son el promedio de al menos 3 determinaciones.

4.2. Resultados.

4.2.1. Análisis del sistema de alimentación para placas en disposición horizontal.

La disposición horizontal de un sistema de colada y alimentación simplifica la producción y automatización del sistema de moldeo y cierre de los moldes de arena. Por este

motivo, y como primera aproximación, se consideró un diseño con esta disposición de las piezas de pequeño espesor.

El objetivo de nuestro diseño fue colar placas de fundición nodular de pequeño espesor de tamaño suficiente para permitir la obtención de 4 probetas planas aptas para realizar ensayos de tracción según la Norma ASTM E8M-95. Esta premisa condiciona el tamaño mínimo de la pieza a 100 mm de largo y 60 mm de ancho, para cada uno de los espesores a estudiar.

El principal interrogante que se planteó fue saber si placas de espesores tan delgados como 1.5 mm, podrían ser coladas utilizando un molde de arena llenado por gravedad.

La **Tabla 4. 1** detalla las dimensiones del sistema de colada de un modelo horizontal con cuatro placas de pequeño espesor de 1.5, 2, 3 y 4 mm respectivamente, calculado empleando criterios empíricos recomendados por tres autores distintos.

| | Campbell ³⁷ | Sylvia ³¹ | La Rue ³⁸ |
|--|------------------------|----------------------|----------------------|
| Altura del bebedero (mm) | 100 | 100 | 100 |
| Altura del bacín de colada (mm) | 70 | 70 | 70 |
| Diámetro superior del bebedero (mm) | 3.9 | - | - |
| Diámetro del estrechamiento o “choke” (mm) | 3.6 | 5.4 | 12.7 |
| Diámetro de la base del bebedero (mm) | 7.14 | - | 28.4 |
| Altura de la base del bebedero (mm) | 19 | - | 20.4 |
| Sección transversal del canal de colada (2) (mm ²) | 135 | 46 | 255 |
| Sección transversal de alimentadores (8) (mm ²) | 67.5 | 11.5 | 64 |
| Relación área choke / área canal / área alimentador | 1:27:54 | 1:4:4 | 1:4:4 |
| Longitud del canal de alimentación (mm) | - | - | 60 |

Tabla 4. 1 Dimensiones características del sistema de colada del modelo horizontal según distintos criterios de diseño.

A partir de los valores listados en la **Tabla 4. 1** pueden observarse amplias discrepancias entre los distintos autores para las dimensiones características del sistema de colada. Estas discrepancias no son las únicas, ya que los criterios de diseño utilizados para este tipo de piezas también son dispares. Algunos autores sugieren sistemas presurizados (2:1:1) mientras que otros recomiendan sistemas despresurizados (1:4:4) ^{31, 37 y 38}. Esta notación corresponde a la relación: área del choke / área del canal de colada / área de los alimentadores.

A causa de las discrepancias encontradas para las dimensiones del sistema de colada, el diseño no solo se basó en la bibliografía específica sino también en experiencias previas de la Div. Metalurgia del INTEMA sobre el diseño de modelos, sistemas de colada y alimentación de piezas de espesores convencionales.

J. Campbell ³⁷, utilizando un criterio propuesto por Pellini, establece que un alimentador o mazarota puede alimentar correctamente una distancia igual a dos veces el espesor de la placa, hacia cada lado. Aunque esta regla se ha desarrollado para placas de acero

(de 50 a 200 mm de espesor) coladas en moldes de arena en verde, ha sido aplicada satisfactoriamente con otros materiales y dimensiones de piezas. Como la fundición nodular presenta mejores características de alimentación durante la solidificación que el acero, y ante la ausencia de datos para fundición nodular, se utilizó el valor propuesto por Campbell como válido para el diseño en una primera aproximación. De acuerdo a este criterio, una placa de 1.5 mm de espesor rodeada por 2 alimentadores, podría alimentarse correctamente si tuviera una longitud de tan solo 6 mm. Esta distancia es mucho menor que los 100 mm necesarios para poder obtener cuatro probetas de tracción de una misma placa, lo que sugiere que no sería posible, de acuerdo a este criterio, obtener una pieza sana de las dimensiones que estamos buscando. Así mismo, la experiencia práctica en piezas coladas de fundición nodular sugiere que las distancias de alimentación pueden ser mayores, pero no tanto como para lograr colar placas de 100 mm de largo libres de defectos de contracción.

Por otro lado, la longitud calibrada para probetas planas de pequeño espesor es 32 mm, por lo que como mínimo la zona de espesor delgado de la placa debe poseer esta longitud para lograr un ensayo de tracción representativo de las propiedades del material estudiado. Para disminuir el tamaño de la placa, se adoptó como largo de la zona de espesor delgado, la longitud de sección reducida de la probeta de tracción, que en este caso particular es 32 mm. Para facilitar el posterior mecanizado de las placas, fue previsto dejar plana la cara inferior y colocar los alimentadores sobre la superficie superior de la placa. La forma y dimensiones finales de estos alimentadores se diseñaron sobre la base de experiencias previas de investigadores de la Div. Metalurgia sobre diseño de moldes.

En la **Figura 4. 1** se muestra el modelo de placa delgada diseñado, con sus dimensiones principales y la zona de extracción de probetas de tracción.

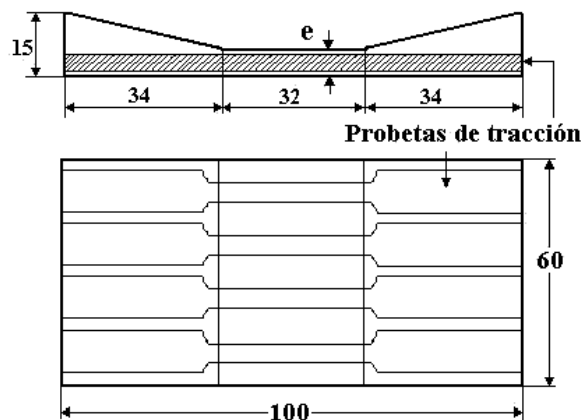


Figura 4. 1 Modelo de placa delgada diseñado, mostrando las dimensiones principales y la zona de extracción de probetas de tracción. (e: espesor de placa)

El siguiente paso en el diseño de la placa modelo fue el cálculo del sistema de colada para las piezas de 1.5, 2, 3 y 4 mm de espesor. Todos los métodos para calcular el sistema de colada consideran el tamaño de la pieza a través de su módulo, definido como la relación entre el volumen de la pieza y el área superficial de la misma. En el caso de los espesores delgados, el volumen de la pieza a colar es muy pequeño y el área expuesta al enfriamiento es

grande. A modo de ejemplo, el módulo para la placa de 2 mm de espesor, es 2.45 mm y para un cubo de 100 mm de lado, el módulo es 16.6 mm. Como los cálculos para dimensionar un sistema de alimentación se basan en este parámetro, resultará un sistema de colada de dimensiones muy pequeñas y no podrá garantizarse un correcto llenado debido a las dimensiones insuficientes del sistema de colada y al elevado gradiente térmico de las placas que provoca un rápido enfriamiento del metal.

Para el diseño del sistema de colada del molde horizontal se empleó una configuración despresurizada para un mejor control de la velocidad del metal líquido. La relación de áreas (área del “choke” o estrechamiento / área del canal de colada / área de los alimentadores) utilizada fue 1:2:2. La **Figura 4. 2** muestra un esquema del diseño final del sistema de colada del modelo horizontal con sus dimensiones principales (mitad derecha). Se observa el estrechamiento o “choke” en el canal de bajada y los dos alimentadores por placas ubicados por encima de la línea de partición. La cámara en el extremo del canal de colada se dispone para recolectar el primer líquido que ingresa al molde, el que generalmente llega a menor temperatura y con impurezas, evitando de esta forma que ese metal ingrese a las piezas.

Adicionalmente, considerando la dificultad para realizar una cuidadosa limpieza del metal líquido previo al llenado de los moldes, por el pequeño volumen de metal fundido, se contempló el uso de filtros cerámicos espumados de carburo de silicio de 10 ppi dispuestos en la cámara de filtrado.

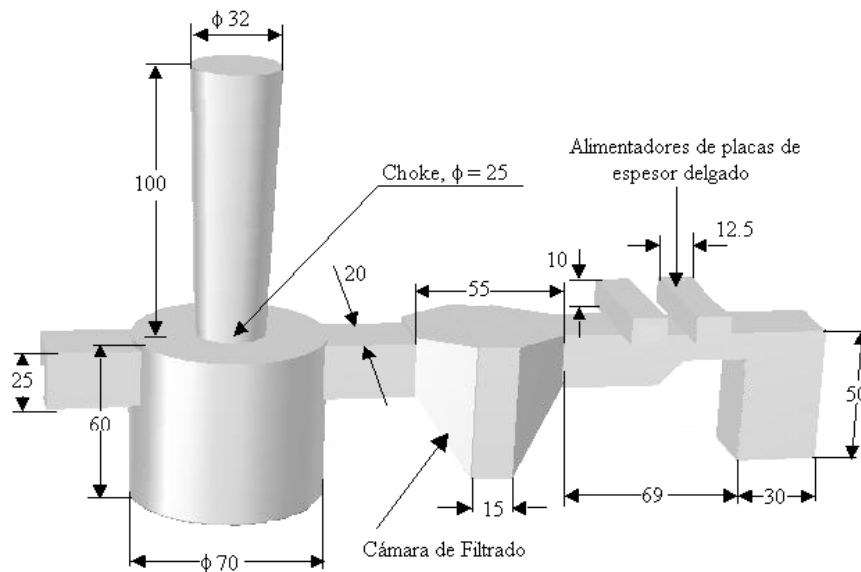


Figura 4. 2 Mitad derecha del sistema de colada del modelo horizontal. (dimensiones en mm)

La **Tabla 4. 2** resume las dimensiones características finales del sistema de colada del modelo horizontal de placas.

| Estrechamiento | Base bebedero | Canal de colada (2) | Alimentadores (8) | Rel. de área |
|---|--|---|---|-------------------------|
| Diám. = 25 mm Area = 491 mm ² | Diám.=70 mm Area =3850 mm ² Altura = 70mm | 20 x 25 mm A _{INDIV} =500mm ² A _{TOTAL} =1000mm ² | 12,5x10 mm A _{INDIV} =125mm ² A _{TOTAL} =1000mm ² | 1:2:2 Despresurizado |

Tabla 4. 2 Dimensiones características del sistema de colada del molde horizontal de placas.

En la **Figura 4. 3** se aprecia la placa modelo utilizada para preparar los moldes de arena con los cuales se obtuvieron las piezas de espesores delgados.

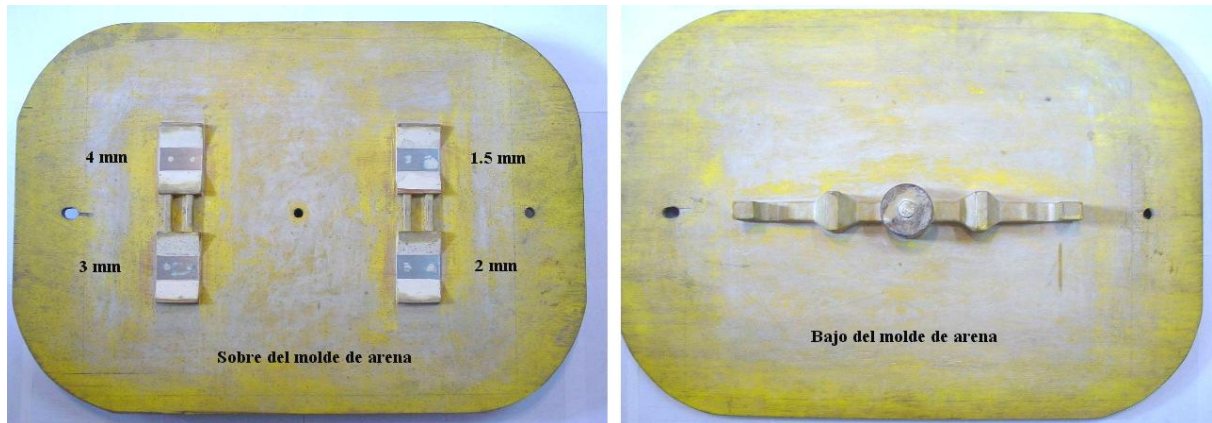


Figura 4. 3 Placa modelo horizontal utilizada para realizar los moldes de arena.

La imagen izquierda de la **Figura 4. 3** corresponde a la cara de la placa modelo que determina el “sobre” del molde de arena, mientras que la imagen de la derecha define el “bajero” del mismo.

La **Figura 4. 4** muestra las 2 mitades de un molde horizontal antes de su cierre, donde se observa el canal de bajada y la base del bebedero pintadas con grafito para evitar la erosión del molde.

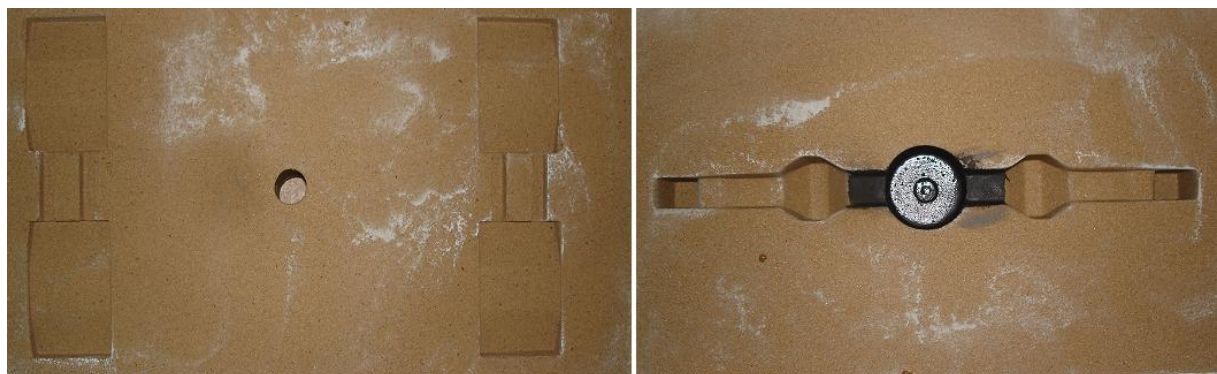


Figura 4. 4 Molde de arena fabricado a partir del modelo de placas horizontal previo al cierre.

La **Figura 4.** muestra una pieza colada con el molde de disposición horizontal donde se aprecian las cuatro placas de espesores delgados de 1.5, 2, 3 y 4 mm de espesor, el sistema de colada y alimentación y también las dos cámaras de filtrado.

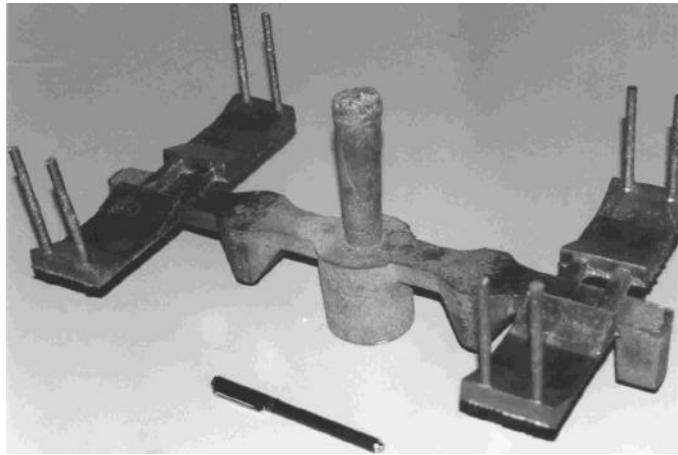


Figura 4. 5 Colada completa en molde de disposición horizontal, donde puede verse todo el sistema, con cámaras de filtrado, placas de pequeños espesores, venteos, etc.

En la **Figura 4. 5** se observan dos venteos cilíndricos por cada placa, ubicados en el extremo opuesto a la entrada de metal, utilizados para evacuar los gases durante el llenado del molde.

A partir de este modelo de disposición horizontal de placas, fueron producidas 5 coladas para los primeros estudios microestructurales y de propiedades mecánicas. Fue posible obtener placas de los 4 espesores utilizados, siendo las de menor espesor (1.5 y 2 mm) las que presentaron mayores dificultades de llenado. En los capítulos 6 y 7 se hace una descripción detallada de los resultados obtenidos empleando este modelo.

4.2.2. Diseño de la cámara de filtrado.

Para el diseño de la cámara de filtrado se utilizó el criterio de área efectiva del filtro, la cual debe ser suficientemente grande para no estrangular el flujo de metal líquido y no permitir que se bloquee con inclusiones o escoria retenidas antes de la finalización del proceso de colado. Además, para lograr una velocidad de flujo similar a la obtenida con el mismo sistema de colada pero sin filtro, el área del mismo debe ser más grande que el área del canal de colada. Definiendo a K como la relación entre el área transversal del filtro y el área del estrechamiento o “choke” ($K = A_F / A_C$), ha sido demostrado^{64 y 65} que con valores de $K < 4$, el filtro proporciona resistencia al flujo y actúa como un estrangulador, restringiendo la velocidad del flujo. Por otro lado, si $K > 6$, el canal de colada controla la velocidad de llenado del molde. La **Figura 4. 6** muestra un croquis de la forma y dimensiones de la cámara de filtrado diseñada para ambos modelos.

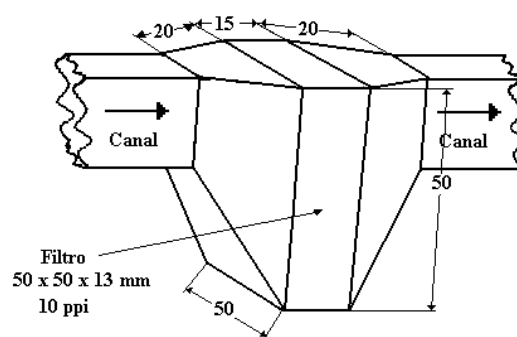


Figura 4. 6 Forma y dimensiones de la cámara de filtrado utilizada (dimensiones en mm).

Con el diseño final de la cámara de filtrado se ha logrado un factor $K > 6$.

La **Figura 4. 7** muestra un filtro espumado de carburo de silicio de 10 ppi y 50x50x13 mm, de uso corriente en la industria, utilizado en las dos disposiciones de moldes.

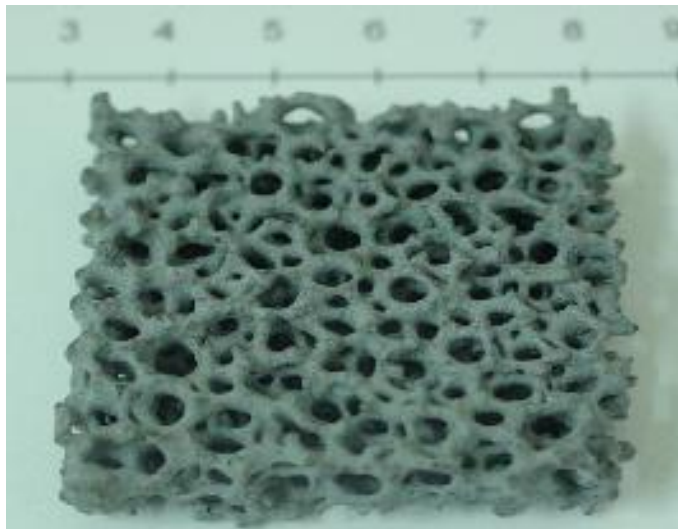


Figura 4. 7 Filtro de carburo de silicio de 10 ppi y 50x50x13 mm.

4.2.3. Diseño de placa modelo para el colado de piezas de disposición vertical.

Debido a que la disposición horizontal de placas mostró inconvenientes de llenado y presencia de defectos internos en las piezas, como se verá más adelante, se diseñó una nueva placa modelo con dos placas de pequeño espesor en disposición vertical.

Según la bibliografía consultada en el desarrollo de la tesis, los investigadores han ido evolucionando progresivamente hacia modelos de disposición vertical de placas, coladas en contra de la gravedad, buscando llenados controlados, sin frentes irregulares y dispersos del líquido.

Siguiendo esta línea de pensamiento, se ha diseñado una placa modelo vertical para obtener placas delgadas de 100 x 60 mm de 2 y 4 mm de espesor. Este diseño ha seguido las recomendaciones propuestas por J. Campbell ^{37, 66 y 67} para placas verticales. Según este autor, el llenado de una placa es más eficiente cuando la misma se dispone verticalmente, debiendo

procurarse que el metal ingrese en el molde en sentido contrario a la aceleración de la gravedad.

Empleando una configuración vertical, acompañada de un canal de colada vertical a lo largo de toda la placa, el llenado puede producirse lentamente sin que deba satisfacerse el habitual requerimiento de que dicho proceso tenga que producirse en un tiempo inferior al de solidificación, pudiéndose así disminuir la velocidad de llenado en pos de un proceso no turbulento. Esto permite que el flujo de metal sea lento, y evita la formación de canales de líquido fluyendo dentro de la cavidad del molde atravesando porciones solidificadas. Además, se evita la formación de frentes múltiples, o discontinuos, que pueden atrapar inclusiones en el seno de la pieza.

Según J. Campbell, al disminuir la velocidad de llenado se llegaría a un caso límite, en el cual el líquido se suministraría justo por encima del frente de solidificación, precisamente a la velocidad con la cual avanza dicho frente. De esta forma, el ingreso del metal al molde se produciría en forma controlada, desarrollándose un frente sólido estable que dispondría en todo momento de metal líquido para alimentar la pieza durante el proceso de solidificación.

La **Figura 4. 8** muestra el caso límite, cuando la velocidad de ascenso del líquido iguala a la velocidad de avance del frente de solidificación.

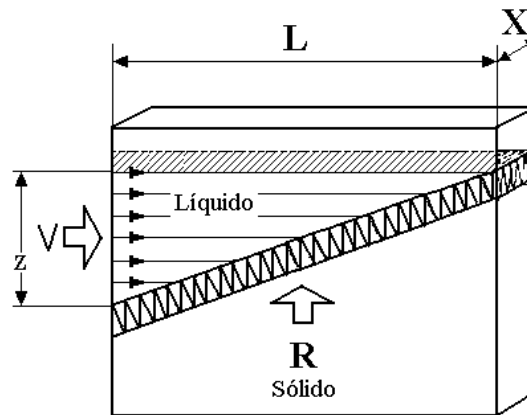


Figura 4. 8 Secuencia de llenado de una placa vertical sugerido por Campbell ⁶⁷. R: Velocidad del frente de solidificación; V: Velocidad de ascenso del líquido; Z: altura del frente líquido.

Esta hipótesis lleva a la definición de una velocidad máxima admisible, basada en el número de Weber (We), el cual se define como ⁶⁶:

$$We = \frac{v^2 \rho}{\gamma / r} \quad \text{Ecuación 4. 1}$$

Donde:

- v = Velocidad del fluido [m/s]
- ρ = Densidad del fluido [kg/m³]
- γ = Tensión superficial [N/m]

r = Radio de curvatura en la superficie del líquido [m]

Para el caso de fundición nodular se consideró

$$\rho = 6800 \text{ kg/m}^3$$

$$\gamma = 2 \text{ N/m}$$

$$r = 0.5 \times \text{espesor}$$

El número de Weber relaciona las fuerzas inerciales del fluido y las debidas a la tensión superficial. Sobre la base de experimentos realizados en aluminio ⁶⁶, J. Runyoro determinó que la rotura del frente líquido se produce para números de Weber > 4.5 . En ausencia de números de Weber para la rotura del frente líquido en fundición nodular, se asumió que el valor determinado para aluminio es válido también, para fundición nodular. De esta forma, se procedió al cálculo de la máxima velocidad admisible del metal líquido dentro de la pieza usando el número de Weber determinado para aluminio.

La **Tabla 4. 3** resume las velocidades máximas admisibles para placas de fundición nodular de 2 y 4 mm de espesor, calculadas para un número de Weber de 4.5.

| Espesor [mm] | Velocidad [m/seg] |
|--------------|-------------------|
| 2 | 1.15 |
| 4 | 0.81 |

Tabla 4. 3 Velocidad máxima admisible en placas de fundición nodular de 2 y 4 mm de espesor.

Para realizar el diseño del modelo vertical en base al criterio recomendado por J. Campbell, fueron realizadas sucesivas simulaciones numéricas de llenado empleando el software Novaflow&Solid[®]. Esta metodología de trabajo permitió estimar la velocidad de llenado en cada punto del sistema de colada y de la pieza, ajustando las dimensiones del estrechamiento o “choke” hasta satisfacer la máxima velocidad admisible del fluido para evitar turbulencias e inestabilidades en el frente líquido, sin recurrir a reglas empíricas.

De esta manera, a partir de las simulaciones de llenado y velocidad, se logró un flujo controlado de metal líquido en la placa de espesor delgado, con velocidad de llenado inferior a la máxima admisible para cada espesor. Por otro lado, variando la sección y forma de los alimentadores se ha logrado desplazar las zonas con microcavidades de contracción a zonas ubicadas fuera de las placas, evitando así la posible presencia de microcavidades de contracción.

La placa modelo finalmente diseñada posee dos placas de espesor delgado de 2 y 4 mm de espesor, con un canal de colada vertical por cada placa delgada. Complementariamente se han colocado en el extremo opuesto al canal de colada principal, un canal extra para evitar reflujos del metal, permitir que el primer líquido que ingresa a la placa quede alojado en la parte inferior de este canal y que funcione además como alimentador de las placas para compensar la contracción líquido-sólido. Al igual que para el caso del molde

horizontal, se han colocado también dos cámaras de filtrado para alojar filtros de carburo de silicio espumado.

La **Figura 4. 9** muestra la mitad del modelo vertical, donde se observa la placa de 2 mm de espesor y las dimensiones principales del sistema de colada, alimentación y cámara de filtrado.

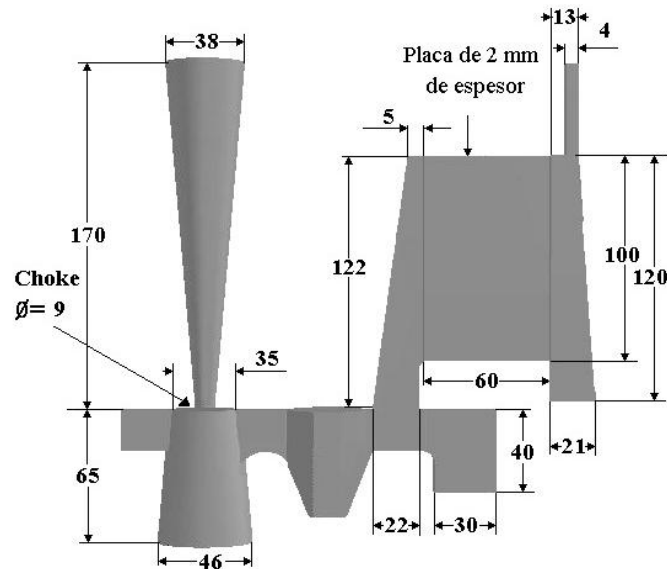


Figura 4. 9 Esquema de la mitad del modelo vertical de placas con las dimensiones principales del sistema de colada y alimentación (en mm).

En la **Figura 4. 10** se aprecia la placa modelo de disposición vertical con su respectivo sistema de colada y alimentación a ambos lados de cada placa.

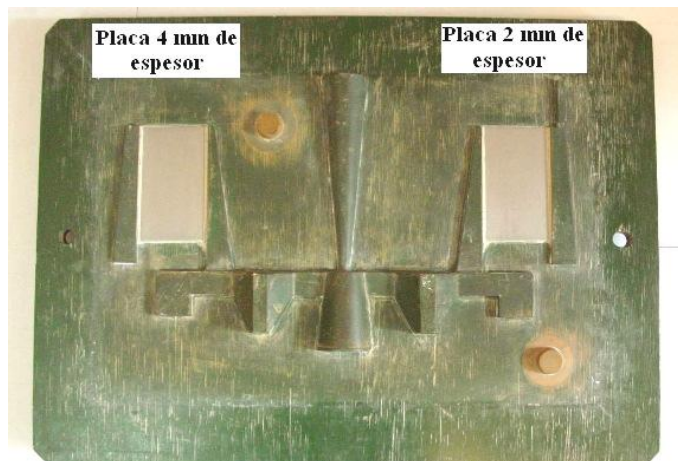


Figura 4. 10 Placa modelo vertical utilizada para realizar los moldes de arena.

La **Figura 4. 11** muestra las 2 mitades de un molde vertical antes de su cierre, donde se observa el canal de bajada y la base del bebedero pintadas con grafito para evitar la erosión del molde.



Figura 4. 11 Molde de arena producido a partir de la placa modelo de placas verticales, listo para ser cerrado.

En la **Figura 4. 12** se aprecia una pieza colada utilizando el molde de disposición vertical. En la imagen se puede observar también el bacín de colada donde se vuelca el metal procedente de la cuchara para producir un llenado del molde sin interrupciones, controlado y con altura metalostática prácticamente constante.



Figura 4. 12 Imagen de una pieza colada utilizando el modelo de disposición vertical.

4.2.4. Simulaciones de llenado y solidificación

Como se ha detallado en el punto **1.4.3.** de la revisión bibliográfica, las simulaciones de llenado y solidificación son de gran utilidad para verificar diseños existentes y para diseñar modelos y sistemas de alimentación. En este estudio, las simulaciones han sido empleadas para verificar el diseño del modelo horizontal. En el caso del modelo vertical fueron utilizadas como principal herramienta de diseño. Cabe aclarar que el modelo de disposición horizontal ya se encontraba en producción cuando fue adquirida la licencia académica del

software de simulación de flujo de fluidos y solidificación Novaflow&Solid[®], por lo que no pudo utilizarse para optimizar el diseño durante el desarrollo del modelo.

Simulaciones de llenado del molde horizontal.

La **Figura 4. 13** muestra una secuencia de simulación de la velocidad del fluido en diferentes etapas del llenado, para las placas de 1.5 y 2 mm de espesor del molde horizontal. El análisis se ha realizado sobre estos dos espesores de placas porque en la práctica han sido los casos que presentaron los mayores inconvenientes de llenado. Cabe aclarar que las placas de 3 y 4 mm de espesor presentaron un comportamiento similar que las de menores espesores.

En la **Figura 4. 13** se aprecia que las mayores velocidades se encuentran en el estrechamiento, en la base del bebedero y en los ataques a las placas, sin embargo el principal inconveniente que se advierte es el llenado irregular y con frentes discontinuos.

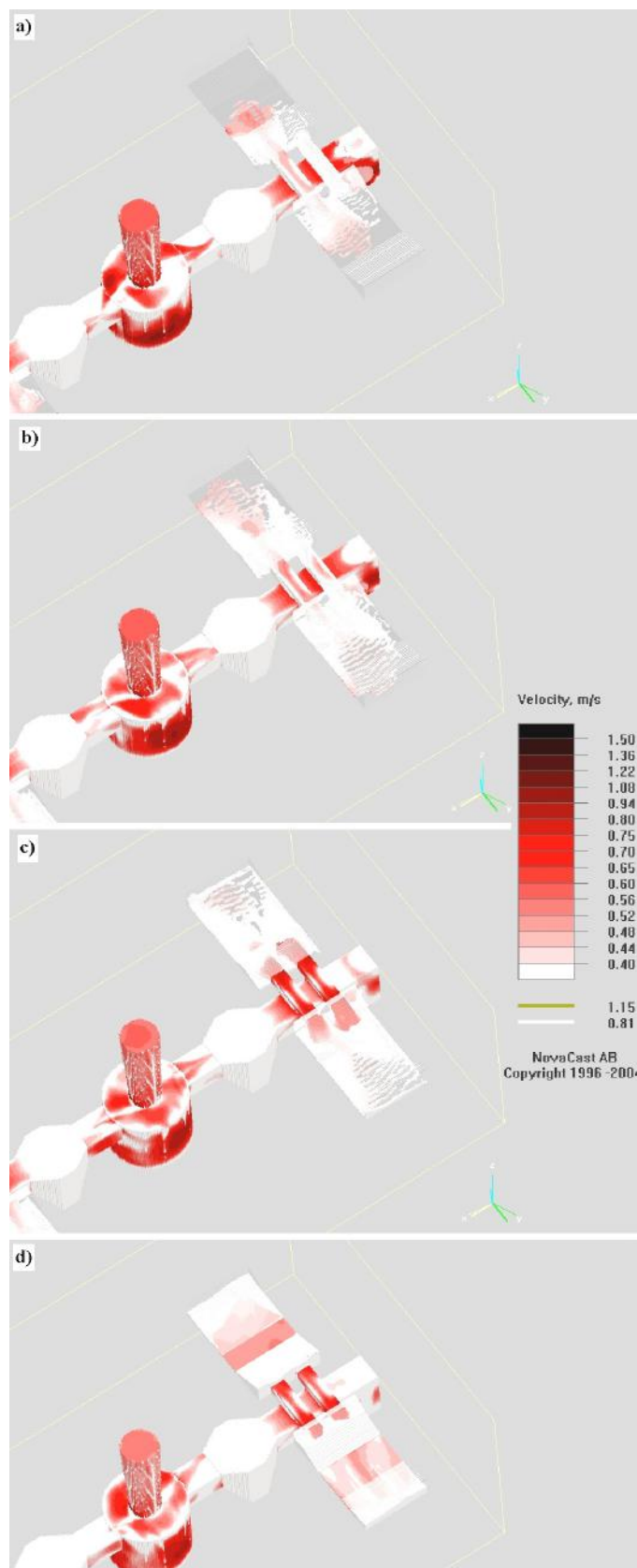


Figura 4. 13 Velocidad de flujo simulada y forma del frente de metal líquido en placas de 1.5 y 2 mm de espesor del molde horizontal para distintos porcentajes de llenado. a) 72%, b) 76%, c) 80% y d) 88%.

La **Figura 4. 14** muestra una secuencia de simulación de la velocidad del fluido en diferentes etapas del llenado, para las placas de 1.5 y 2 mm de espesor del molde horizontal. Cabe aclarar que las imágenes corresponden a un corte en el plano X-Y por encima del canal de colada, para una mejor interpretación de lo que sucede en las placas y en sus ataques.

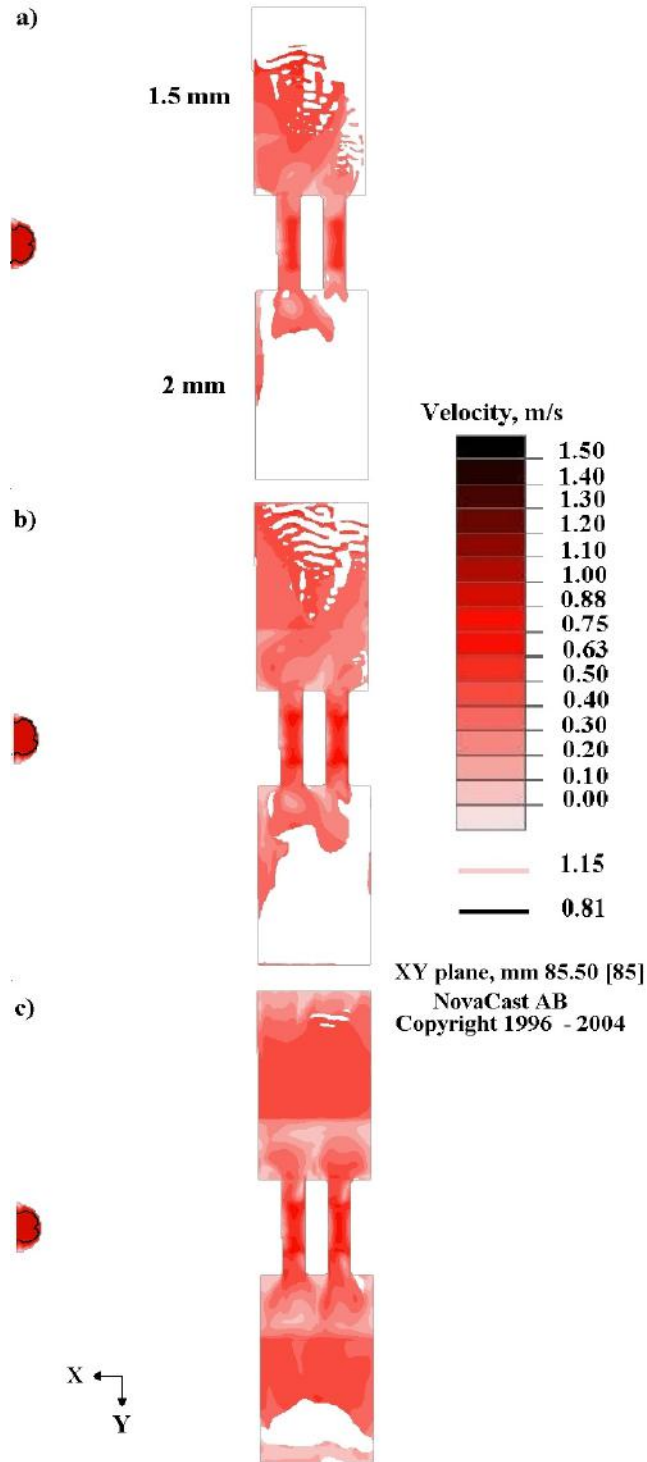


Figura 4. 14 Velocidad de flujo simulada y forma del frente de metal líquido en las placas de 1.5 y 2 mm de espesor del molde horizontal para distintos porcentajes de llenado. a) 74%, b) 78% y c) 84%.

Como se observa en las **Figuras 4. 13 y 4. 14**, para 72 % de llenado aproximadamente, el metal líquido que ingresa a la zona de espesor delgado de ambas placas pierde continuidad y rompe su frente de avance, con el consiguiente llenado irregular y descontrolado. Esta forma de llenado es más evidente en la placa de 1.5 mm de espesor. El frente de avance fragmentado genera inconvenientes, ya que la superficie libre del metal presenta películas de óxidos e impurezas que pueden incorporarse a la pieza, generando defectos internos en las placas que podrían afectar marcadamente las propiedades mecánicas. Asimismo, los distintos canales pueden “congelarse” antes de completar el llenado de la pieza, impidiendo la obtención de placas completas y sanas para el estudio.

Para las siguientes etapas de llenado, las simulaciones muestran la continuidad del patrón de llenado inicial. Stefanescu et al ³³ han encontrado condiciones similares de flujo en el llenado de placas de espesores delgados de disposición horizontal.

Es importante aclarar que según las simulaciones realizadas, un diseño con sistema de colada no presurizado, no asegura un llenado regular de las placas de espesores delgados estudiadas. Estas simulaciones muestran los riesgos que se presentan al diseñar piezas de pequeño espesor utilizando reglas empíricas empleadas en el diseño de piezas de secciones convencionales.

Simulación de microcavidades de contracción del molde horizontal.

Las presencia de cavidades de contracción en piezas coladas son defectos ocasionados por un mal diseño del sistema de alimentación, pudiéndose simular su ubicación en la pieza de estudio. La **Figura 4. 15** muestra, en un corte X-Y, las cavidades de contracción del molde horizontal, simuladas por medio del software Novaflow&Solid[®] e indicadas como zonas oscuras en la imagen.

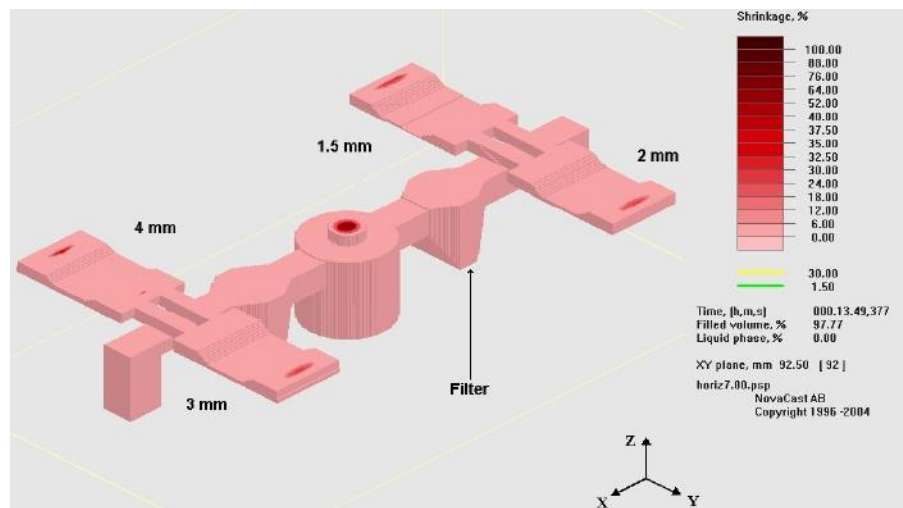


Figura 4. 15 Ubicación de las cavidades de contracción en el molde horizontal predichas por el software de simulación (las cavidades se muestran en color oscuro).

Como puede observarse en la **Figura 4. 15**, las regiones con cavidades de contracción se encuentran en los alimentadores de cada placa, del lado opuesto a la entrada del metal líquido y fuera de las zonas de interés de las placas de pequeño espesor.

Simulación de curvas de enfriamiento de las placas del molde horizontal.

En la **Figura 4. 16** se reportan las curvas de enfriamiento simuladas con el software Novaflow&Solid® correspondientes a las placas de 1.5, 2, 3 y 4 mm de espesor del molde horizontal. La termocupla se ubicó en el centro geométrico de las placas y a la mitad del espesor.

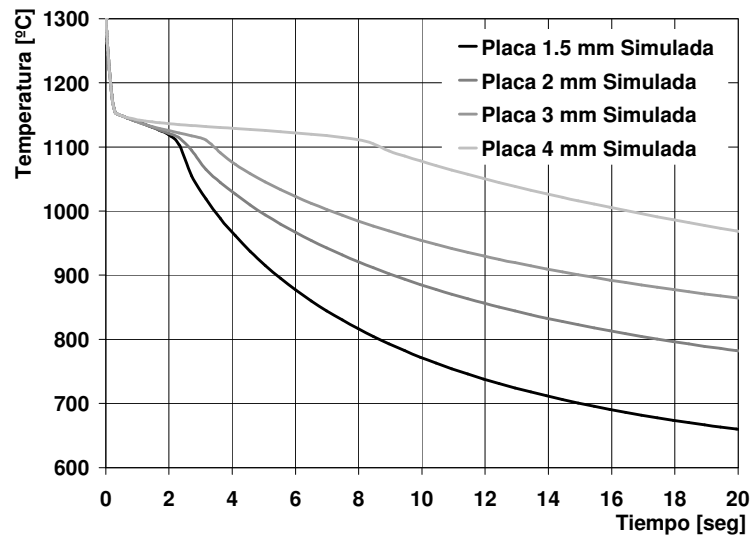


Figura 4. 16 Curvas de enfriamiento simuladas con el software Novaflow&Solid® correspondientes a las placas de 1.5, 2, 3 y 4 mm de espesor coladas con el molde horizontal.

En la **Tabla 4. 4** se lista la velocidad de enfriamiento simulada con el software Novaflow&Solid® correspondiente a las placas de 1.5, 2, 3 y 4 mm de espesor. La velocidad de enfriamiento fue medida para un 95 % de fase líquida. Puede apreciarse la elevadísima velocidad de enfriamiento en la placa de menor espesor, muy superior a los valores corrientes para piezas de espesores convencionales.

| Espesor [mm] | Temperatura [°C] | Fase líquida [%] | Velocidad de enfriamiento [°C/seg.] |
|--------------|------------------|------------------|-------------------------------------|
| 1.5 | 1156 | 95 | -190 |
| 2 | 1154 | 95 | -64 |
| 3 | 1155 | 95 | -44 |
| 4 | 1154 | 95 | -21 |

Tabla 4. 4 Velocidad de enfriamiento simulada con el software Novaflow&Solid® correspondiente a las placas de 1.5, 2, 3 y 4 mm de espesor del molde horizontal.

Simulaciones de llenado del molde vertical.

En la **Figura 4. 17** se observa una secuencia de simulación de velocidad de fluido del molde vertical en su diseño definitivo, para la placa de 2 mm de espesor.

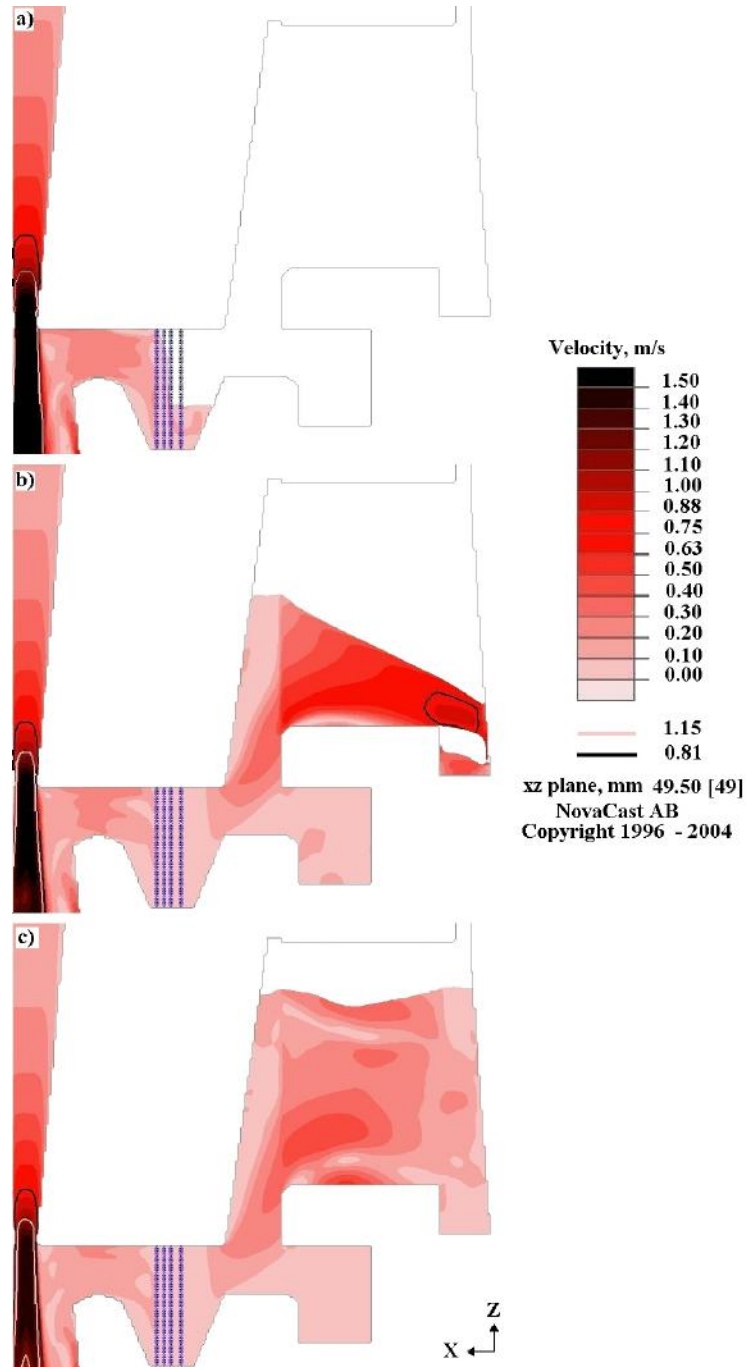


Figura 4. 17 Velocidad de flujo simulada y forma del frente de avance del metal líquido en la entrada de la placa de 2 mm de espesor colada en el molde vertical para distintos porcentajes de llenado. a) 54%, b) 86% y c) 96%.

En la **Figura 4. 17** se observa, para un 54 % de llenado de la pieza, que la zona con máxima velocidad del metal líquido corresponde al estrechamiento o “choke”. A medida que el metal avanza, se reduce marcadamente la velocidad del líquido en el canal de colada, debido al efecto de barrera que producen los filtros a cada lado de la base del bebedero. Asimismo, y aunque no se puede apreciar en la imagen, el ángulo negativo de la base del bebedero evita que el metal produzca proyecciones que pueden llegar a solidificarse, obstruyendo el filtro y produciendo inconvenientes durante el llenado del resto del molde.

Siguiendo con la secuencia de llenado de la placa de 2 mm, para un 86% de llenado del molde, se ha completado aproximadamente un tercio del llenado de la placa y se aprecia que el primer metal, generalmente con impurezas y menor temperatura, es atrapado por la cavidad ubicada en el alimentador secundario. Es a partir de éste punto que debe comenzarse, conforme al criterio de diseño elegido, con el seguimiento de la velocidad de avance del metal, procurando no superar los valores máximos calculados. La velocidad, durante todo el llenado de la placa, no supera los 1.15 m/seg, que es el valor máximo listado en la **Tabla 4. 3**. Solamente en la base del bebedero se supera dicho valor, pero esto no genera inconvenientes, ya que si por efecto de la alta velocidad se erosiona parte del molde, los granos de arena desprendidos serán atrapados por el filtro cerámico.

Para un 86 % de llenado del molde, se observa que el metal comienza a llenar la pieza ascendiendo por el canal vertical que actúa también como alimentador. La velocidad se sigue manteniendo por debajo del valor máximo admisible previsto. Se observa un llenado parejo y sin interrupciones, con un patrón similar al sugerido por Campbell ⁶⁷.

En la **Figura 4. 18** se muestran tres imágenes de la simulación de velocidad de fluido del molde vertical para la mitad del molde que posee la placa de 4 mm de espesor.

Claramente puede observarse la similitud en el patrón de llenado en comparación con la restante mitad del molde que contiene la placa de 2 mm de espesor. En efecto, para un 86 % de llenado, se aprecia que únicamente en la parte inferior de los alimentadores externos se supera el valor de velocidad máxima admisible correspondiente a este espesor (0.81 m/seg). Esta circunstancia ha sido admitida por encontrarse prácticamente fuera de los límites útiles de la placa y en las primeras etapas del llenado. Además, el líquido se acelera en la entrada de la cavidad utilizada como reservorio del primer líquido que ingresa a la placa. Esta cámara se ha colocado para evitar que posibles granos de arena que pudieron desprenderse durante el cierre del molde puedan ser arrastrados por el líquido y quedar luego atrapados en las placas como inclusiones.

Para un 96 % de llenado, se observa un avance del frente líquido estable, con velocidades inferiores a las máximas sugeridas.

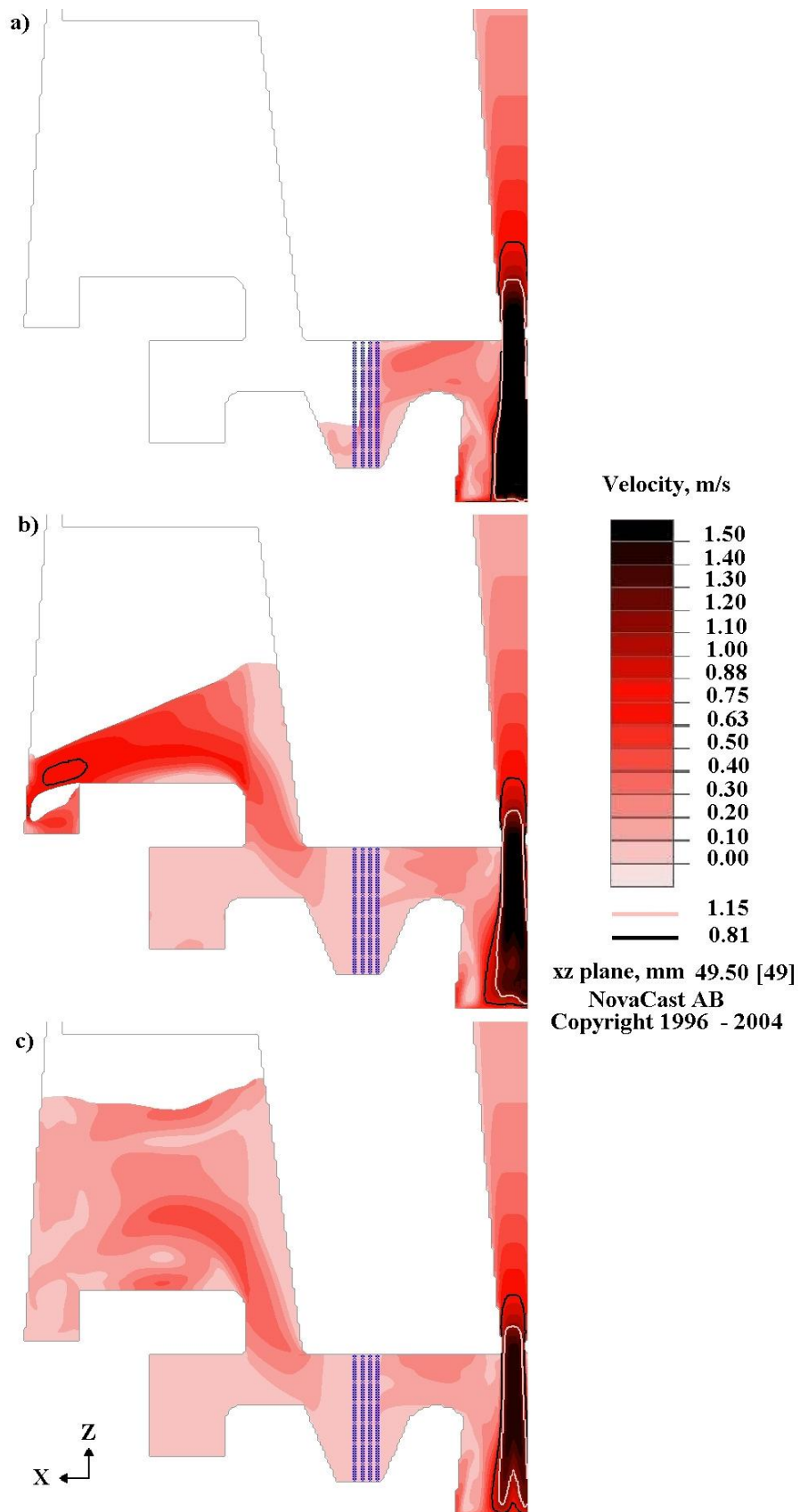


Figura 4. 18 Velocidad de flujo simulada y forma del frente de avance del metal líquido en la entrada a la placa de 4 mm de espesor, para distintos porcentajes de llenado a) 54%, b) 86% y c) 96%.

En la **Figura 4. 19** se observan 3 secuencias de simulación donde se aprecia las variaciones de temperaturas del metal líquido a medida que se produce el llenado del molde.

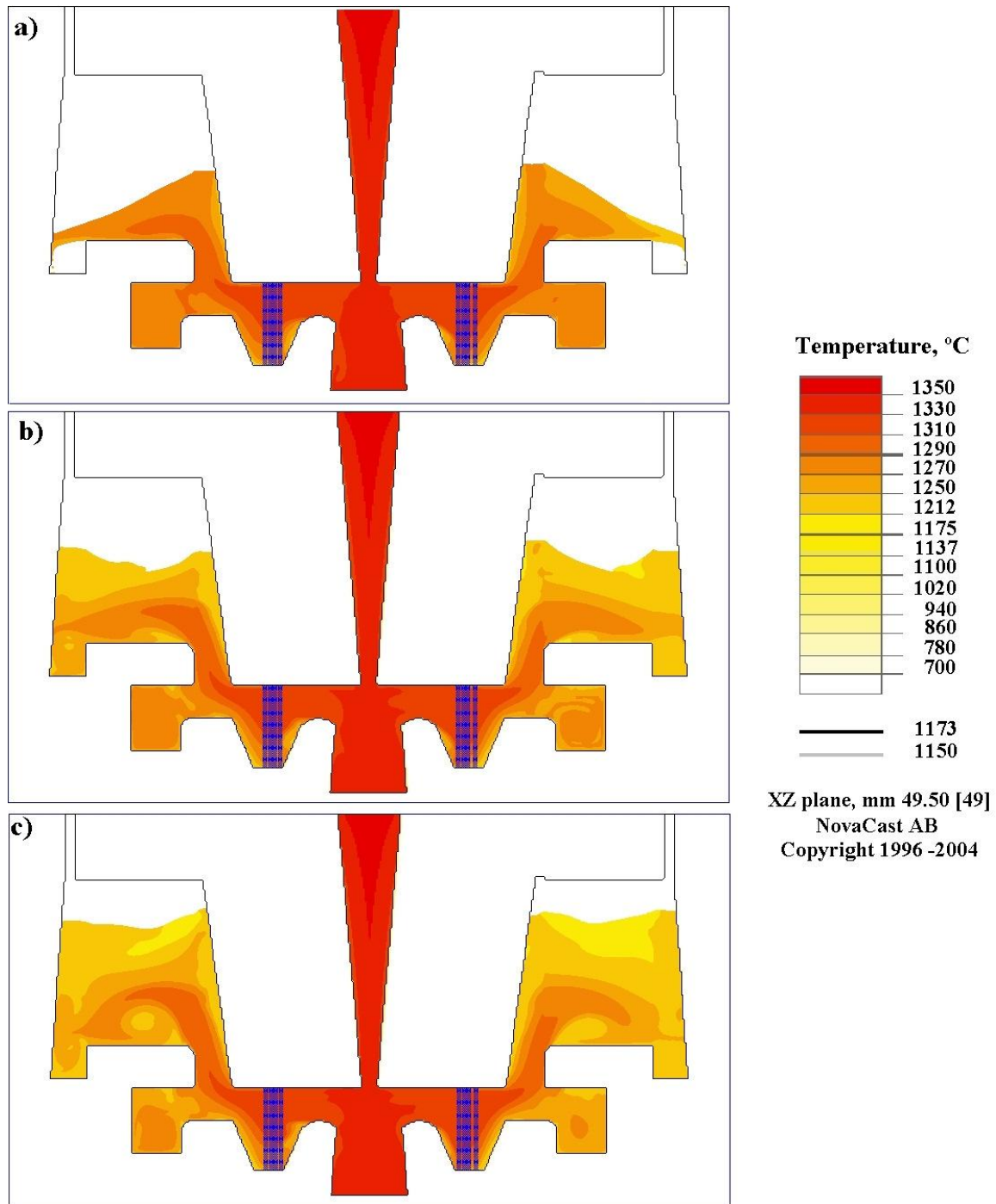


Figura 4. 19 Secuencia de simulación de temperatura del metal líquido en el molde vertical para distintos porcentajes de llenado: a) 84%, b) 92% y c) 96%.

Puede observarse que en ningún momento la temperatura cae por debajo de la que corresponde al inicio de solidificación (temperatura de “líquidus”), evidenciado por la no aparición de la isoterma de 1173 °C.

Como surge de las simulaciones de velocidad y temperatura del metal líquido, el software de simulación Novaflow&Solid® no predice anomalías de llenado y el patrón se corresponde con el sugerido por J. Campbell. A diferencia del modelo horizontal, no hay frentes dispersos, el metal fluye por la cavidad de la placa en forma controlada y con la velocidad por debajo de los máximos calculados.

Simulación de microcavidades de contracción del molde vertical.

La **Figura 4. 20** muestra un corte X-Y de las cavidades de contracción predichas por el software Novaflow&Solid® en el molde vertical.

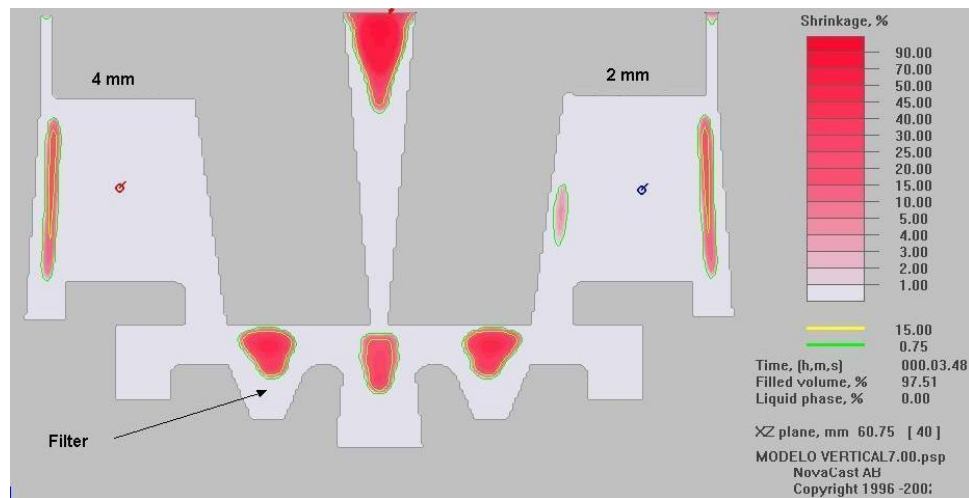


Figura 4. 20 Ubicación de las cavidades de contracción en el molde vertical, predichas por el software de simulación (las cavidades se muestran en tonalidad más intensa).

De acuerdo a las simulaciones, en el molde de disposición vertical, las zonas con posible presencia de cavidades de contracción se ubican en las cámaras de filtrado, en la base del bebedero, en la parte superior del bebedero y en los alimentadores de cada placa. Tanto la placa de 2 mm como la de 4 mm de espesor resultan libres de defectos de contracción.

Simulación de curvas de enfriamiento de las placas del molde vertical.

En la **Figura 4. 21** se reportan las curvas de enfriamiento simuladas con el software Novaflow&Solid® correspondientes a las placas de 2 y 4 mm de espesor. La termocupla se ubicó en el centro geométrico de las placas y a la mitad del espesor.

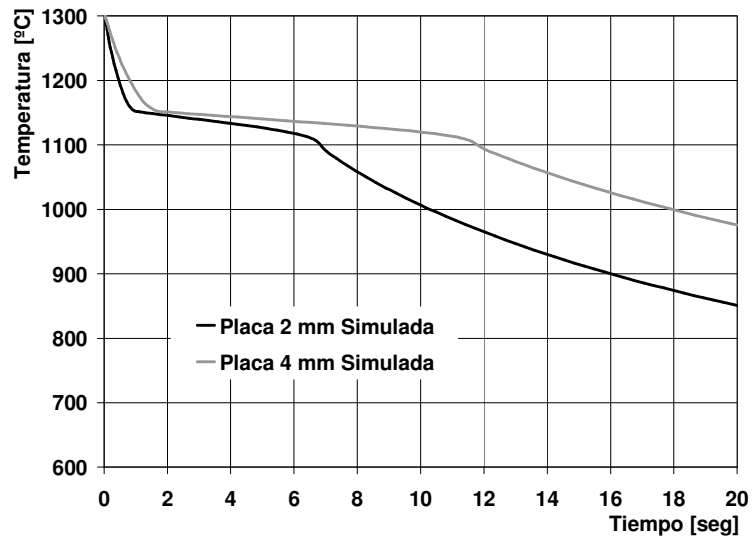


Figura 4. 21 Curvas de enfriamiento simuladas con el software Novaflow&Solid® para las placas de 2 y 4 mm de espesor (termocuplas ubicadas en el centro y a la mitad del espesor de cada placa).

En la **Tabla 4. 5** se lista la velocidad de enfriamiento simulada con el software Novaflow&Solid® correspondientes a las placas de 2 y 4 mm de espesor, para el 95% de fase líquida, respectivamente.

| Espesor | Temperatura | Fase líquida | Velocidad de enfriamiento |
|----------------|--------------------|---------------------|----------------------------------|
| [mm] | [°C] | [%] | [°C/seg] |
| 2 | 1156 | 95 | -72 |
| 4 | 1155 | 95 | -34 |

Tabla 4. 5 Velocidad de enfriamiento simulada con el software Novaflow&Solid® correspondiente a las placas de 2 y 4 mm de espesor del molde vertical.

4.2.5. Validación de simulaciones.

Para tener la certeza que los resultados obtenidos en las simulaciones se corresponden con la realidad, éstos debieron ser validados con parámetros medidos en piezas reales coladas en las mismas condiciones con que fueron realizadas las simulaciones. Esto constituye una etapa fundamental cuando se hacen diseños asistidos por simulaciones, y generalmente suelen presentarse algunas dificultades, principalmente si se trata de validar los resultados por medio de curvas de enfriamiento en piezas de pequeño espesor, dado que la elevada velocidad de enfriamiento requiere de termocuplas de alta velocidad de respuesta y sistemas adquirentes acordes.

Curvas de enfriamiento en placas de fundición nodular de pequeño espesor.

En la **Figura 4. 22** se reporta la curva de enfriamiento relevada en una placa de 4 mm de espesor del molde vertical, en una colada de 3.8 % de C, 2.7 % de Si, 0.027 % de Mg, identificada como colada **J** en el **punto 5.1**. La temperatura de colada fue aprox. 1375 °C.

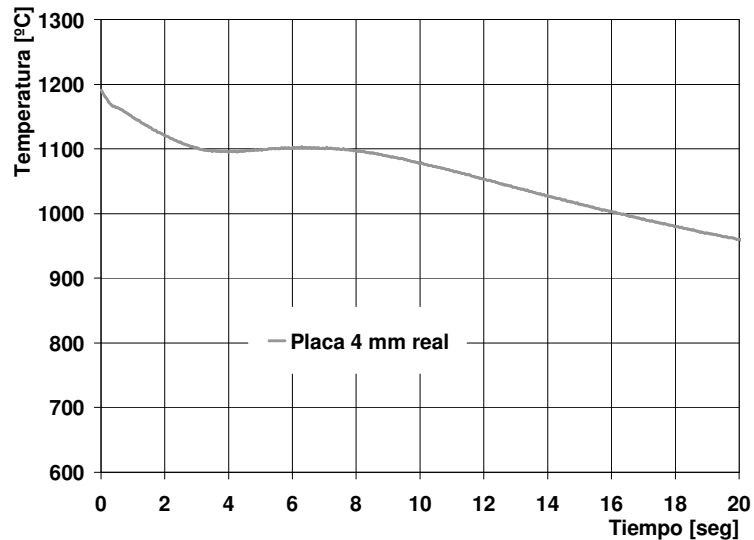


Figura 4. 22 Curva de enfriamiento experimental medida en una placa de 4 mm de espesor del molde vertical.

En la **Tabla 4. 6** se lista la velocidad de enfriamiento de la placa de 4 mm de espesor medida a 1155 °C. Esta temperatura es la misma que la utilizada en la determinación de las velocidades de enfriamiento por medio de simulaciones.

| Espesor | Temperatura | Velocidad de Enfriamiento |
|---------|-------------|---------------------------|
| [mm] | [°C] | [°C/seg] |
| 4 | 1155 | -32.5 |

Tabla 4. 6 Velocidad de enfriamiento correspondiente a la placa de 4 mm de espesor.

La rápida velocidad de extracción del calor ha imposibilitado la obtención de curvas de enfriamiento confiables para las placas coladas con el molde horizontal y la placa de 2 mm del molde vertical.

En total se realizaron 8 coladas para relevar las curvas de enfriamiento de las distintas placas, obteniéndose como curva de enfriamiento confiable y de calidad la correspondiente a la placa de 4 mm de espesor del molde vertical. La velocidad de enfriamiento calculada en la curva real coincide prácticamente con la simulada para el mismo molde y espesor, por lo que podemos suponer que las simulaciones se han realizado en condiciones comparables a las reales. Para los demás espesores, al no tener datos experimentales confiables, se tomaron como válidas las simulaciones por extrapolación de los valores prácticos medidos.

Marcas superficiales y defectos de llenado.

Algunas de las placas coladas presentaron diferencias en la textura y marcas superficiales, debido probablemente a las distintas temperaturas del metal líquido entre la entrada y la salida de la placa, o a deficiencias de llenado. Estas marcas, o pliegues, pueden ser utilizados en forma cualitativa para estimar visualmente el patrón de llenado de las placas con el molde vertical.

En la **Figura 4. 23** se muestra una fotografía correspondiente a una placa de 4 mm de espesor en la cuál se aprecian marcas en la piel que coinciden con el perfil de llenado predicho por las simulaciones (ver **Figuras 4. 17** y **4. 18**) lo que confirma la concordancia entre el patrón de llenado previsto en el diseño y el real.



Figura 4. 23 Placa de 4 mm de espesor colada con el molde vertical, mostrando defectos superficiales. La escala permite apreciar las dimensiones.

La **Figura 4. 24** muestra una placa de 1.5 mm de espesor, colada con el molde horizontal, en el cual se han producido deficiencias en el llenado, por una baja temperatura de colada o interrupciones en el llenado, produciéndose el “congelamiento” del metal en la zona de pequeño espesor de la placa. Este llenado incompleto, producto de un frente de avance irregular del metal, es similar a los defectos que predice el software Novaflow&Solid[®] y que se muestran en la **Figura 4. 14**.

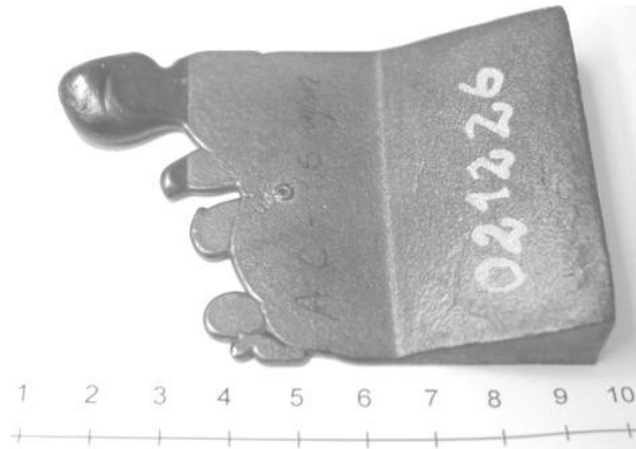


Figura 4. 24 Placa de 1.5 mm de espesor del molde horizontal sin llenar, donde se aprecian los frentes dispersos (escala en centímetros).

Cavidades de contracción.

Uno de los parámetros que brindan las simulaciones y que es posible validar es la presencia de cavidades de contracción. Si se realizan cortes y pulidos de las placas coladas en las zonas que el software de simulación predice la presencia de rechupes, se puede correlacionar el tamaño y la ubicación de estos defectos, estableciendo el grado de coincidencia de los resultados reales y simulados. De esta manera, pueden modificarse los parámetros de simulación para ajustarse a los resultados experimentales, asegurando adecuada confiabilidad para futuras simulaciones. Utilizando los dos modelos diseñados, se realizaron 2 coladas tendientes a validar la predicción de las cavidades de contracción.

Las macrografías de las **Figuras 4. 25** y **4. 26** muestran la posición de las cavidades de contracción halladas en las placas del molde horizontal y vertical.

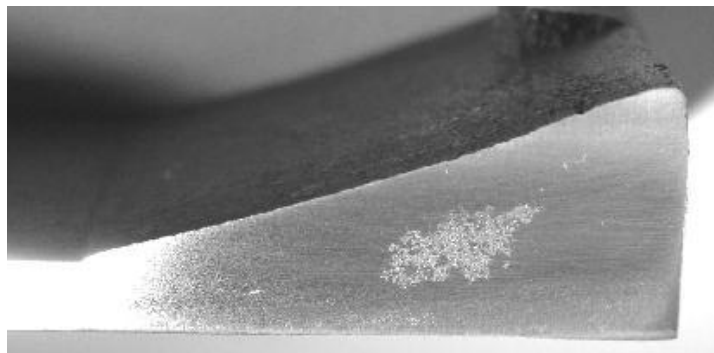


Figura 4. 25 Sección pulida del alimentador de la placa horizontal donde se puede observar la ubicación de las cavidades de contracción.

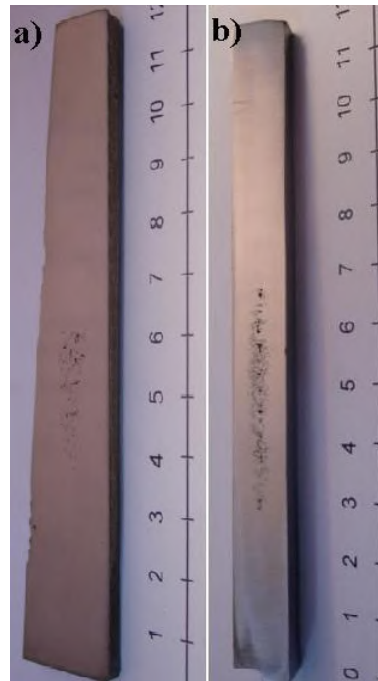


Figura 4. 26 Alimentador de la placa vertical con cavidades de contracción. a) corte longitudinal, b) corte transversal (escala en centímetros).

Como se aprecia en las **Figuras 4. 15** y **4. 20** la ubicación y tamaño de las cavidades de contracción coincide totalmente con lo previsto por el software para ambos tipos de moldes, verificándose que en todos los espesores estos defectos quedan fuera de la zona de las placas utilizadas para mecanizar las probetas de tracción.

Los resultados obtenidos muestran que, tanto para el molde horizontal como para el vertical, las placas se encuentran libres de cavidades de contracción. La buena coincidencia con las observaciones realizadas sobre las placas reales, sugiere que ambos modelos serían capaces de producir placas sanas (libres de defectos de contracción). Sin embargo, la rotura del frente de avance del líquido durante el llenado de las placas del molde horizontal, sugiere que puede haber presencia de otros defectos (óxidos atrapados) que las simulaciones no pueden predecir.

4.2.6. Rugosidad superficial.

La rugosidad superficial de las piezas coladas puede tener gran influencia sobre los valores de propiedades mecánicas de las placas de espesores delgados ensayadas con la piel en estado bruto de colada. A medida que el espesor de una determinada pieza disminuye, aumenta la influencia de la topografía superficial sobre las propiedades mecánicas, tales como resistencia a la tracción, ductilidad y principalmente resistencia a la fatiga. Aunque en el presente estudio todas las probetas que se utilizaron para evaluar las propiedades mecánicas han sido rectificadas para eliminar totalmente la piel, la evaluación de la rugosidad puede utilizarse como parámetro de calidad superficial de las piezas producidas. Los valores típicos

de rugosidad superficial (parámetro Ra) para piezas coladas en moldes de arena se encuentran en el rango de 6.3 a 50 μm . El rango más frecuente se limita a 12.5 a 25 μm ⁶⁸.

La **Tabla 4. 7** muestra los valores medidos de Ra sobre las placas de 2 y 4 mm de espesor, coladas utilizando el molde horizontal.

| Molde | Espesor, [mm] | Cara | Ra [μm] |
|------------|---------------|----------|----------------------|
| Horizontal | 2 | Superior | 18.15 61.65 |
| Horizontal | 2 | Inferior | 10.80 61.21 |
| Horizontal | 4 | Superior | 11.35 61.15 |
| Horizontal | 4 | Inferior | 9.38 60.25 |

Tabla 4. 7 Rugosidad superficial de placas coladas utilizando el molde horizontal.

Los valores de Ra en la cara inferior de las placas son cercanos a 10 μm , lo que representa una mejor terminación que el valor normal establecido para piezas fundidas en arena, mientras que el lado superior ha mostrado valores de 18 μm , que resultan usuales en este tipo de piezas.

4.3. Conclusiones.

☞ Se ha diseñado un molde horizontal para colar placas de espesores delgados de fundición de hierro nodular utilizando una configuración despresurizada. El diseño fue basado en criterios empíricos y en experiencias previas de la Div. Metalurgia - INTEMA en el diseño de modelos. La capacidad del molde para llenar, con baja turbulencia, la cavidad de la placa de espesor delgado fue verificada utilizando el software Noveflow&Solid®. Los resultados muestran que la utilización de reglas empíricas y una configuración no presurizada no son suficientes para garantizar un apropiado llenado, dado que se evidenció la rotura del frente de avance líquido y una excesiva velocidad de flujo.

☞ Se ha diseñado un modelo para colar placas verticales de espesor delgado de fundición nodular utilizando una configuración despresurizada. Se utilizaron simulaciones matemáticas de flujo de fluido y solidificación para optimizar el diseño del modelo, conjuntamente con límites de velocidad basados en el número de Weber. Este molde permitió fabricar placas sanas.

☞ Las simulaciones del software Novaflo&Solid® para predecir la ubicación de las microcavidades de contracción en ambos moldes, coincidieron con la ubicación real de estos defectos en las piezas, confirmando la utilidad de esta herramienta para el diseño de piezas de espesores delgados de fundición nodular.

☞ El uso de una configuración vertical, acompañada de un canal de colada también vertical a lo largo de toda la placa, permitió obtener un llenado estable, sin turbulencias. La disposición vertical logra por lo tanto evitar la formación de canales de líquido fluyendo dentro de la cavidad del molde, atravesando porciones solidificadas, y prevenir así la

formación de frentes múltiples o discontinuos, que pueden atrapar inclusiones u óxidos en el seno de la pieza.

☞ La velocidad de enfriamiento real medida sobre una placa de 4 mm de espesor del molde vertical coincide con la simulada con el software Novaflow&Solid®, validando de esta manera las simulaciones realizadas.

Capítulo 5.

Producción de piezas (placas) de fundición nodular de pequeño espesor.

El presente capítulo tiene por objetivo reseñar las técnicas de producción de las piezas de estudio y el espectro de composición química utilizado durante el trabajo de tesis.

Por otro lado, se reportan algunas situaciones particulares de la producción de piezas a escala de planta piloto, generadas por el pequeño volumen de metal líquido, que deben tenerse en cuenta en el análisis de los resultados.

5.1. Composición química.

Como se ha detallado en el capítulo 1, **punto 1.4.3.**, para producir fundición nodular de pequeño espesor se utilizan habitualmente composiciones químicas con valores de carbono equivalente (C.E) comprendidos entre 4.5 y 5 %, que ubican al material en el rango hipereutéctico. Estos valores de C.E notablemente hipereutécticos aumentan el potencial de grafitización y por ende disminuyen la tendencia a la formación de carburos. Además, aumenta la fluidez del metal y mejora la colabilidad.

Para producir las piezas coladas empleadas en la presente tesis se siguieron, en primera instancia, las recomendaciones de composición química reportadas en la bibliografía ^{32, 34, 36 y 45}. Luego, sobre la base de los resultados e hipótesis propias, se fue evolucionando hasta definir un rango de composición química que permita satisfacer los requerimientos de calidad microestructural (principalmente morfología de la fase grafito) y las propiedades mecánicas impuestas por la norma ASTM A536 E8M. Complementariamente, se realizaron coladas con C.E distintos, para fines comparativos.

En la **Tabla 5. 1** se lista la denominación y composición química de las distintas coladas producidas en el marco de este trabajo de tesis.

En dicha tabla se aprecia el amplio rango de C.E utilizado, desde valores muy hipereutécticos cercanos al 5 %, hasta valores hipoeutécticos de aproximadamente 4.1 %. La totalidad de las coladas utilizadas fueron no aleadas, a excepción de la colada denominada **AL**, utilizada para realizar estudios sobre cinética de austemperizado. Dicha colada contenía 0.43 % de Ni, 0.19 % de Mo y 0.59 % de Cu como elementos de aleación.

| Colada | Composición Química [% en peso] |
|--------|---------------------------------|
|--------|---------------------------------|

| | C | Si | Mn | S | P | Mg | C.E |
|-----------|----------|-----------|-----------|----------|----------|-----------|-------------|
| A | 3.70 | 3.26 | 0.28 | 0.02 | 0.06 | 0.059 | 4.78 |
| B | 3.65 | 3.59 | 0.27 | 0.03 | 0.03 | 0.021 | 4.85 |
| C | 3.80 | 2.92 | 0.27 | 0.02 | 0.04 | 0.040 | 4.77 |
| D | 3.53 | 2.89 | 0.32 | 0.03 | 0.05 | 0.052 | 4.49 |
| E | 3.65 | 3.04 | 0.20 | 0.04 | 0.05 | 0.048 | 4.65 |
| F | 3.46 | 2.85 | 0.18 | 0.02 | 0.05 | 0.029 | 4.41 |
| G | 3.60 | 2.72 | 0.23 | 0.01 | 0.04 | 0.040 | 4.51 |
| H | 3.60 | 3.15 | 0.20 | 0.01 | 0.04 | 0.032 | 4.65 |
| I | 3.19 | 2.63 | 0.21 | 0.02 | 0.03 | 0.030 | 4.06 |
| J | 3.80 | 2.70 | 0.26 | 0.02 | 0.04 | 0.027 | 4.70 |
| SA | 3.70 | 2.90 | 0.13 | 0.014 | 0.03 | 0.035 | 4.66 |
| AL | 3.65 | 3.00 | 0.15 | 0.016 | 0.04 | 0.037 | 4.65 |
| BS | 3.38 | 2.31 | 0.12 | 0.016 | 0.03 | 0.038 | 4.15 |
| MC | 3.46 | 2.79 | 0.17 | 0.025 | 0.03 | 0.036 | 4.39 |

Tabla 5. 1 Composición química de las coladas utilizadas.

Un elemento de importancia en la composición química de la fundición nodular de pequeño espesor es el porcentaje de magnesio, utilizándose habitualmente valores comprendidos entre 0.04 y 0.06 %^{32, 34, 36 y 42}. Este rango incluye valores muy bajos de magnesio residual comparados con las prácticas tradicionales de producción de piezas de espesores convencionales. En efecto, debido a que la elevada velocidad de enfriamiento de las piezas de espesor delgado aumenta la tendencia a la formación de grafito esferoidal, es conveniente reducir el tenor de Mg, ya que mayores porcentajes de este elemento pueden afectar las propiedades mecánicas al aumentar la tendencia a la formación de microrechupes^{52 y 55}.

Por su parte, los contenidos de Manganeso se ubicaron en el rango de 0.11 a 0.32 % y los de azufre entre 0.01 y 0.03 %. Estos porcentajes quedaron definidos exclusivamente por las materias primas utilizadas.

Es importante aclarar algunas cuestiones adicionales referidas a la composición química, que son principalmente inherentes a los medios de producción disponibles. La limitada capacidad del horno de fusión disponible en la DMI ha obligado a realizar más de una colada apuntando a una misma composición química. Esta circunstancia se ha presentado principalmente en las primeras coladas realizadas, ya que el volumen de metal líquido disponible permite llenar simultáneamente 1 molde horizontal, 2 moldes verticales y un bloque “Y” de ½” para contraste de resultados. Esto obligó a repetir coladas para contar con la cantidad suficiente de probetas para realizar los ensayos de tracción de todos los espesores de pieza estudiados. Asimismo, los espesores más pequeños (1.5 y 2 mm) presentaron inconvenientes de llenado en varias coladas, lo que ha obligado a repetir las mismas. Esta necesidad de repetición de coladas ocasionó un inconveniente extra, ya que fue muy

difícil obtener la misma composición química en dos coladas separadas, debido a la falta de repetitividad propia del proceso de producción a escala de planta piloto.

5.2. Tratamiento del metal líquido.

El tratamiento del metal líquido se realizó en dos etapas, utilizando una primera cuchara para el proceso de nodulización y una segunda para el proceso de inoculación y colada.

Según la bibliografía consultada, el tratamiento del metal líquido con inoculación tardía en el chorro de traspaso de la primera a la segunda cuchara, produce mejores resultados en lo referente al aumento del conteo nodular y mínima cantidad de carburos, respecto a otras técnicas como son el tratamiento en una sola cuchara o la inoculación en el molde. Esta misma metodología ha sido utilizada por otros investigadores para producir placas de fundición nodular de pequeño espesor ^{32, 34, 36, 41 y 46}. Además, el tratamiento en dos cucharas es fácilmente aplicable a métodos de producción industriales, y en la actualidad las plantas metalúrgicas con mayor tecnología utilizan la inoculación en el chorro de metal cuando se emplean cucharas automáticas, con muy buenos resultados.

Sin embargo, el tratamiento en dos cucharas trae aparejado algunos inconvenientes que deben ser tenidos en cuenta a la hora de explicar algunas cuestiones. Una de ellas es la pérdida de temperatura durante el tratamiento del metal líquido, ya que como el volumen de metal producido en planta piloto es pequeño, la pérdida de temperatura es elevada, y esto atenta contra el llenado de las placas de menor espesor. Por tal razón, la temperatura de sobrecalentamiento del metal líquido se mantuvo en el rango de 1530 a 1550 °C, mientras que la de colada osciló entre 1320 y 1350 °C, dependiendo del tiempo insumido en el tratamiento del metal y de la temperatura de las cucharas. Además, cabe señalar que no solo el tratamiento disminuye la temperatura del líquido, sino que también hay pérdida de temperatura en el traspaso de metal del horno a la primera cuchara y de esta a la segunda, aunque se utilicen cucharas precalentadas a temperaturas de entre 800 y 900 °C.

Otro inconveniente de sobrecalentar tanto el metal es la pérdida de carbono, tanto por la elevada temperatura, el tiempo que demanda lograrla y el tiempo que insume medir la composición química del metal base vía espectrometría. Esto obliga a corregir el porcentaje de C del metal base, tarea poco eficiente por la dificultad de incorporar el grafito (de muy baja densidad) al metal líquido.

Asimismo, como se han repetido coladas para obtener la cantidad suficiente de placas y probetas, fue difícil lograr repetir la cantidad de carbono, la eficiencia del tratamiento del metal líquido y la temperatura de colada, lo que influyó la calidad y cantidad del grafito libre entre coladas de una misma composición química y la cantidad de silicio que se incorporó durante el tratamiento de nodulización e inoculación, por pérdidas durante la reacción y en la escoria.

Otro aspecto a tener en cuenta es la escoria que se produce durante el tratamiento del metal líquido. Debido al pequeño volumen de metal, no pueden utilizarse productos “atrapa escoria”, como se hace habitualmente en la industria, que aglutinan la escoria y facilitan su

remoción de la cuchara de colado, ya que debido al escaso tiempo disponible para realizar la operación, quedan restos de este producto que posteriormente obstruyen los filtros de los moldes. Por lo tanto, en pos de lograr la mayor temperatura de colada, siempre se descorificó manualmente. Debido a esto, cobró mucha importancia la adecuada selección de los filtros cerámicos espumados de carburo de silicio, ya que debían tener poros suficientemente pequeños para atrapar la escoria que ingresaba al molde y no debían obstruirse e impedir el normal flujo del metal dentro del mismo.

5.3. Microestructura de la matriz.

El estudio de propiedades mecánicas y caracterización de la fase grafito se ha desarrollado íntegramente sobre probetas con matriz totalmente ferrítica, producto del tratamiento térmico de ferritizado realizado sobre el material de estudio. Aunque esta matriz difícilmente sea la que se utilice en piezas reales en estado bruto de colada, fue adoptada para nuestro estudio a fin de minimizar el número de variables en juego y poder detectar la influencia de la composición química sobre la fase grafito (conteo nodular, nodularidad y esfericidad) y las propiedades mecánicas, sin la influencia de los distintos microconstituyentes (perlita, ferrita, carburos ledeburíticos, carburos de temple inverso, etc) presentes en las piezas de fundición nodular de pequeño espesor en estado bruto de colada.

Logrado el objetivo de optimización de la fase grafito y de las propiedades mecánicas de las placas de pequeño espesor con matriz ferrítica, se procedió a la obtención de otras matrices, con el objetivo de estudiar materiales de alta calidad metalurgia y elevada resistencia mecánica.

Capítulo 6.

Caracterización microestructural de placas de fundición nodular de pequeño espesor.

Una vez lograda la puesta a punto de la producción de placas de fundición nodular de pequeño espesor, el material debió caracterizarse en distintos estados metalúrgicos por medio de análisis microestructurales, que incluyeron determinaciones de conteo nodular, morfología y distribución de la fase grafito y características de la matriz.

La alta velocidad de enfriamiento y el elevado carbono equivalente (C.E.) diferencian a este tipo de piezas de aquellas de espesores convencionales del mismo material, pudiendo afectarse la microestructura en bruto de colada, como así también la calidad, cantidad, morfología y distribución de la fase grafito.

6.1. Metodología experimental.

Se realizaron 5 coladas utilizando moldes con disposición horizontal y vertical de las placas. Las coladas utilizadas para esta etapa del estudio fueron las denominadas A, B, C, D y E. La composición química de cada colada se detalla en el ítem 5.1 y en la **Tabla 5.1**.

En la **Figura 6. 1** se observa la zona de extracción de muestras metalográficas de las placas obtenidas con el molde de disposición horizontal.

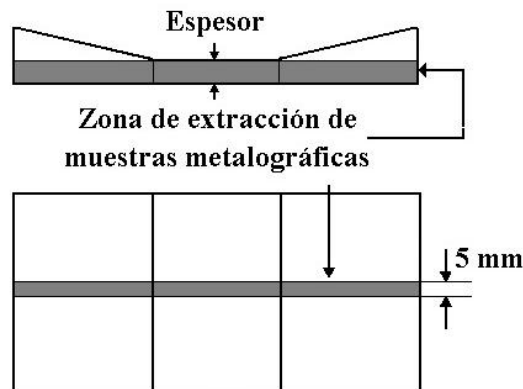


Figura 6. 1 Esquema de la zona de extracción de muestras metalográficas en las placas de molde de disposición horizontal.

En la **Figura 6. 2** se observa la zona de extracción de muestras metalográficas en las placas del molde de disposición vertical.

Las metodologías utilizadas para la preparación de muestras metalográficas han sido reportadas en el Capítulo 3.

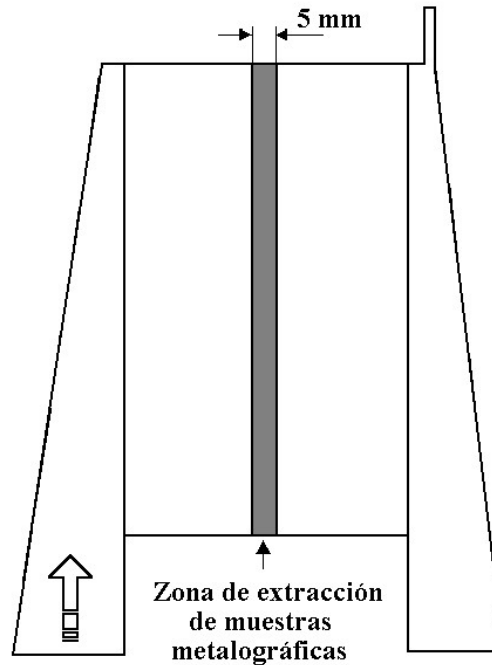


Figura 6. 2 Esquema de la zona de extracción de muestras metalográficas en las placas del molde de disposición vertical.

6.2. Resultados.

6.2.1. Microestructura de la matriz en estado bruto de colada de placas de 2 y 4 mm de espesor, coladas con el molde vertical.

Previo a la preparación de las probetas para ensayos mecánicos, de las placas de espesores delgados se extrajeron muestras en la condición bruto de colada, para realizar metalografías. Sobre dichas muestras se constató la existencia o no de carburos ledeburíticos y se determinaron las cantidades relativas de perlita y ferrita.

En la **Figura 6. 3** se muestra la microestructura de una placa de 2 mm de espesor del molde vertical con 4.65 % de C.E, perteneciente a la colada E. Como se aprecia en la imagen, la placa de 2 mm de espesor posee una estructura perlítico-ferrítica, con la típica morfología en forma de “ojo de buey”, es decir, áreas de ferrita rodeando a los nódulos de grafito. Por otro lado, en la misma figura se evidencia una “doble familia” de nódulos, caracterizados por la diferencia entre el tamaño de los nódulos primarios o proeutéticos (con un diámetro promedio de 20 μm) y los eutéticos (diámetro promedio de 6 a 8 μm), como es de esperar en una colada con C.E hipereutético. También es importante notar que la microestructura se encuentra libre de carburos ledeburíticos en la placa de 2 mm de espesor, a pesar de la elevada velocidad de enfriamiento. Cabe aclarar que la micrografía fue tomada en la zona central de la placa, a la mitad del espesor. Esta zona coincide con la zona calibrada de las probetas de tracción.

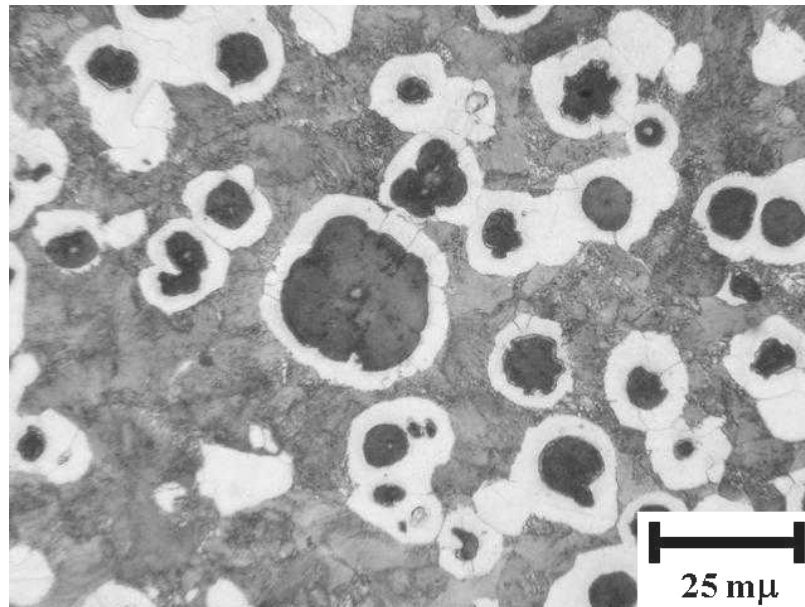


Figura 6. 3 Microestructura en bruto de colada. (Colada E, 2 mm de espesor, 4.65 % de C.E, atacada con nital al 2%).

En la **Figura 6. 4** se observa la microestructura en bruto de colada de una placa de 4 mm de espesor del molde vertical con 4.65 % de C.E, perteneciente a la colada E.

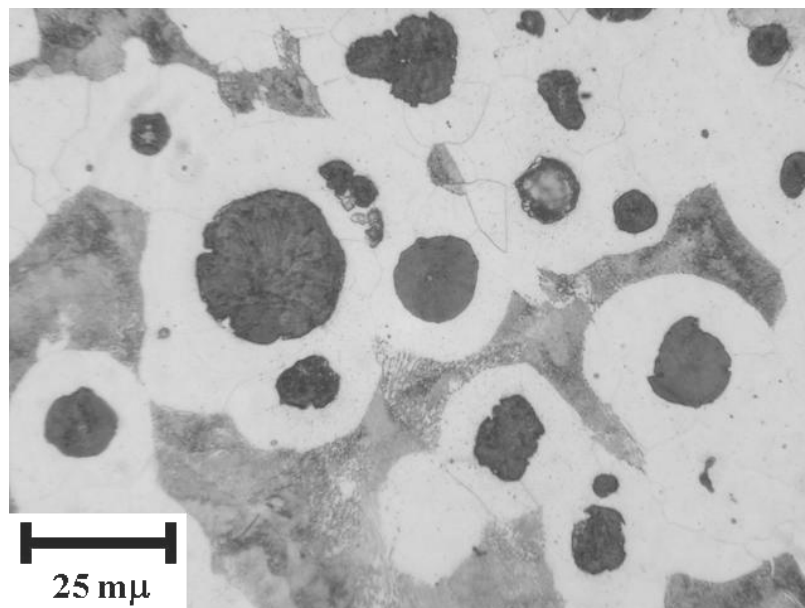


Figura 6. 4 Microestructura en bruto de colada. (Colada E, 4 mm de espesor, 4.65 % de C.E, atacada con nital al 2%).

Al igual que en la **Figura 6. 3** se aprecia una microestructura ferrítico-perlítica, pero con menor cantidad de perlita, producto de la menor velocidad de enfriamiento de la placa de 4 mm. Asimismo, esta placa posee menor cantidad de nódulos, de mayor tamaño que los presentes en la placa de 2 mm de espesor. En esta muestra tampoco se observan carburos ledeburíticos en la zona media de la placa

Tanto en las muestras de molde horizontal como vertical, las microestructuras resultaron ser similares, con la salvedad de que en el primer caso, el tamaño y ubicación de los alimentadores en forma de cono truncado, disminuyó la velocidad de enfriamiento de la zona delgada, lo que produjo variaciones en las cantidades relativas de ferrita y perlita cuando se compararon con placas de igual espesor del molde vertical.

6.2.2. Cantidad y distribución de carburos en bruto de colada.

En la **Figura 6. 5** se muestra la cantidad y distribución de los carburos ledeburíticos presentes en placas de 2 y 4 mm de espesor coladas con el molde vertical. Se utilizó el molde vertical debido a que posee una condición de enfriamiento más severa que el molde de disposición horizontal. En este caso, la colada analizada fue la D, que posee 4.49 % de C.E. El punto 0 (cero) del eje X corresponde al borde inferior de las placas, mientras que el punto 100 al borde superior.

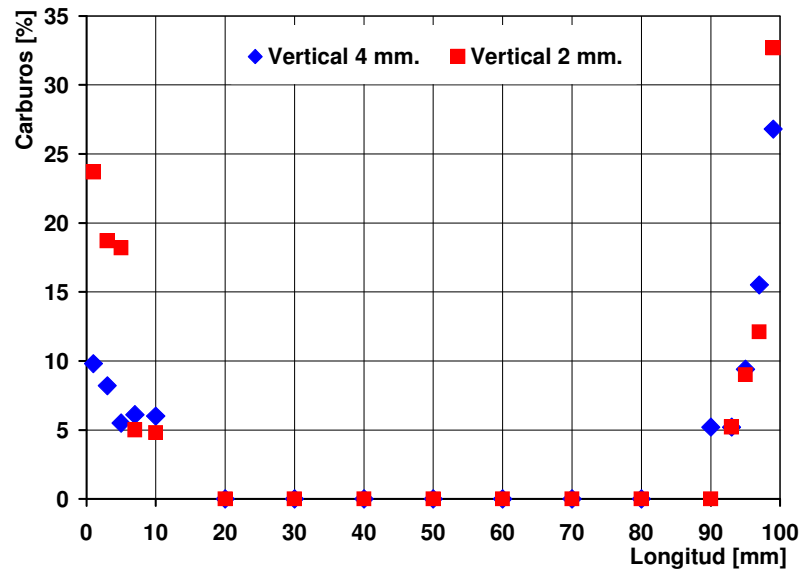


Figura 6. 5 Contenido de carburos ledeburíticos a lo largo de la línea central de las placas de 2 y 4 mm de espesor de la colada D, molde vertical, 4.49 % de C.E.

Como se puede observar, si bien el contenido de carburos es alto en los bordes superior e inferior de las placas, cae marcadamente hacia el centro, llegando a cero a aproximadamente 10 mm del borde de cada placa, evidenciando que gran parte del volumen de la placa se encuentra libre de carburos. Esta distribución de carburos indica que hay un efecto de borde, dado que las partes superiores e inferiores se enfrían más rápido por tener mayor superficie en contacto con las paredes de arena del molde. Lógicamente, las diferencias entre las placas de 2 y 4 mm de espesor son debidas a la mayor velocidad de enfriamiento de la placa de menor espesor.

En la **Figura 6. 6** se observa la microestructura de una zona muy cercana al borde superior de una placa de 2 mm de espesor colada con el molde vertical, donde se aprecia abundante cantidad de carburos ledeburíticos.

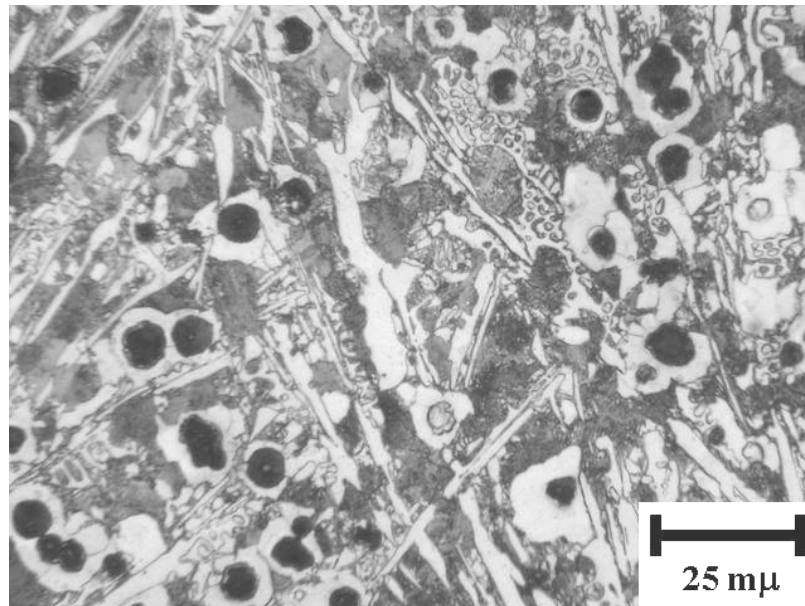


Figura 6. 6 Microestructura en bruto de colada, borde superior de la placa. (Colada D, 2 mm de espesor, 4.49 % de C.E, atacada con nital al 2%).

La **Figura 6. 7** muestra la microestructura de una zona cercana al borde superior de una placa de 4 mm de espesor del molde vertical, donde se observa también abundante cantidad de carburos ledeburíticos.

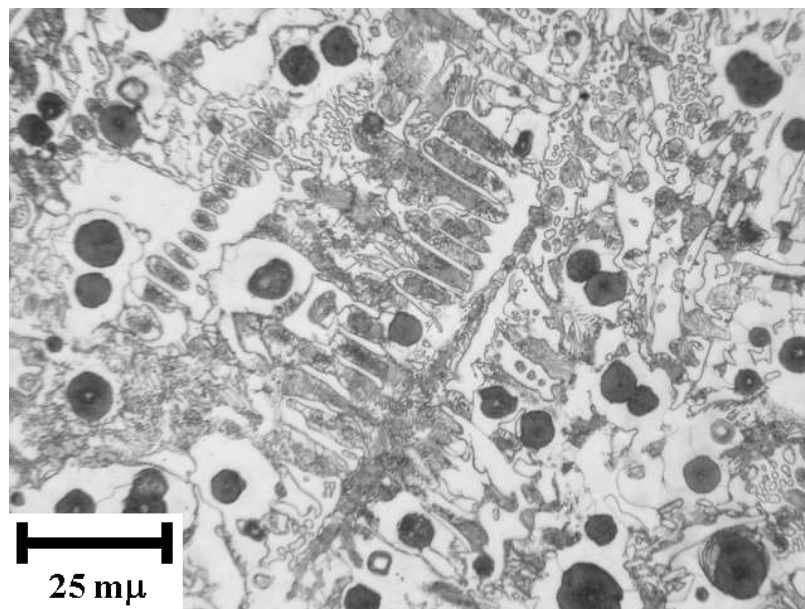


Figura 6. 7 Microestructura en bruto de colada, borde superior de la placa. (Colada D, 4 mm de espesor, 4.49 % de C.E, atacada con nital al 2%).

Además de los típicos carburos ledeburíticos, también se encontró otro tipo de carburos en las placas de pequeño espesor, denominados “carburos de temple inverso”. Este tipo de carburos se encontró en el centro térmico de las placas de 4 mm de espesor. En la **Figura 6. 8** se observa la morfología de los carburos de temple inverso presentes en una placa de 4 mm de espesor.

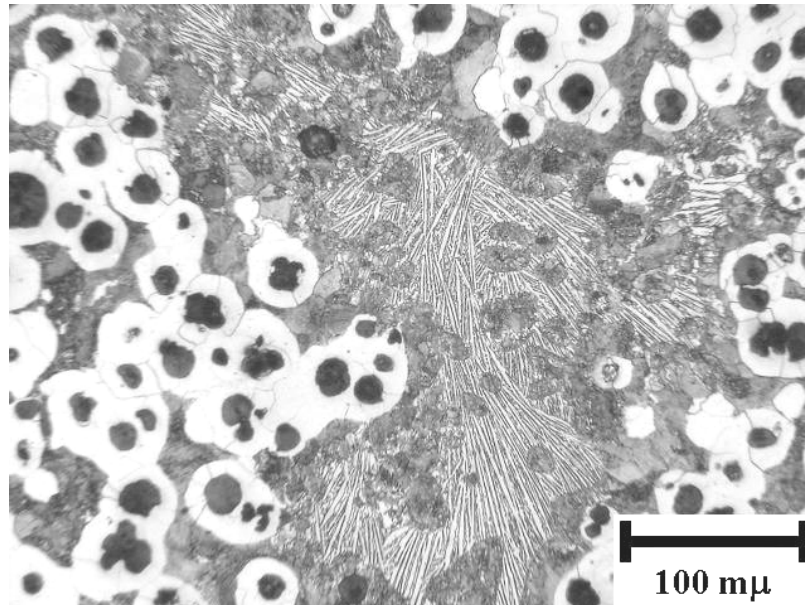


Figura 6. 8 Zona con presencia de carburos de temple inverso (Colada E, 4 mm de espesor, 4.65 % de C.E, atacada con nital al 2%).

Cabe aclarar que, aunque los porcentajes de silicio empleados fueron elevados (lo que amplía considerablemente el intervalo de temperaturas entre el eutéctico estable y el metaestable), no resultaron suficientes para evitar la formación de carburos ledeburíticos en algunos sectores de las placas, ya que la alta velocidad de enfriamiento promueve su aparición aún en coladas sin contenido de elementos formadores de carburos.

6.2.3. Distribución de la fase grafito en placas de fundición nodular de pequeño espesor.

Se ha realizado un detallado estudio metalográfico de la morfología, tamaño y distribución de la fase grafito en las placas de pequeño espesor coladas en los moldes verticales y horizontales. Estos estudios incluyeron un mapeo microestructural del área completa de media placa de 4 mm de espesor, de la colada A con CE = 4.78 %, producida en el molde vertical. En la **Figura 6. 9** se indican con puntos negros las zonas de la placa donde han sido tomadas las imágenes.

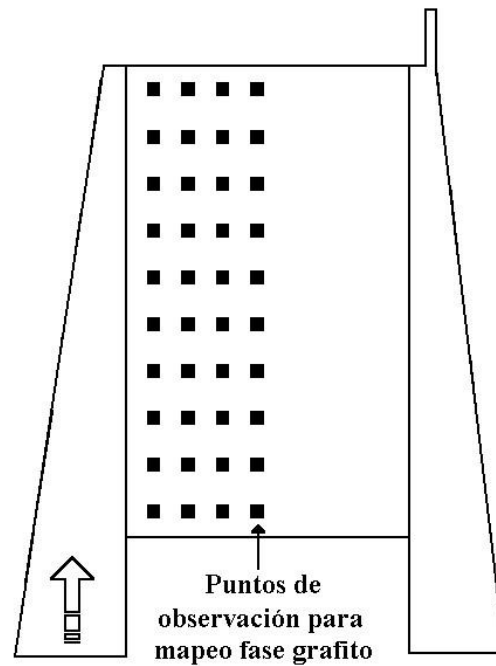


Figura 6. 9 Esquema de las zonas de toma de imágenes para realizar el mapeo de la placa.

En la **Figura 6. 10** se muestra el mapeo de la distribución de grafito en la mitad de la placa del molde vertical, realizado en baja magnificación.

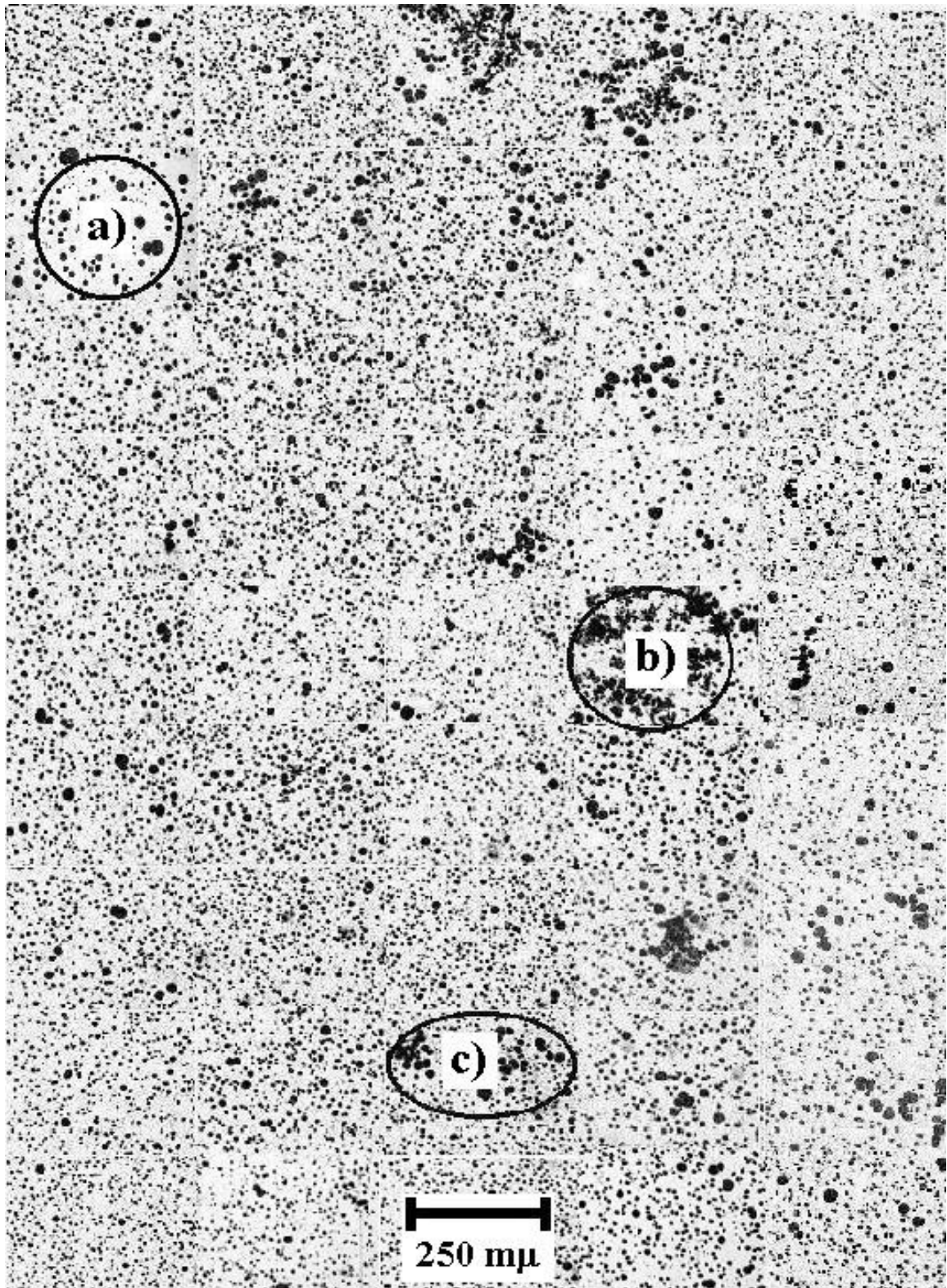


Figura 6. 10 Mapeo de la distribución del grafito en media placa vertical (Colada A, 4 mm de espesor, 4.78 % de C.E, sin ataque).

En dicha figura se observa una distribución típica de grafito de una colada hipereutética, con gran cantidad de nódulos pequeños ($\text{Ø} \sim 10\mu\text{m}$) coexistiendo con una segunda familia compuesta por nódulos de mayor tamaño ($\text{Ø} \sim 30\mu\text{m}$), en menores cantidades

(ver detalle en la **Figura 6.10a**). Estos nódulos primarios, poseen mucho mayor tamaño debido a que nuclean y crecen en el metal líquido y poseen mayor tiempo para su crecimiento.

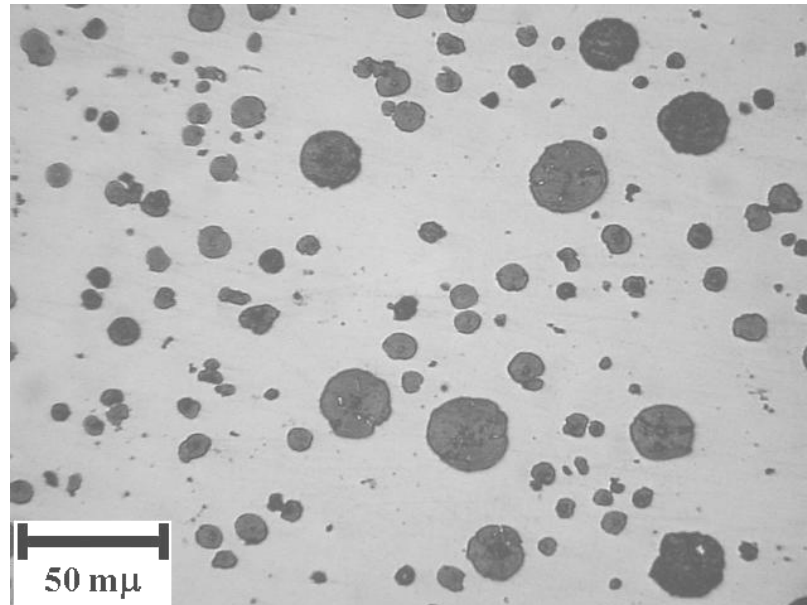


Figura 6.10a Zona con distribución de nódulos primarios y eutécticos del mapeo de la **Figura 6. 10** (Colada A, 4 mm de espesor, 4.78 % de C.E, sin ataque).

Esta distribución no es homogénea en todas las zonas de la placa, ya que se detectaron zonas con colonias de grafito explotado y con aglomeraciones o “clusters” de nódulos primarios, como se observa en las **Figuras 6.10b** y **6.10c**, respectivamente.

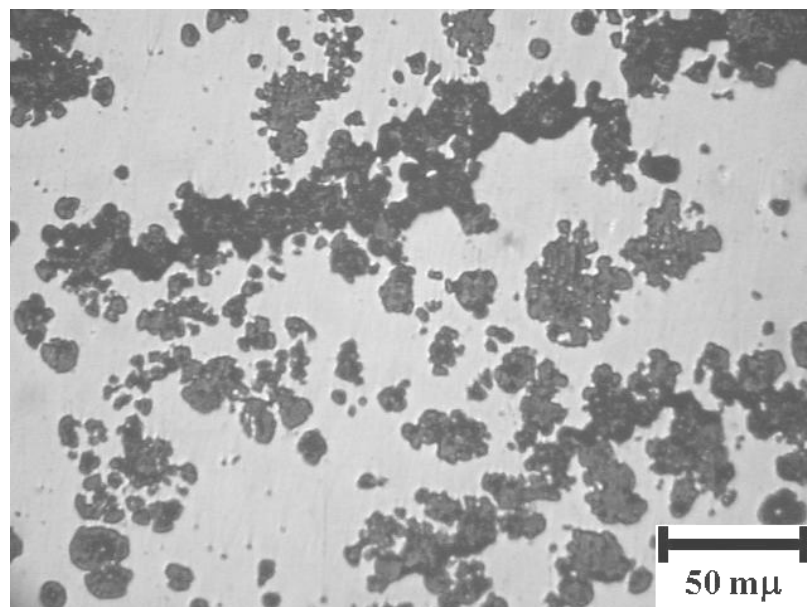


Figura 6.10b Zona con grafito explotado de la **Figura 6. 10**, (Colada A, 4 mm de espesor, 4.78 % de C.E, sin ataque).

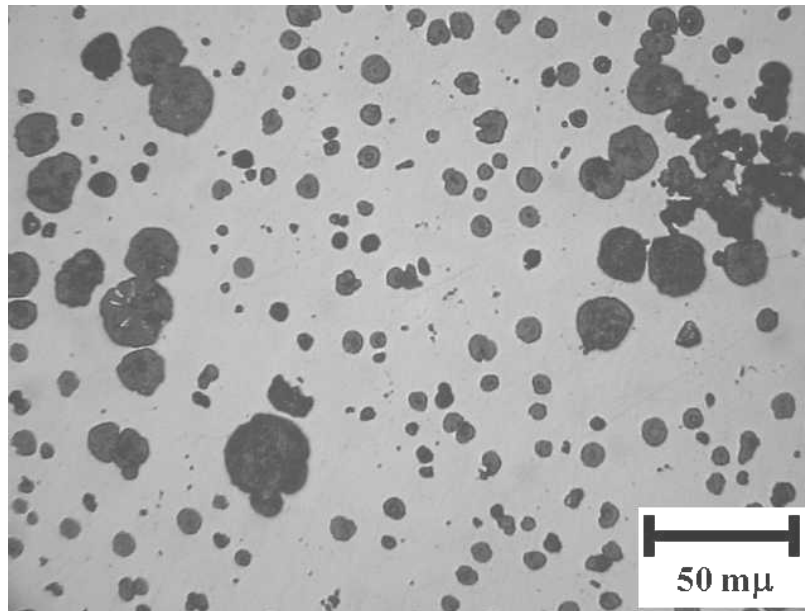


Figura 6.8 c Detalle de “clusters” de nódulos primarios de la **Figura 6. 10**, (Colada A, 4 mm de espesor, 4.78 % de C.E, sin ataque).

La **Figura 6. 11** muestra la morfología del grafito en las placas de 4 mm de espesor del molde vertical para la colada E, con 4.65 % de C.E. A medida que el C.E disminuye, el fenómeno del “clustering” de nódulos de grafito y los nódulos explotados va desapareciendo. Por lo tanto, no se detectan formas degeneradas del grafito, aunque sí se sigue observando claramente la doble familia de nódulos, con notables diferencias de tamaño.

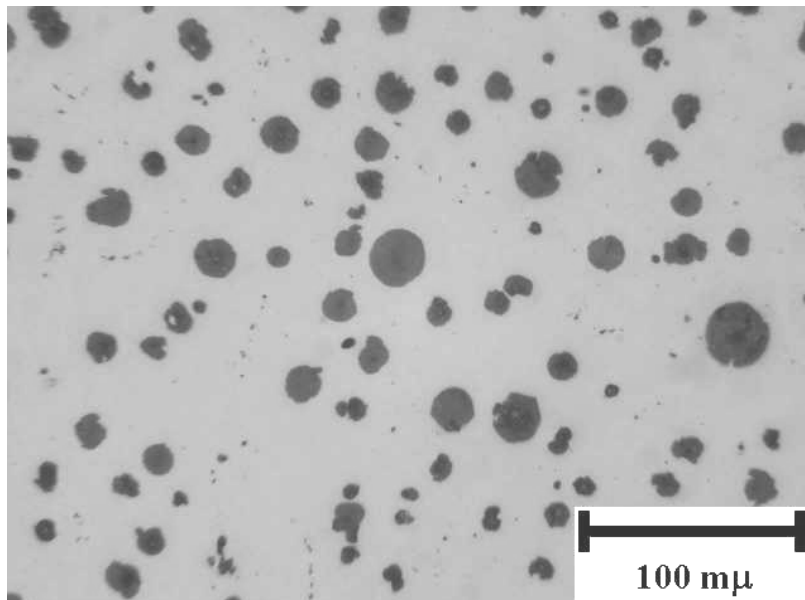


Figura 6. 11 Distribución de nódulos primarios y eutécticos en coladas con 4.65 % de C.E. (Colada E, 4 mm de espesor, sin ataque químico).

Al disminuir el C.E hasta valores cercanos al eutéctico, se observó una distribución más homogénea de los nódulos y una menor diferencia de tamaño entre nódulos primarios y

eutéticos. En la **Figura 6. 12** se muestra la morfología del grafito para una placa de 4 mm de espesor perteneciente a la colada D, con 4.49 % de C.E producida con el molde vertical. No se observan clusters de grafito ni nódulos explotados y se aprecia menor diferencia de tamaño.

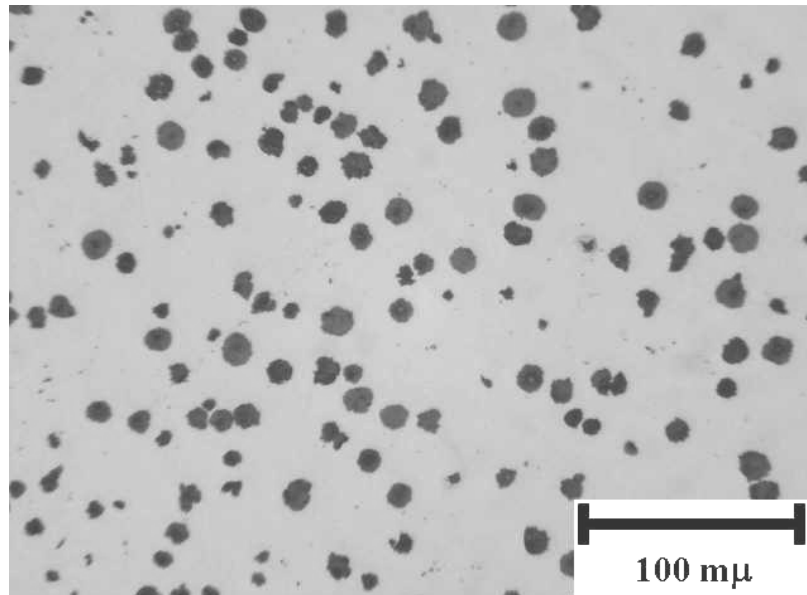


Figura 6. 12 Distribución de nódulos en la colada D (4.49 % de C.E, 2 mm de espesor, sin ataque).

La distribución de la fase grafito descrita para las placas de 4 mm se repite para los distintos espesores. En efecto, en la placa de 2 mm de espesor, el tamaño de los nódulos eutéticos resultó ser del orden de 7 μm y de aproximadamente 20 μm para los primarios o proeutéticos. A modo de ejemplo, la **Figura 6. 13** muestra la distribución de nódulos en una placa de 2 mm de espesor colada con el molde vertical.

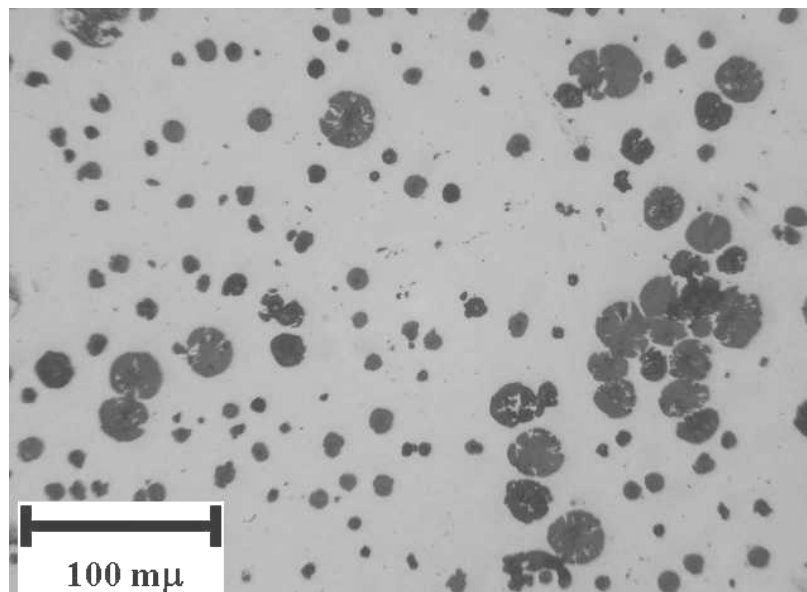


Figura 6. 13 Zona con nódulos eutécticos y clusters de nódulos primarios. (Colada A, 2 mm de espesor, 4.78 % de C.E y sin ataque químico).

Las anomalías en la morfología y distribución de la fase grafito descritas, han sido observadas también con microscopía electrónica de barrido en las superficies de fractura de las probetas de tracción. En las **Figuras 6. 14** y **6.15** se muestran clusters de grafito y grafito explotado, respectivamente, en imágenes obtenidas mediante SEM.

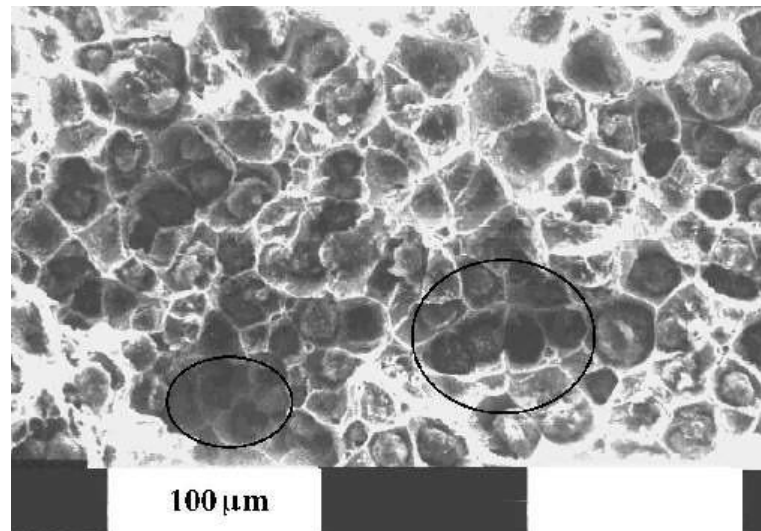


Figura 6. 14 Imagen por SEM de “clusters” de grafito en la superficie de fractura de una probeta de tracción. (Colada C, 4.77 % de C.E).

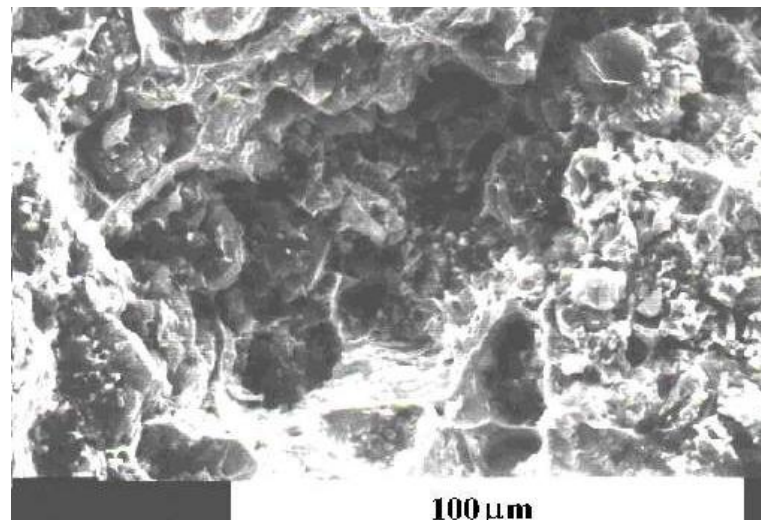


Figura 6. 15 Imagen por SEM de grafito explotado observado en la superficie de fractura de una probeta de tracción (Colada C, 4.77 % de C.E).

Es importante señalar que estas formas degeneradas de la fase grafito pueden tener notable influencia en los valores de las propiedades mecánicas, por lo que deberán ser evaluadas con mayor detenimiento.

Una característica típica en piezas de espesores convencionales de fundición nodular altamente hipereutéctica, es la flotación de grafito. Este fenómeno, que se hace más evidente a medida que el espesor de la pieza aumenta, ha sido analizado en las placas de pequeño espesor con C.E elevado. Para ello fueron realizadas cuidadosas observaciones microscópicas en la zona superior de las placas pertenecientes a las coladas con CE > 4.6%. En la **Figura 6. 16** se muestra la morfología de la fase grafito a lo largo de todo el espesor de una placa horizontal de 1.5 mm de espesor con 4.65 % de C.E.

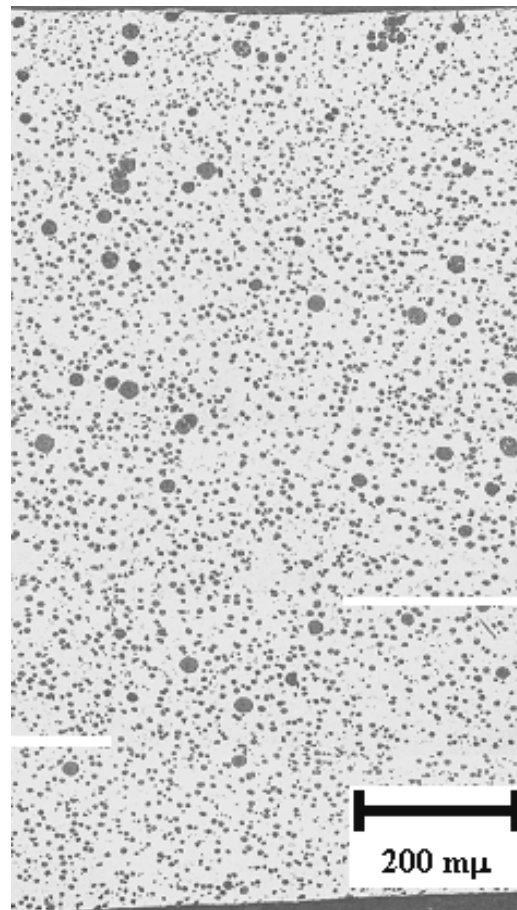


Figura 6. 16 Distribución del grafito a lo largo del espesor en una placa de pequeño espesor del molde horizontal. (Colada E, 1.5 mm de espesor, 4.65 % de C.E, sin ataque).

No se ha evidenciado macro flotación generalizada de grafito, aunque sí se observaron colonias de grafito primario en distintas zonas de la placa. En la **Figura 6. 16** solamente es posible apreciar una leve diferencia en la cantidad de nódulos de mayor tamaño entre la zona superior y la inferior de la placa, lo que no es evidencia del fenómeno de flotación de grafito.

Teniendo en cuenta que la forma de disposición en el molde de las placas verticales podría promover una mayor flotación de grafito, dado los 100 mm de alto de las placas, se procedió a estudiar este tipo de muestras. Dichas muestras tampoco han evidenciado flotación generalizada de grafito. Esto puede observarse en la **Figura 6. 10** del mapeo de la placa vertical, donde, al igual que en el molde horizontal, sólo se aprecia una leve diferencia entre la parte inferior y la superior.

Resumiendo, las coladas altamente hipereutécticas presentan dos familias de nódulos bien diferenciadas, con gran diferencia de tamaños. Adicionalmente, se encuentran zonas aisladas que presentan “clustering” de grafito y colonias de nódulos primarios explotados. La presencia de estas formas degeneradas de la fase grafito comienzan a ser notables cuando el carbono equivalente supera el valor de 4.65 %. Por debajo de este valor no se ha encontrado evidencia del fenómeno de “clustering” de grafito ni se observaron colonias de grafito explotado, aún cuando persiste la doble familia de nódulos en todo el rango hipereutéctico. Las composiciones químicas cercanas al eutéctico, presentan una distribución de nódulos homogénea con menores diferencias de tamaño. Los resultados obtenidos son similares para ambas configuraciones de placas. Asimismo, las placas de pequeño espesor coladas con $CE > 4,65$ % no mostraron flotación generalizada de grafito, observándose solamente aglomeraciones de nódulos primarios en zonas localizadas de la pieza.

Los fenómenos observados podrían deberse a que la elevada velocidad de solidificación, asociada al pequeño espesor de placa, anula la flotación de grafito y da como resultado aglomeraciones de nódulos primarios en distintas zonas de la pieza y no en la zona superior de la placa, como debería esperarse. Además, el grafito primario aparece en el metal líquido tempranamente, pudiendo ser arrastrado por el frente del metal, forzándolo a agruparse en “clusters” aislados, no llegando a la superficie por choques e interacciones de los frentes de líquido. La rápida velocidad de solidificación promueve la aparición de dendritas de austenita que crecen muy rápidamente debido al gran subenfriamiento imperante, condicionando la flotación de los nódulos primarios y obligándolos a agruparse en pequeños clusters en lugar de flotar y concentrarse en la zona superior de las placas. Por lo tanto, el fenómeno podría estar circunscrito a zonas últimas en solidificar, ubicadas entre las unidades de solidificación ilustradas en el modelo de solidificación dendrítica-plurinodular reportado por Rivera et al ^{15 y 16} e ilustrado en la **Figura 1. 16**.

6.2.4. Cuantificación de la fase grafito.

La cuantificación de la fase grafito en las placas de pequeño espesor ha sido realizada por medio de: i) conteo nodular, ii) nodularidad visual y iii) esfericidad. Se hace la distinción entre molde vertical y horizontal para evaluar la influencia de las distintas velocidades de enfriamiento de cada molde.

En la **Figura 6. 17** se reporta el conteo nodular promedio en las placas de 2 y 4 mm de espesor fabricadas con moldes verticales, correspondientes a las coladas A, B, C, D y E.

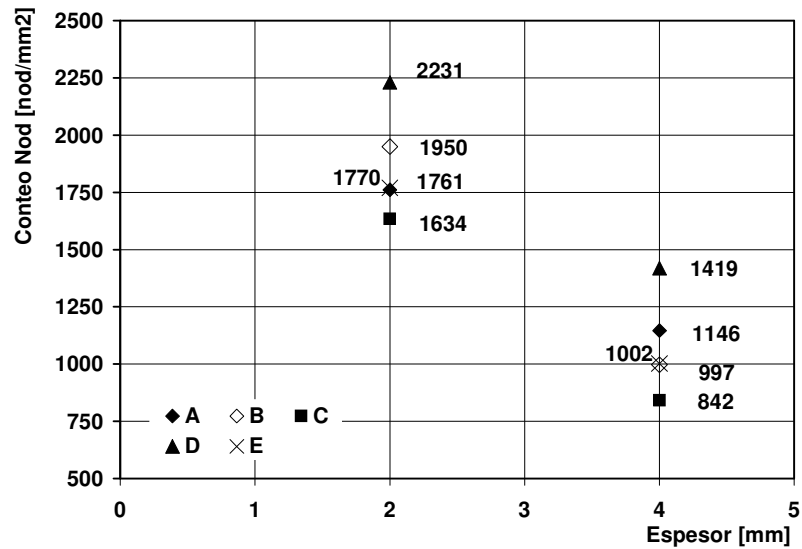


Figura 6.17 Conteo nodular en placas de 2 y 4 mm de espesor. (Molde vertical, coladas A, B, C, D, E y F).

En la **Figura 6.18** se reporta el conteo nodular para las placas de 1.5, 2, 3 y 4 mm de espesor fabricadas con moldes horizontales, correspondiente a las coladas A, C, D y E.

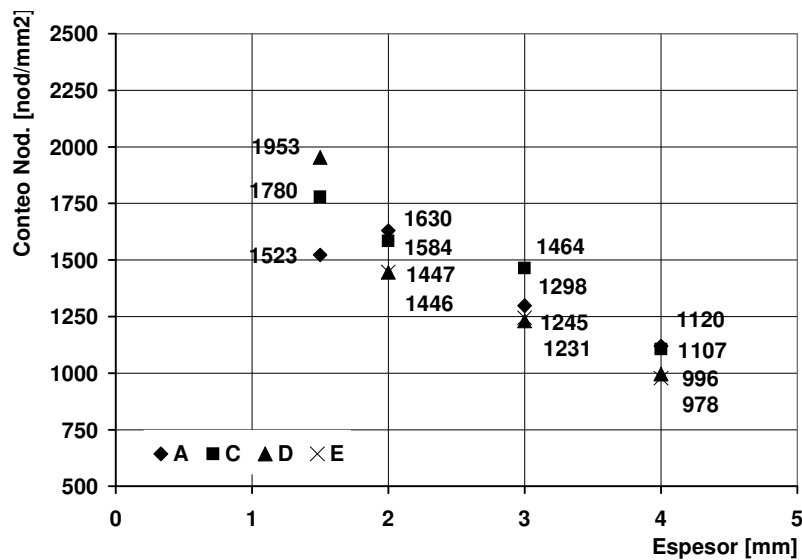


Figura 6.18 Conteo nodular en placas de 1.5, 2, 3 y 4 mm de espesor. (Molde horizontal, coladas A, C, D y E).

En la **Tabla 6.1** se lista el conteo nodular promedio para cada espesor de placa y para cada tipo de molde utilizado, con su correspondiente intervalo de confianza de 95%. Para el cálculo han sido utilizadas la totalidad de las probetas ensayadas.

| Molde | Espesor | Conteo nodular promedio |
|------------|---------|-------------------------|
| | [mm] | [Nod/mm ²] |
| Vertical | 2 | 1855 ± 80 |
| Vertical | 4 | 1085 ± 62 |
| Horizontal | 1.5 | 1606 ± 226 |
| Horizontal | 2 | 1587 ± 82 |
| Horizontal | 3 | 1293 ± 76 |
| Horizontal | 4 | 1015 ± 76 |

Tabla 6. 1 Conteo nodular promedio para todos los espesores y moldes utilizados.

Como se aprecia en las **Figuras 6. 18 y 6. 19**, el conteo nodular aumenta a medida que el espesor de las placas disminuye, como consecuencia del aumento en la velocidad de enfriamiento. Se ha encontrado que las placas verticales de 2 mm de espesor poseen mayor conteo nodular que las placas de igual espesor del molde horizontal. Esto se debe a que el molde vertical tiene un enfriamiento más severo que el molde horizontal, generando un mayor conteo nodular. Este efecto no se aprecia en la placa de 4 mm.

En las **Figuras 6.20 a 6. 22** se muestran las metalografías sin ataque de las placas de 1.5, 2, 3 y 4 mm de espesor provenientes del molde horizontal. Con idéntica magnificación es posible apreciar la diferencia de conteo nodular existente entre cada espesor de placa y compararlas con un bloque “Y” de ½” en la **Figura 6. 23**.

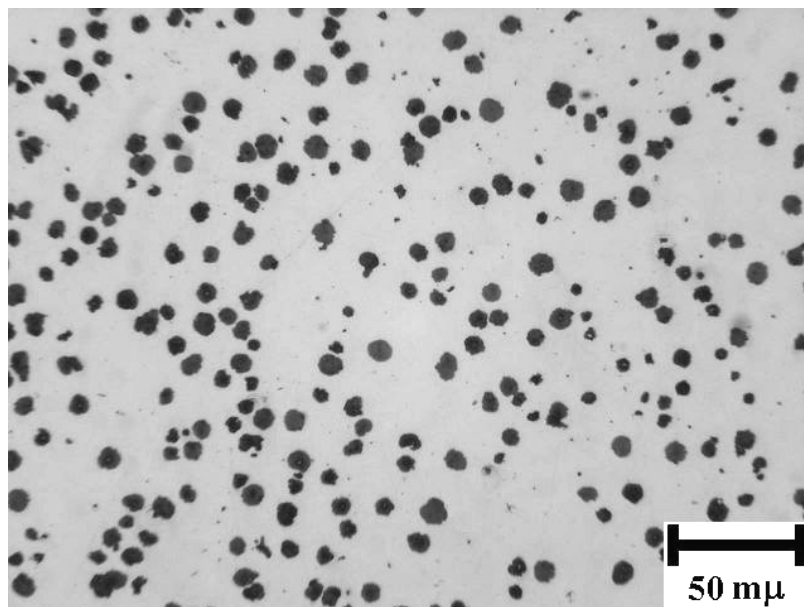


Figura 6. 19 Distribución de nódulos de grafito en placa de 1.5 mm de espesor (Colada E, 4.65 % de C.E, 1950 Nódulos/mm², sin ataque).

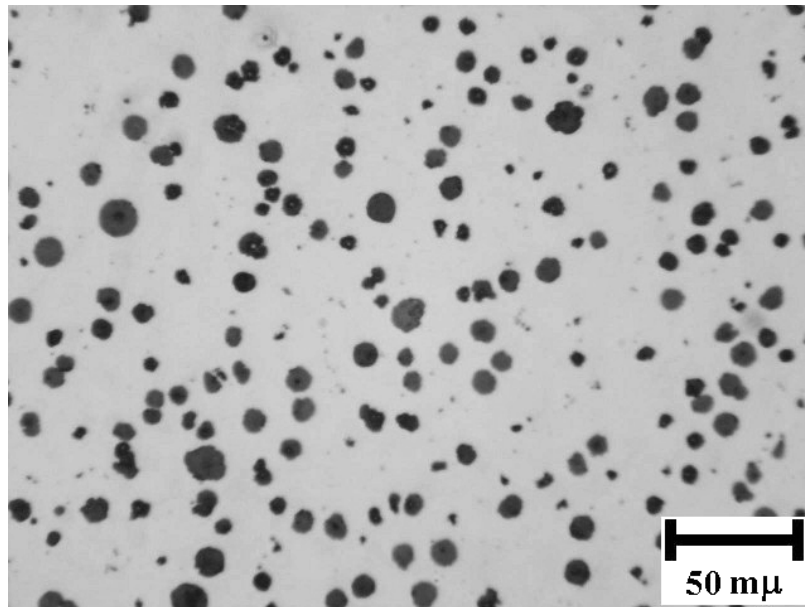


Figura 6. 20 Distribución de nódulos de grafito en placa de 2 mm de espesor (Colada E, 4.65 % de C.E, 1445 Nódulos/mm², sin ataque)

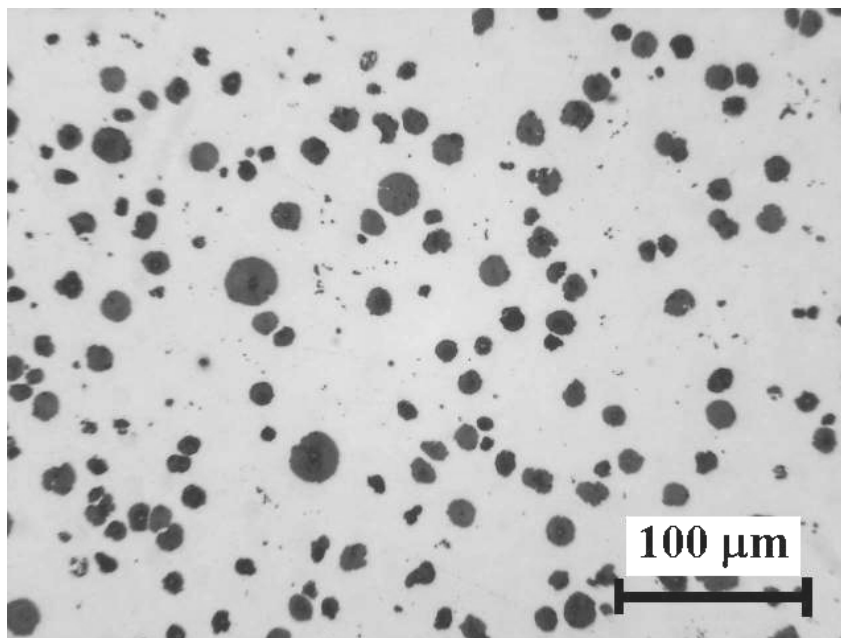


Figura 6. 21 Distribución de nódulos de grafito en placa de 3 mm de espesor (Colada E, 4.65 % de C.E, 1245 Nódulos/mm², sin ataque).

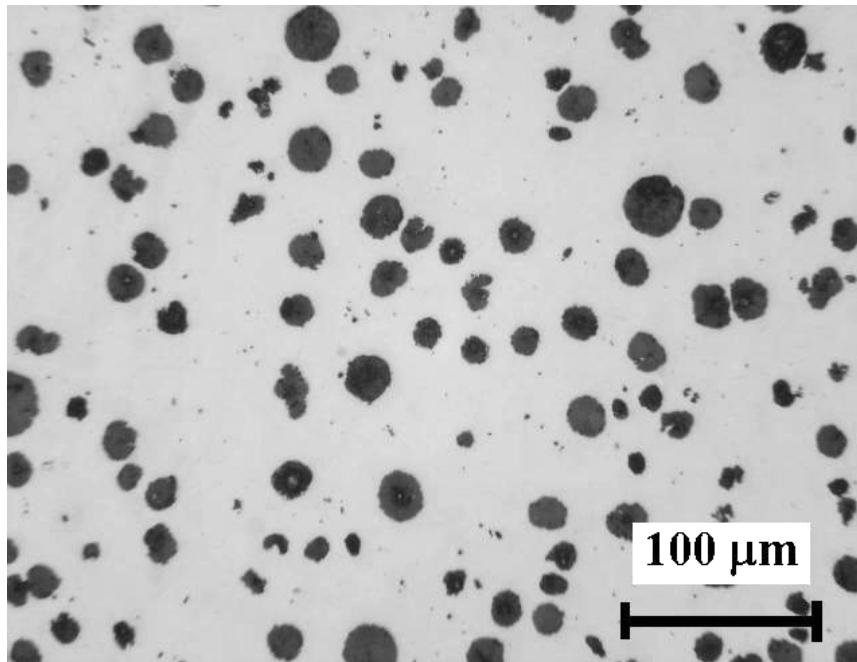


Figura 6. 22 Distribución de nódulos de grafito en placa de 4 mm de espesor (Colada E, 4.65 % de C.E, 950 Nódulos/mm², sin ataque).

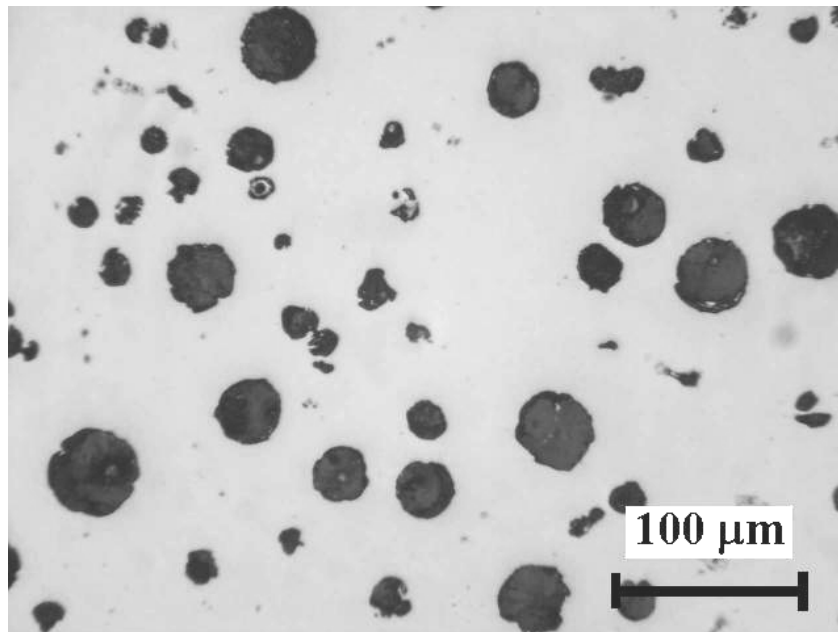


Figura 6. 23 Distribución de nódulos de grafito en un bloque "Y" de 1/2". (Colada E, 4.65 % de C.E, 420 Nódulos/mm², sin ataque).

En la **Tabla 6. 2** se listan los valores de esfericidad y nodularidad visual medidos en las placas de 2 y 4 mm del molde vertical, correspondientes a las coladas A, B, C, D y E.

| Colada | Esfericidad | | Nodularidad Visual [%] | |
|----------|-------------|------|------------------------|--------|
| | 2 mm | 4 mm | 2 mm | 4 mm |
| A | 0.66 | 0.62 | 100** | 90** |
| B | 0.65 | 0.51 | 90* | 80/70* |
| C | 0.69 | 0.59 | 100** | 90** |
| D | 0.67 | 0.65 | 100 | 90/80 |
| E | 0.74 | 0.72 | 100 | 100/90 |

* Clustering de grafito y grafito explotado, ** Grafito explotado

Tabla 6. 2 Esfericidad y nodularidad visual, placas de 2 y 4 mm, molde vertical, coladas A a E.

Tanto los valores de esfericidad, como los de nodularidad visual son elevados en todos los casos, y mejoran a medida que el espesor de la placa disminuye. Las coladas con más alto C.E, por ejemplo las A, B y C, presentan “clustering” de grafito y grafito explotado, aumentando en consecuencia el perímetro de los nódulos defectuosos y disminuyendo finalmente el valor de esfericidad.

Es importante aclarar que la esfericidad y la nodularidad están íntimamente relacionadas con la composición química de la colada y más precisamente con el porcentaje de magnesio residual, por ser el elemento nodulizante utilizado. Por lo tanto la cantidad de Mg en la pieza dependerá del método y eficiencia del proceso de nodulización durante el tratamiento del metal líquido. Como éste fue realizado mediante un proceso manual y los volúmenes de metal fundido fueron pequeños, pudo perderse parte del Mg durante la reacción en la cuchara con la consiguiente disminución del contenido de este elemento. En la **Tabla 5.1** podemos apreciar, para la colada B, que el Mg residual es de 0.021%, por debajo de lo recomendado para fundición nodular. Esto ocasionó la aparición de partículas de grafito en forma de “vermes”, dando como resultado una disminución en los valores de esfericidad y nodularidad (**Tabla 6. 2**). Este efecto se acentúa en la placa de 4 mm debido a la menor velocidad de enfriamiento.

Para asegurar una nodularidad aceptable en las piezas de fundición nodular de pequeño espesor ha sido necesario mantener el Mg residual en el rango de 0.03 a 0.04 %. Es importante destacar que este contenido de Mg residual es inferior al requerido en piezas de espesores convencionales (0.04 a 0.06 %) ⁶⁹ debido al efecto nodulizante que produce la alta velocidad de enfriamiento reinante en los espesores delgados.

6.3. Conclusiones.

☞ Las placas de fundición nodular de pequeño espesor presentan, en estado bruto de colada, microestructuras ferrítico-perlíticas, con mayores porcentajes de perlita en las placas de menor espesor producto de la mayor velocidad de enfriamiento.

☞ Las muestras en bruto de colada presentaron también carburos ledeburíticos, en cantidades importantes en los bordes superior e inferior de las placas coladas en los moldes verticales. El contenido de carburos decae abruptamente hacia el centro de las placas, siendo prácticamente nula a partir de los 10mm de los bordes.

☞ Además de los típicos carburos ledeburíticos se han encontrado también carburos de temple inverso en el centro térmico de las placas de 4 mm de espesor, en coladas con C.E en el rango de 4.4 a 4.6%.

☞ Las piezas de fundición nodular de pequeño espesor coladas con C.E superiores a 4.65 % presentan siempre doble familia de nódulos, con nódulos eutécticos y primarios (o proeutécticos) para todos los espesores estudiados. Además se ha evidenciado una marcada tendencia a presentar nódulos primarios explotados y “clusters” de nódulos de grafito.

☞ Las coladas con C.E inferiores a 4.65 % presentaron nódulos eutécticos con una menor proporción de nódulos de grafito de mayor tamaño, típicos de estos niveles de C.E. Estos nódulos primarios se encuentran distribuidos uniformemente, sin formar “clusters” y sin presencia de nódulos explotados.

☞ No se ha observado la presencia de flotación de grafito en ninguna de las placas de fundición nodular de pequeño espesor. La elevada velocidad de solidificación evita la flotación de grafito, aún en las coladas altamente hipereutécticas (C.E > 4.65 %), generando únicamente aglomeraciones de nódulos primarios y nódulos explotados en distintas zonas de la pieza.

☞ El conteo nodular aumenta a medida que el espesor de las placas disminuye, producto de la mayor velocidad de enfriamiento.

☞ Las placas verticales de 2 mm de espesor tienen mayor conteo nodular que las placas del mismo espesor del molde horizontal debido a una mayor velocidad de enfriamiento en el molde vertical.

☞ Los valores de esfericidad y nodularidad visual de las placas de fundición nodular de pequeño espesor mejoran a medida que el espesor de placa disminuye.

☞ Ha sido necesario emplear un contenido mínimo de Mg residual de 0.03% para asegurar una nodularidad mínima de 90 %. Este tenor de Magnesio es inferior al utilizado corrientemente en piezas de fundición nodular de espesores convencionales coladas en la Planta Piloto de INTEMA.

Capítulo 7.

Estudio de propiedades mecánicas de fundición nodular de pequeño espesor.

Superada la etapa de diseño de modelos y moldes, puesta a punto del sistema de producción y caracterización microestructural de las placas de fundición nodular de pequeño espesor, resulta necesario evaluar las propiedades mecánicas y las variables que las afectan.

Para realizar un estudio sistemático de propiedades mecánicas resultó esencial acotar el espectro de variables intervinientes para no enmascarar, o superponer efectos microestructurales y/o de procesamiento. Por ello, todas las probetas fueron ensayadas con idéntica matriz (totalmente ferrítica). De esta manera fue posible estudiar las influencias de: i) la fase grafito, ii) la composición química y iii) los defectos microestructurales sobre las propiedades mecánicas.

7.1. Metodología experimental.

Se realizaron 10 coladas no aleadas, con C.E variable entre 4.06 y 4.85 %.

Todas las placas fueron tratadas térmicamente para obtener una microestructura totalmente ferrítica y uniforme.

Las probetas de tracción fueron mecanizadas, rectificadas y ensayadas según la Norma ASTM E 8M-95 para probetas planas.

Particularmente, en la colada identificada como BS en la **Tabla 7. 1**, se ha individualizado la posición de cada una de las probetas extraídas (1, 2, 3, 4) a fin de estudiar posibles relaciones entre propiedades mecánicas y posiciones relativas en las placas.

En la **Figura 7. 1** se observa la zona de extracción de probetas de tracción en placas obtenidas con el molde de disposición horizontal.

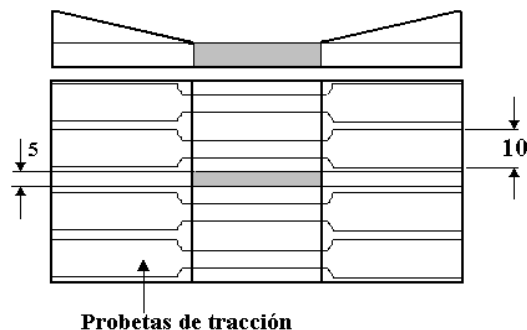


Figura 7. 1 Esquema de la zona de extracción de muestras para el estudio metalográfico y probetas planas de tracción, molde de disposición horizontal de placas.

En la **Figura 7. 2** se observa la zona de extracción de muestras metalográficas y probetas de tracción en las placas del molde de disposición vertical.

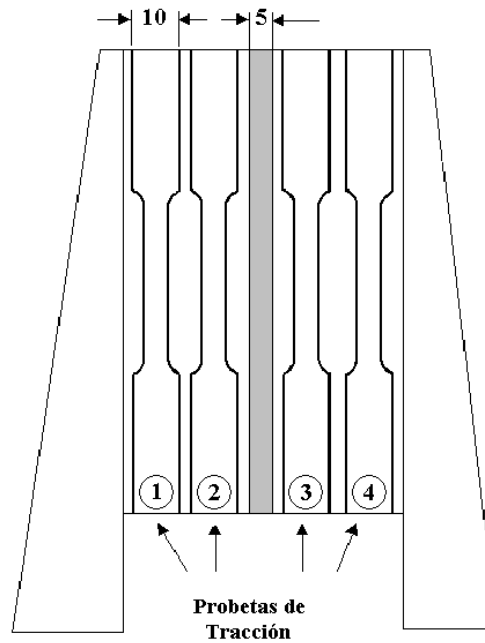


Figura 7. 2 Esquema de la zona de extracción de muestras para el estudio metalográfico y probetas planas de tracción, molde de disposición horizontal de placas

Los parámetros del tratamiento térmico de ferritizado y las dimensiones y geometría de las probetas de tracción, fueron detallados en el capítulo 3, puntos 3.7 y 3.8.

La **Tabla 7. 1** lista la composición química y la denominación utilizada para cada colada en los gráficos de propiedades mecánicas y conteos nodulares.

| Colada | Composición Química | | | | | | | Símbolos en los gráficos |
|-----------|---------------------|------|------|------|------|-------|-------------|--------------------------|
| | C | Si | Mn | S | P | Mg | C.E | |
| | [%] | [%] | [%] | [%] | [%] | [%] | [%] | |
| A | 3.70 | 3.26 | 0.28 | 0.02 | 0.06 | 0.059 | 4.78 | ◆ |
| B | 3.65 | 3.59 | 0.27 | 0.03 | 0.03 | 0.021 | 4.85 | ◇ |
| C | 3.80 | 2.92 | 0.27 | 0.02 | 0.04 | 0.040 | 4.77 | ■ |
| D | 3.53 | 2.89 | 0.32 | 0.03 | 0.05 | 0.052 | 4.49 | ▲ |
| E | 3.65 | 3.04 | 0.20 | 0.04 | 0.05 | 0.048 | 4.65 | X |
| F | 3.46 | 2.85 | 0.18 | 0.02 | 0.05 | 0.029 | 4.41 | + |
| G | 3.60 | 2.72 | 0.23 | 0.01 | 0.04 | 0.040 | 4.51 | ○ |
| H | 3.60 | 3.15 | 0.20 | 0.01 | 0.04 | 0.032 | 4.65 | - |
| I | 3.19 | 2.63 | 0.21 | 0.02 | 0.03 | 0.030 | 4.06 | ● |
| BS | 3.38 | 2.31 | 0.12 | 0.02 | 0.04 | 0.038 | 4.15 | ● |

Tabla 7. 1 Composición química de las coladas utilizadas.

7.2. Resultados.

7.2.1. Propiedades mecánicas.

En las **Figuras 7.3** y **7.4** se presentan los valores de tensión de rotura y alargamiento a la rotura obtenidos en probetas extraídas de placas de 2 y 4 mm de espesor, coladas con el molde vertical. Las líneas gruesas corresponden a los valores mínimos establecidos en la norma ASTM A536 (para la fundición nodular ferrítica grado 60-40-18), especificados para el caso de ensayos con probetas extraídas de bloques “Y” de 1 pulgada de espesor.

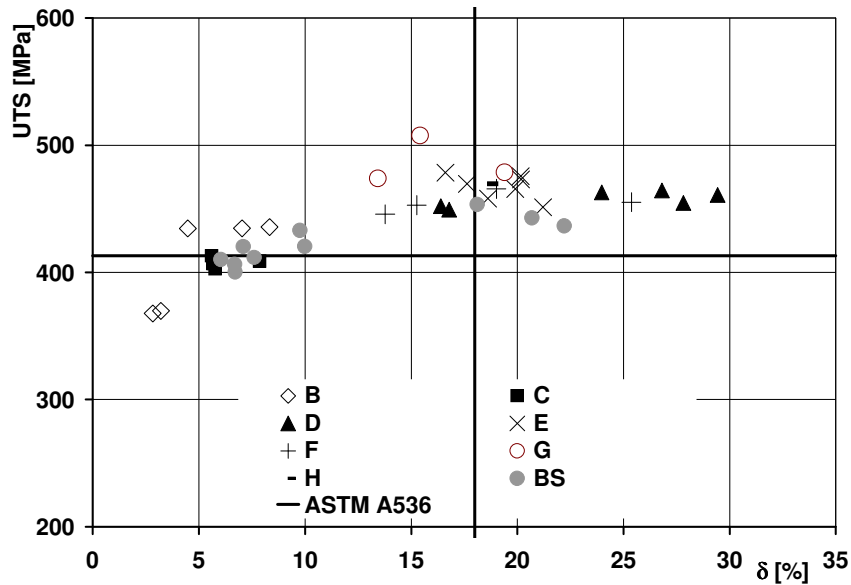


Figura 7.3 Tensión de rotura Vs. Alargamiento a la rotura para probetas de 2 mm de espesor coladas en molde vertical (Coladas B, C, D, E, F, G, H y BS).

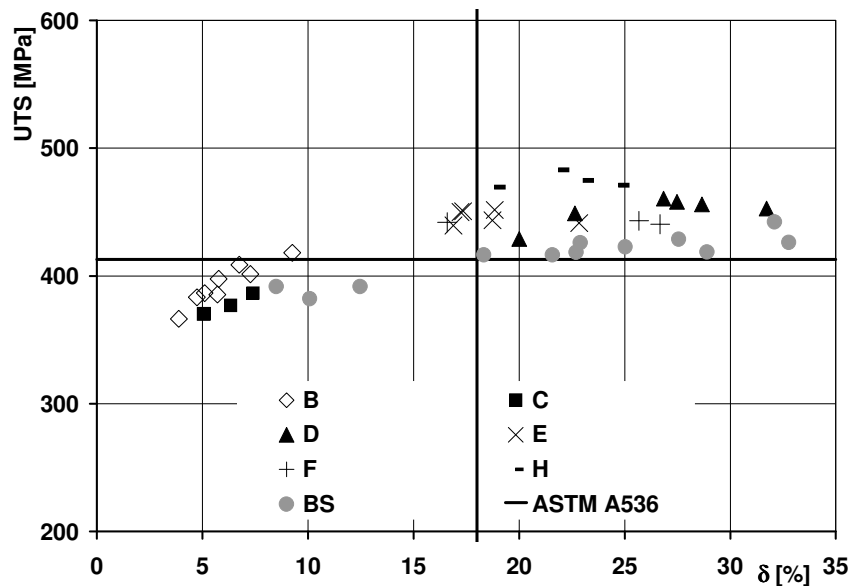


Figura 7.4 Tensión de rotura Vs. Alargamiento a la rotura para probetas de 4 mm de espesor coladas en molde vertical (Coladas B, C, D, E, F, H y BS).

En lo que respecta a las probetas extraídas de las placas de pequeño espesor coladas en

molde horizontal, los valores de tensión de rotura y alargamiento a la rotura se detallan en las Figuras 7. 5 a 7. 9 para las placas de 1.5, 2, 3 y 4 mm de espesor, respectivamente. En cada gráfico se indican las coladas ensayadas.

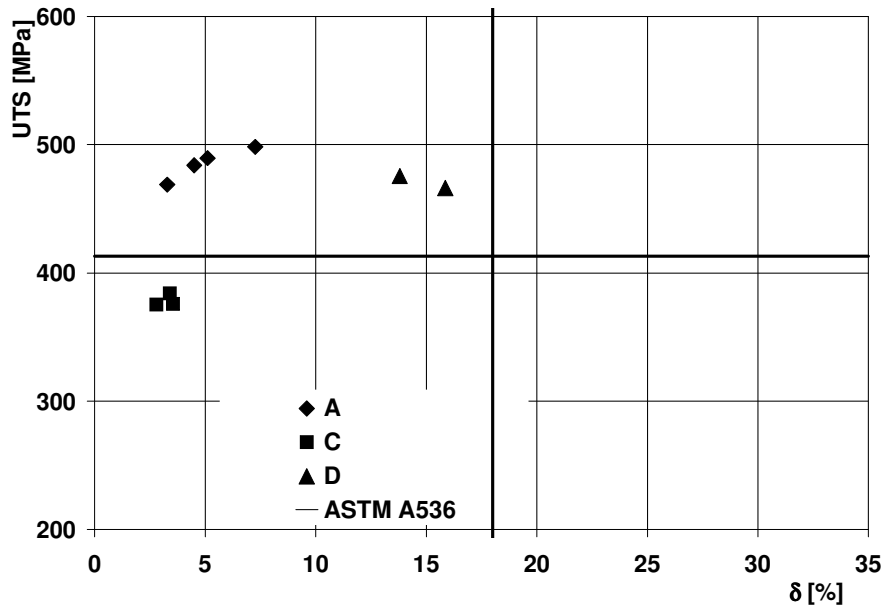


Figura 7. 5 Tensión de rotura Vs. Alargamiento a la rotura para probetas de 1.5 mm de espesor coladas en molde horizontal (Coladas A, C y D).

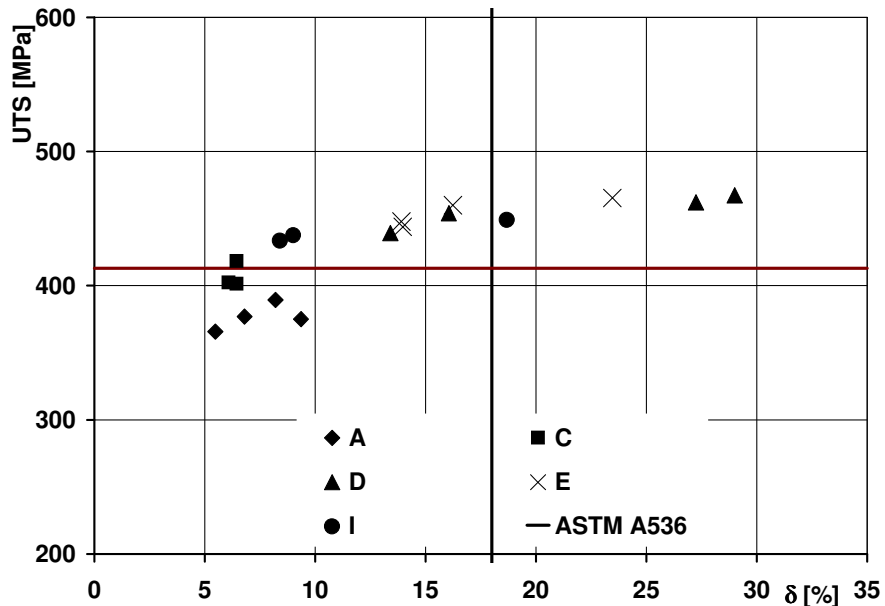


Figura 7. 6 Tensión de rotura Vs. Alargamiento a la rotura para probetas de 2 mm de espesor coladas en molde horizontal (Coladas A, C, D, E, I).

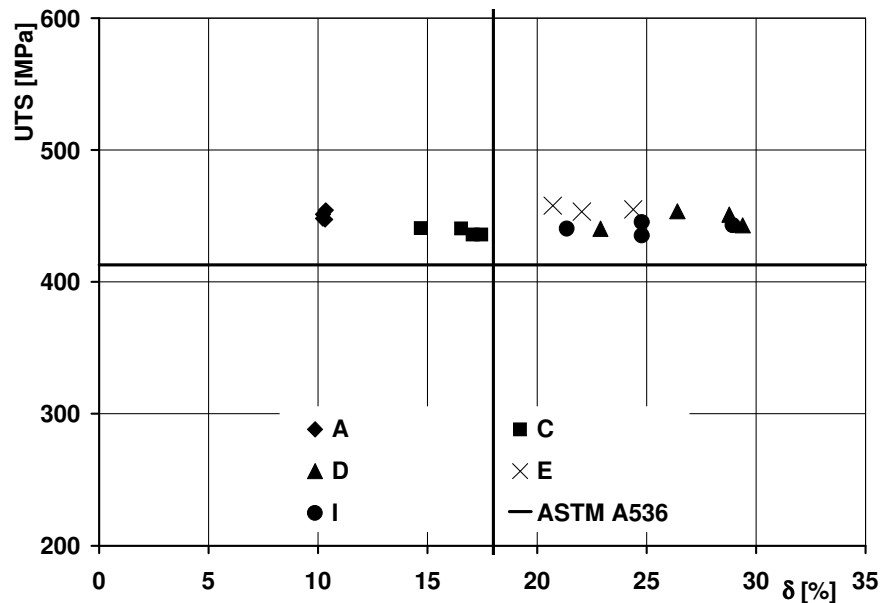


Figura 7. 7 Tensión de rotura Vs. Alargamiento a la rotura para probetas de 3 mm de espesor coladas en molde horizontal (Coladas A, C, D, E, I).

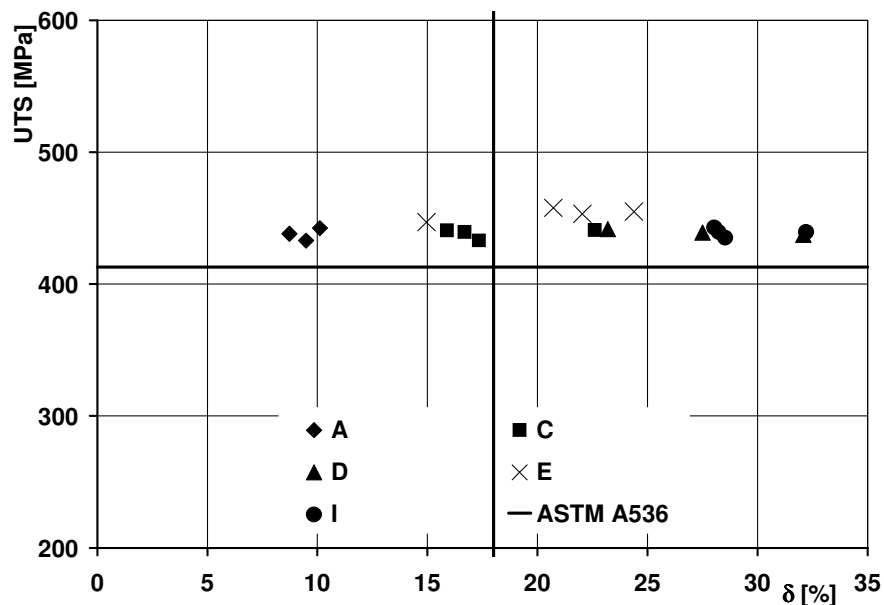


Figura 7. 8 Tensión de rotura Vs. Alargamiento a la rotura para probetas de 4 mm de espesor coladas en molde horizontal (Coladas A, C, D, E, I).

Es importante notar que, para cada colada, la tensión de rotura de las probetas provenientes de ambos tipos de molde, se mantiene dentro de un rango bastante acotado y con poca dispersión en los resultados. El bajo coeficiente de endurecimiento por deformación de la fundición nodular con matriz ferrítica, permite grandes deformaciones de las probetas sin que se observen aumentos de resistencia apreciables. En lo que respecta al alargamiento a la rotura, el comportamiento es opuesto, presentando los resultados gran variación, desde valores notablemente muy por debajo de lo estipulado por norma hasta valores por encima del mínimo requerido (18 %).

La **Figura 7. 3** muestra que la mayoría de las probetas extraídas de las placas de 2 mm de espesor superan el mínimo de tensión de rotura impuesto por la norma ASTM, pero aproximadamente el 60 % de las probetas ensayadas no alcanzan el mínimo de alargamiento a la rotura especificado.

En el caso de las placas de 4 mm de espesor, **Figura 7. 4**, se observa un comportamiento similar al observado para placas de 2 mm de espesor, con dos grupos bien definidos de valores de alargamiento y tensión de rotura. Del total de probetas ensayadas para este espesor de placa, el 66% alcanza, e incluso supera holgadamente los mínimos impuestos por la norma ASTM A536, para la tensión de rotura y el alargamiento a la rotura.

Es importante notar que para placas de 2 y 4 mm, producidas con el molde vertical, las coladas con altos valores de C.E, no superan el mínimo establecido por la norma para la tensión y el alargamiento a la rotura, como puede observarse en las **Figuras 7. 13 y 7.4** para las coladas B y C, con C.E de 4.85 y 4.77 %, respectivamente.

En las placas de 1.5 mm de espesor coladas con el molde horizontal, **Figura 7. 5**, ninguna de las probetas alcanza el mínimo de alargamiento a la rotura impuesto por la norma. La menor cantidad de probetas ensayadas se debió principalmente al escaso material disponible debido a defectos de llenado, que imposibilitaron lograr placas completas y sanas. En la **Figura 4. 24** se mostró, como ejemplo, una placa de 1.5 mm de espesor, proveniente del molde horizontal, que presentó inconvenientes de llenado. En lo que respecta a la tensión de rotura, el 60% de las probetas de tracción superaron el valor mínimo de 413 MPa impuesto por la norma. El bajo valor de alargamiento a la rotura logrado en la mayoría de los ensayos está directamente relacionado con los defectos de llenado anticipados en las simulaciones presentadas en el punto **4.2.4, Figuras 4. 13 y 4. 14**.

Recién las probetas obtenidas a partir de las placas de 2 mm de espesor coladas en molde horizontal, **Figura 7. 6**, dieron algunos valores de alargamiento a la rotura superiores al mínimo establecido por la norma, pero la mayoría no alcanzaron el 18 %. Al igual que en las probetas extraídas del molde vertical, las coladas con alto C.E (coladas A y C) presentaron valores inferiores a los estipulados por la norma.

En cambio, en las placas de 3 y 4 mm de espesor del molde horizontal, **Figuras 7. 7 y 7. 8**, todas las probetas ensayadas alcanzaron el valor mínimo de 413 MPa de tensión de rotura, y las coladas con menores C.E también superaron el mínimo de 18% de alargamiento a la rotura.

7.2.2. Dispersión de los resultados.

Una característica común en los ensayos de tracción realizados con probetas de fundición nodular de pequeño espesor ha sido la gran dispersión de los valores de alargamiento a la rotura. Esta dispersión es mayor que la observada en probetas del mismo material, pero extraídas de espesores convencionales, que fue también reportada por otros investigadores ^{33, 34, 41 y 42}.

En la **Tabla 7. 2** se listan los valores de tensión de rotura, tensión de fluencia y

alargamiento a la rotura con su respectivo intervalo de confianza del 95%. Los valores promedios han sido calculados para ambas configuraciones de moldes y para todas las coladas utilizadas en el estudio.

| Colada | Molde | Propiedades Mecánicas | | |
|--------|-------|-----------------------------|-------------------------|---------------------------------------|
| | | Tensión de Fluencia (YS0.2) | Tensión de rotura (UTS) | Alargamiento a la rotura (δ) |
| | | [MPa] | [MPa] | [%] |
| A | V | 374.8 ± 19.6 | 581.4 ± 28.2 | 7.9 ± 1.3 |
| | H | 330.7 ± 17.9 | 436.2 ± 20.7 | 7.8 ± 1.2 |
| B | V | 300.1 ± 7.7 | 399.2 ± 14.2 | 5.7 ± 1.1 |
| | H | ----- | ----- | ----- |
| C | V | 295.1 ± 5.7 | 391.9 ± 12.7 | 6.1 ± 0.7 |
| | H | 297.1 ± 3.9 | 418.9 ± 13.8 | 11.9 ± 3.6 |
| D | V | 288.3 ± 3.4 | 454.1 ± 5.4 | 24.9 ± 2.9 |
| | H | 298.9 ± 8.1 | 451.5 ± 7.1 | 23.5 ± 3.6 |
| E | V | 290.5 ± 5.9 | 459.1 ± 7.5 | 18.6 ± 1.6 |
| | H | 291.2 ± 8.1 | 453.6 ± 3.6 | 19.3 ± 2.4 |
| F | V | 274.4 ± 9.6 | 449.3 ± 6.9 | 20.3 ± 4.1 |
| | H | ----- | ----- | ----- |
| G | V | 313.6 ± 10.3 | 486.8 ± 21.1 | 16.1 ± 3.5 |
| | H | ----- | ----- | ----- |
| H | V | 295.6 ± 11.6 | 473.1 ± 0.7 | 21.4 ± 3.1 |
| | H | ----- | ----- | ----- |
| I | V | ----- | ----- | ----- |
| | H | 270.9 ± 5.4 | 440.1 ± 3.1 | 22.1 ± 4.9 |
| BS | V | 253 ± 4.6 | 418.9 ± 6.6 | 17.2 ± 3.8 |

Tabla 7. 2 Valores promedio de tensión de rotura, tensión de fluencia y alargamiento a la rotura para todas las coladas y probetas provenientes de ambos moldes.

En la **Tabla 7. 2** se observa que la dispersión en los valores de alargamiento a la rotura se presenta en todas las coladas realizadas y para probetas coladas con ambos tipos de moldes, evidenciando la dificultad para lograr sistemáticamente probetas sanas en una misma colada, e incluso en una misma placa. Por ejemplo, en las placas de 4 mm de espesor coladas con el molde vertical, **Figura 7. 4**, se puede apreciar que la colada D, con 4.49 % de C.E, ha presentado valores de alargamiento que varían entre 20 y 32 %. Más significativas aún son las diferencias en la colada BS, de 4.15 % de C.E, donde los valores de alargamiento a la rotura variaron entre 10 y 32 %.

Los valores de tensión de fluencia y tensión de rotura presentaron una dispersión mucho menor de aproximadamente 5% del valor promedio, para el caso más desfavorable

(colada A). En lo que respecta al alargamiento a la rotura, la dispersión del valor promedio fue mucho mayor, con valores comprendidos entre 15 y 20 %.

En la **Tabla 7. 3** se analizan detalladamente las coladas D y E con 4.49 y 4.65 % de C.E respectivamente, en probetas producidas con ambas configuraciones de molde.

| Propiedades Mecánicas | Colada D | | Colada E | | ASTM A 536 |
|-------------------------|-------------|------------|-------------|-------------|------------|
| | Vertical | Horizontal | Vertical | Horizontal | |
| Alargamiento [%] | 24.9 ± 2.9 | 23.5 ± 3.6 | 18.6 ± 1.6 | 19.3 ± 2.4 | 18 |
| UTS [MPa] | 454.1 ± 5.4 | 451 ± 7.1 | 459.1 ± 7.5 | 453.6 ± 3.6 | 413 |
| YS 0.2 [MPa] | 288.3 ± 3.4 | 299 ± 8.1 | 290.5 ± 5.9 | 291.2 ± 8.1 | 276 |

Tabla 7. 3 Valores promedios de tensión de rotura, tensión de fluencia y alargamiento a la rotura para probetas de tracción producidas con ambos tipos de moldes (Coladas D y E).

Como se aprecia en la **Tabla 7. 3** la dispersión que presentan los resultados de alargamiento a la rotura son significativamente más grandes que los correspondientes a tensión de rotura y tensión de fluencia, para ambas coladas y tipo de molde utilizado. Los valores promedios de UTS y de YS0.2 no difieren mucho entre las distintas coladas y sus dispersiones son similares para todas las muestras. Por otro lado, los valores promedio de alargamiento a la rotura muestran diferencias en la dispersión según el tipo de molde del cual provienen las probetas, siendo menor para el molde vertical que para el horizontal.

Las diferencias en la dispersión de resultados sobre probetas de un mismo molde son significativas. Se debe notar que las probetas de tracción extraídas del molde vertical fueron mecanizadas a partir de placas de 60 x 100 mm, mientras que las probetas del molde horizontal poseen una zona de espesor delgado de 32 x 60 mm. El mayor tamaño de la placa colada con el molde vertical aumenta la probabilidad de presentar defectos, lo cual podría estar perjudicando el alargamiento a la rotura. Por lo tanto, la mayor dispersión observada en los valores de alargamiento a la rotura en probetas coladas con el molde horizontal se atribuye a los defectos presentes en las placas como consecuencia de las irregularidades en el frente de solidificación y/o deficiencias en la alimentación, de acuerdo a lo comentado en los puntos **4.2.4.** y **4.2.5.**

En la **Tabla 7. 3** también se listan los valores mínimos establecidos en la norma ASTM A536 para el alargamiento a la rotura, la tensión de rotura y la tensión de fluencia. En el caso de la colada D, los valores promedios de δ , UTS y YS0.2 satisfacen el mínimo de la norma. Para el caso de la colada E, el alargamiento a la rotura, de ambas configuraciones de molde, no alcanza el mínimo si se afecta el valor promedio con la dispersión. En este caso con alargamientos del 16.9 y 17 % (por debajo del mínimo de 18 % que impone la norma).

Otra colada que ha presentado gran dispersión en los resultados es la colada BS, como se puede apreciar en las **Figuras 7. 3** y **7. 4**. En la **Tabla 7. 4** se detallan los valores promedios de tensión de fluencia, rotura y alargamiento a la rotura de la colada BS con 4.15 % de C.E para placas de 2 y 4 mm de espesor coladas con el molde vertical.

| Colada | Espesor de Placa | Propiedades Mecánicas | | |
|------------|------------------|-----------------------------|-------------------------|---------------------------------------|
| | | Tensión de Fluencia (YS0.2) | Tensión de rotura (UTS) | Alargamiento a la rotura (δ) |
| | [mm] | [MPa] | [MPa] | [%] |
| BS | 2 | 262 ± 6.6 | 423 ± 11 | 11.5 ± 4 |
| | 4 | 246 ± 7.6 | 415 ± 10.2 | 22 ± 4.7 |
| ASTM A 536 | BY 1" | 276 | 413 | 18 |

Tabla 7. 4 Valor promedio de tensión de fluencia, tensión de rotura y alargamiento a la rotura para placas de 2 y 4 mm de espesor del molde vertical (Colada BS).

En la **Tabla 7. 4** se puede apreciar como los valores promedios de tensión de fluencia y tensión de rotura son mayores para las placas de menor espesor, producto de una microestructura más fina y homogénea. Por otra parte, las probetas de 2 mm de espesor, aún considerando el límite superior de la dispersión para el alargamiento a la rotura, no alcanzan el mínimo estipulado en la norma, mientras que las probetas de 4 mm de espesor sí superan el mínimo impuesto por la norma ASTM A536. La colada BS posee tan solo 4.15 % de C.E (ver **Tabla 7. 1**). Por lo tanto cabe señalar que en las fundiciones hipoeutécticas, las dendritas de austenita proeutéctica generan un entramado que dificulta el proceso de alimentación de la placa, favoreciendo la aparición de microrechupes y microcavidades de contracción. Estos defectos poseen tamaños y geometrías que pueden afectar marcadamente las propiedades mecánicas.

7.2.3. Influencia del C.E sobre las propiedades mecánicas.

A partir de los resultados reportados en el punto 7.2.1. puede observarse que existe una estrecha relación entre el carbono equivalente de la colada y las propiedades mecánicas medidas en los ensayos de tracción.

En las **Figuras 7. 9 y 7. 10** se grafica el alargamiento a la rotura en función del carbono equivalente para probetas de 2 y 4 mm de espesor provenientes del molde vertical, respectivamente. En cada gráfico se indican las coladas evaluadas.

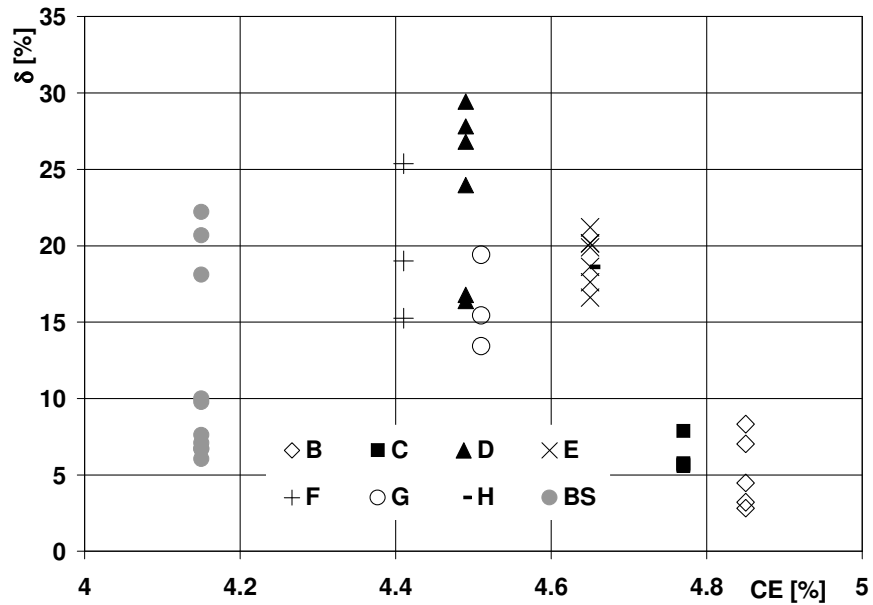


Figura 7. 9 C.E Vs. Alargamiento a la rotura para probetas de 2 mm de espesor coladas con el molde vertical (Coladas B, C, D, E, F, G, H y BS).

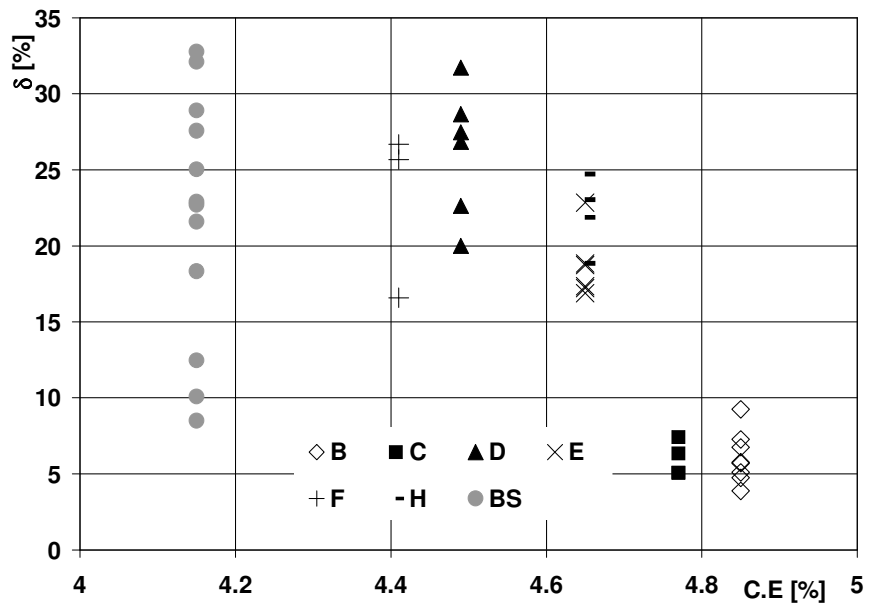


Figura 7. 10 C.E Vs. Alargamiento a la rotura para probetas de 4 mm de espesor coladas con el molde vertical (Coladas B, C, D, E, F, H y BS).

Para el caso del molde horizontal, los resultados se muestran en las Figuras 7. 11 a 7.13, para probetas extraídas de placas de 2, 3 y 4 mm de espesor, respectivamente. Las placas de 1.5 mm no se analizan en este caso, dada la poca cantidad de probetas disponibles a causa de los defectos de llenado comentados anteriormente.

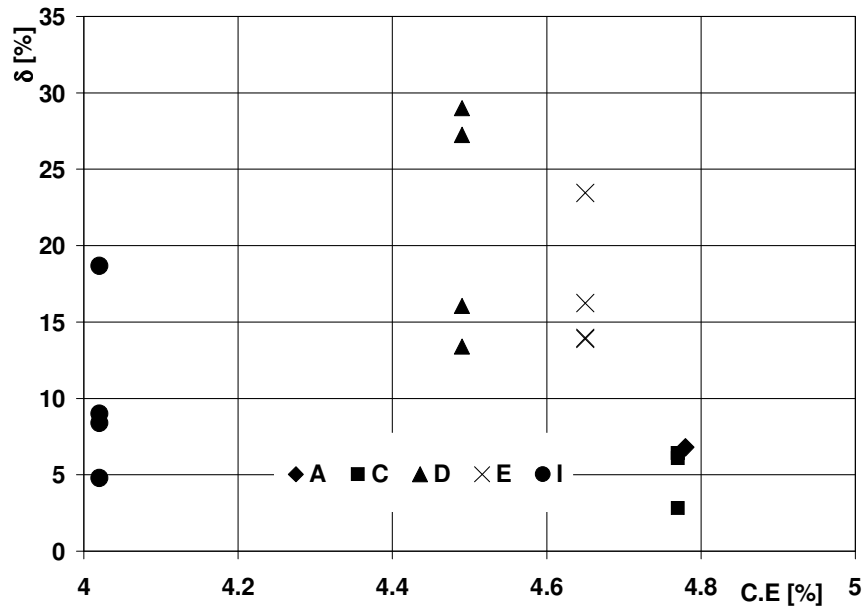


Figura 7. 11 C.E. Vs. Alargamiento a la rotura para probetas de 2 mm de espesor coladas con el molde horizontal (Coladas A, C, D, E y I).

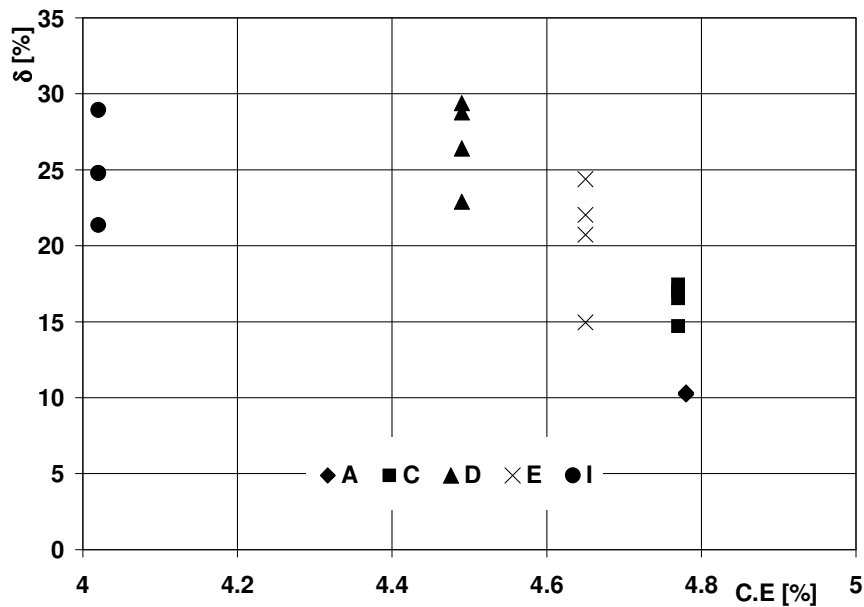


Figura 7. 12 C.E. Vs. Alargamiento a la rotura para probetas de 3 mm de espesor coladas con el molde horizontal. (Coladas A, C, D, E y I).

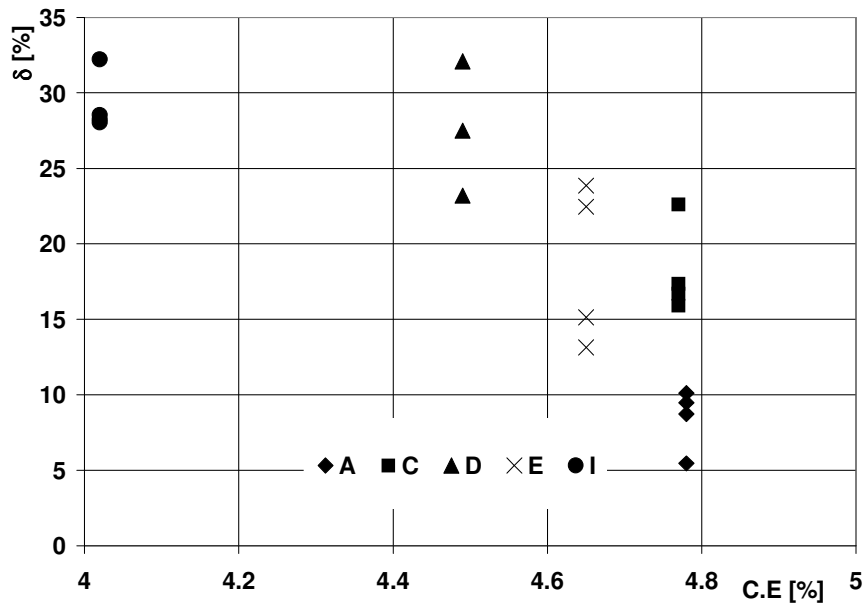


Figura 7. 13 C.E. Vs. Alargamiento a la rotura para probetas de 4 mm de espesor coladas con el molde horizontal (Coladas A, C, D, E y I).

En la Figura 7. 14 podemos observar la evolución de la tensión de rotura (UTS) y la tensión de fluencia $YS_{0.2}$ en función del C.E. Los valores reportados corresponden al promedio de todas las probetas de cada colada.

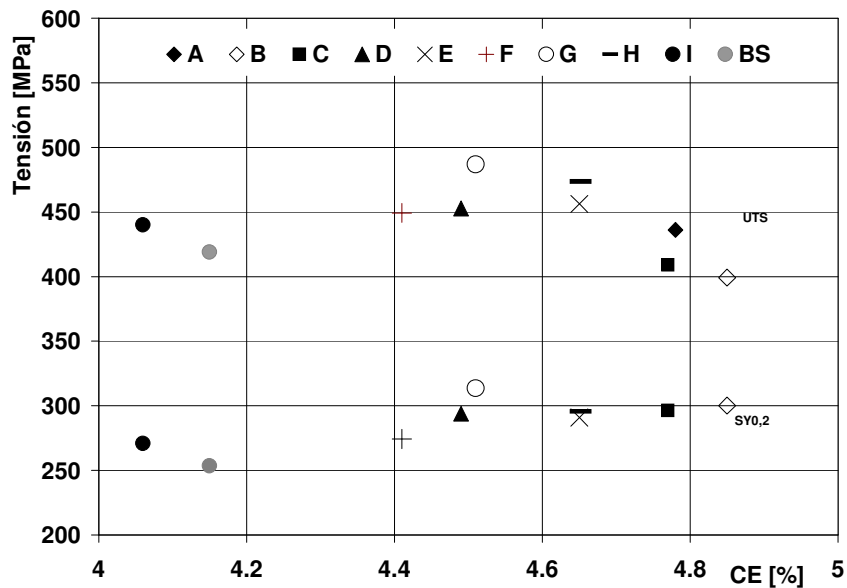


Figura 7. 14 C.E. Vs. Tensión de rotura y Tensión de fluencia promedio para la totalidad de las probetas ensayadas de cada colada.

La tensión de fluencia permanece aproximadamente sin cambios, mientras que la tensión de rotura comienza a decaer a partir de un C.E superior a 4.65 %.

En lo que respecta al alargamiento a la rotura, los resultados indican que el aumento del C.E produce una marcada disminución en los valores, observándose que una gran

proporción de las probetas provenientes de coladas con C.E < 4.65 % satisfacen los mínimos de la norma ASTM A536. El comportamiento observado se contrapone con el criterio generalizado reportado en la bibliografía respecto a la conveniencia del uso de C.E crecientes para piezas de espesores delgados, llegando a valores de C.E del orden de 5 %^{32, 36, 44 y 45}.

La disminución del alargamiento a la rotura con el aumento del C.E coincide con la tendencia al “clustering” de grafito y a la aparición de “grafito explotado” encontrado en el análisis microestructural de las placas de pequeño espesor de fundición nodular y reportada en el capítulo anterior. Esto sugiere que los bajos valores de alargamiento a la rotura de las placas con C.E. > 4.65 % son debidos a defectos microestructurales y de la fase grafito.

Para las placas de menor espesor y C.E < 4.65%, la disminución en el alargamiento es atribuida únicamente a la presencia de microrechupes y microcavidades de contracción.

7.2.4. Caracterización de defectos en probetas de tracción de fundición nodular de pequeño espesor.

Se ha determinado claramente, en los ítems anteriores, el efecto negativo de utilizar C.E por encima de 4.65% y por debajo del valor eutéctico. La metodología de producción propuesta en la bibliografía produce mejoras en la fluidez del metal y ayuda en el llenado de las secciones más delgadas, pero atenta contra las propiedades mecánicas por la tendencia a generar defectos en la fase grafito. La influencia de estos defectos sobre las propiedades mecánicas se confirma por la presencia de “clustering” de grafito y grafito explotado, como se observa en las **Figuras 7. 15 y 7. 16**, en la superficie de fractura de varias probetas de tracción, lo que sugiere que estas anomalías juegan un rol importante en el comportamiento del material.

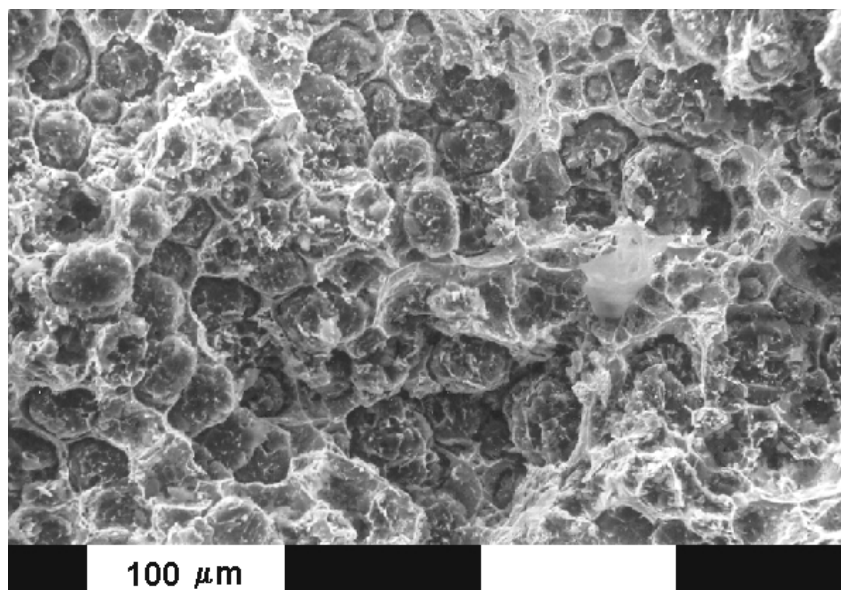


Figura 7. 15 Imagen por SEM de “clusters” de grafito en la superficie de fractura de una probeta de 2 mm de espesor (Colada C, 4.77 % de C.E y 6 % de alargamiento a la rotura).

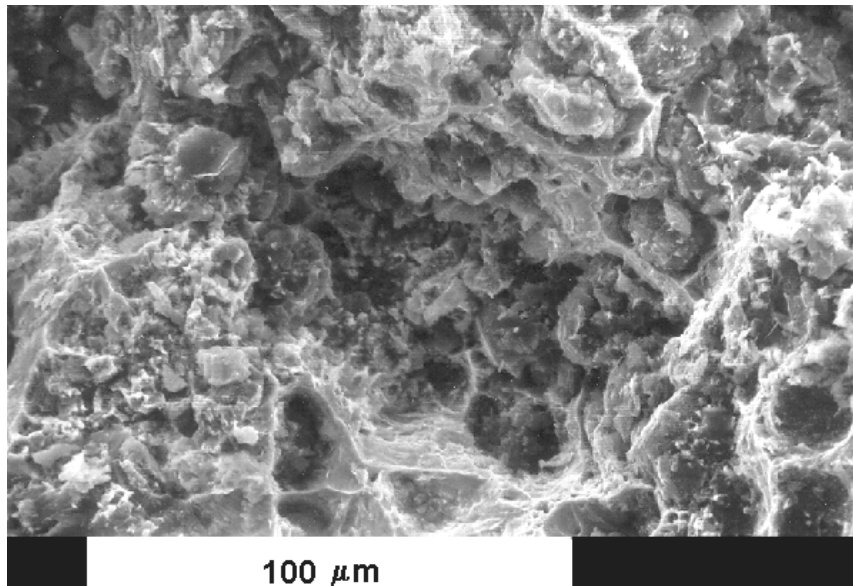


Figura 7. 16 Imagen por SEM de nódulos de grafito explotados en la superficie de fractura de una probeta de 4 mm de espesor (Colada C, 4.77 % de C.E y 6 % de alargamiento a la rotura).

Estos defectos podrían llegar a actuar como concentradores de tensiones y promotores de la fractura en los ensayos de tracción. Además, el tamaño del defecto se ve amplificado por lo reducido de la sección resistente de las probetas, siendo más perjudicial su efecto a medida que disminuye el espesor. Las mismas probetas estudiadas por SEM, fueron luego pulidas y observadas en el microscopio óptico para corroborar el tipo y ubicación de los defectos, determinando si se encontraban también en zonas aledañas a la superficie de fractura, o sólo en éstas últimas.

Las **Figuras 7. 17 y 7. 18** muestran la morfología del grafito en zonas muy cercanas a la superficie de fractura.

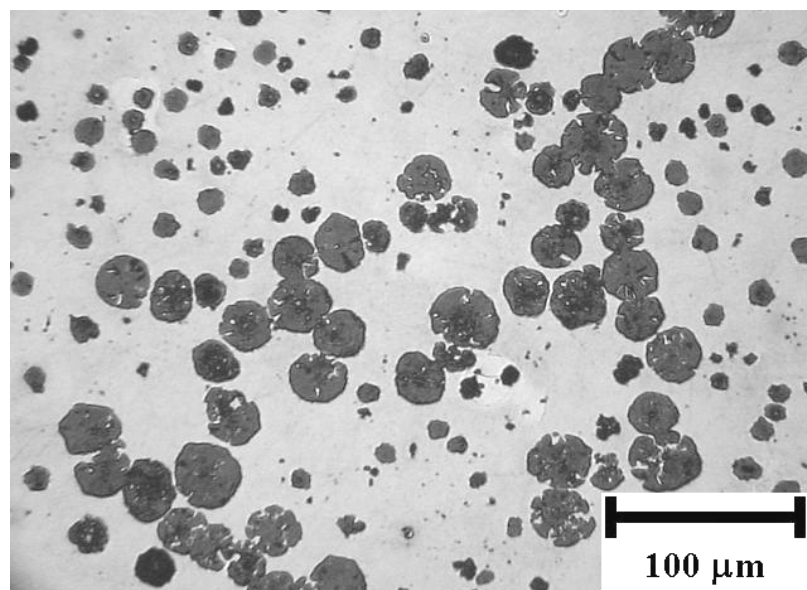


Figura 7. 17 “Clustering” de nódulos primarios encontrado en torno a la superficie de fractura de una probeta de tracción de 4 mm del molde vertical (Colada C, 4.77 % de C.E).

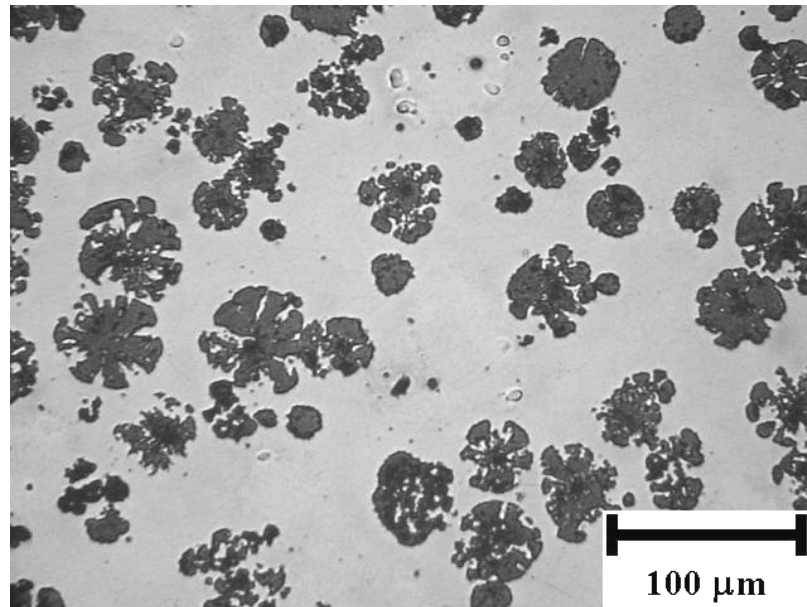


Figura 7. 18 Grafito explotado presente en torno a la superficie de fractura de una probeta de tracción de 4 mm colada con el molde vertical (Colada C, 4.77 % de C.E).

En las **Figuras 7. 15 a 7. 18** podemos apreciar el mismo defecto ubicado en la superficie de fractura y en zonas aledañas a la misma. Esto indica que el defecto tiene influencia en la rotura de la probeta y en los bajos valores de alargamiento a la rotura.

A medida que el C.E de las placas disminuye hasta aproximadamente 4.65 %, el fenómeno del “clustering” de grafito y los nódulos explotados desaparecen, persistiendo sólo la presencia de nódulos primarios aislados de gran tamaño. Para evaluar la influencia de éstos nódulos sobre la fractura, se llevó a cabo un estudio comparativo entre la cantidad de nódulos presentes en la superficie de fractura, observados por SEM, y la cantidad de nódulos primarios en metalografías ópticas convencionales, en zonas próximas a la superficie de fractura. Los resultados se presentan en la **Tabla 7. 5**.

Los porcentajes de nódulos primarios reportados fueron calculados respecto del total de nódulos de la metalografía. Los conteos nodulares medidos en las distintas muestras variaron entre 800 y 2200 nod/mm², dependiendo fundamentalmente del espesor. Los nódulos primarios tomados para el análisis son los que presentaron diámetro mayor a 25 μm.

| Colada | C.E | Cantidad de nódulos primarios | |
|--------|------|-------------------------------|--------------------|
| | | SEM | Microscopía óptica |
| | [%] | [%] | [%] |
| E | 4.65 | 9 | 6 |
| H | 4.65 | 4.2 | 5.6 |
| C | 4.77 | 3.9 | 3.1 |
| A | 4.78 | 4.1 | 4 |

Tabla 7. 5 Porcentaje de nódulos primarios en función del C.E en la superficie de fractura y en torno a ella.

Según surge de la **Tabla 7. 5**, no existe una tendencia marcada respecto a la preponderancia de la participación de éstos nódulos en la fractura, sin embargo, otros investigadores desarrollan en la actualidad estudios más avanzados para obtener una geometría espacial de la distribución de nódulos en placas de espesores delgados a través de pulidos sucesivos ⁷⁰. Esta geometría sería el punto de partida para luego simular, por medio de elementos finitos, la propagación de las fisuras al momento de la fractura, y dilucidar la posible influencia entre los nódulos primarios y el camino que sigue la fisura.

Las coladas con C.E. por debajo de 4.5 % no presentan “clustering” de grafito ni nódulos de grafito explotados, pero igualmente algunas probetas muestran bajos valores de alargamiento a la rotura aún habiendo sido mecanizadas a partir de una misma placa, principalmente para los menores espesores estudiados. El análisis microestructural de estas probetas con bajos valores de alargamiento a la rotura, han evidenciado la presencia de microrechupes y microcavidades de contracción. Estos defectos se atribuyen a deficiencias en el proceso de alimentación durante la solidificación de la placa

En la **Figura 7. 19** se muestra una imagen obtenida por SEM de un microrechupe. Este defecto está presente en la superficie de fractura de una probeta de tracción extraída de una placa de 2 mm de espesor. La disminución en los valores de alargamiento a la rotura es mas marcada para coladas con C.E menores al eutéctico. Como ya se indicara en 7.2.2. la formación de dendritas de austenita proeutéctica dificulta la llegada de metal líquido a las zonas en proceso de solidificación. Esta situación se agrava con el aumento de la velocidad de enfriamiento de las placas de espesor delgado y la disminución de fluidez al bajar el porcentaje de Si para lograr menor C.E. Estos fenómenos traen aparejado una mayor dificultad de alimentación, con el consecuente aumento en la cantidad y tamaño de microrechupes y/o microcavidades de contracción.

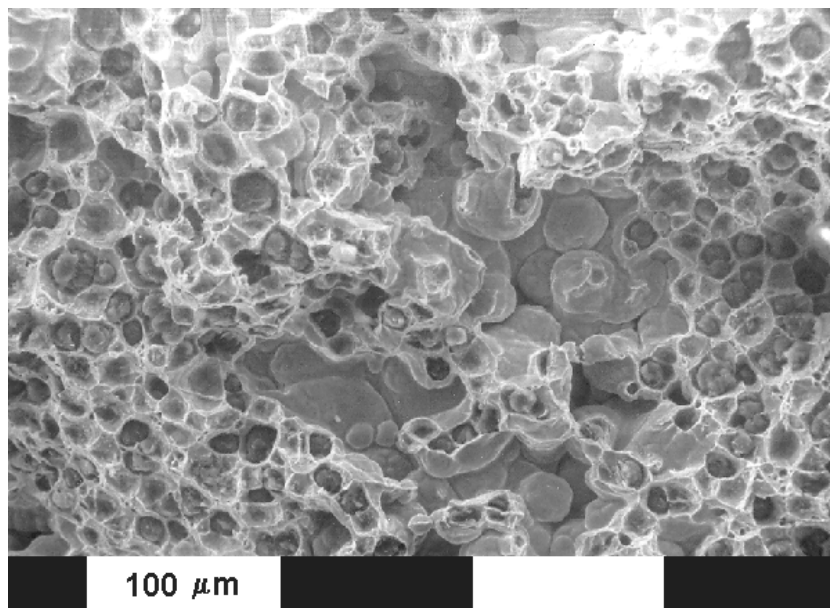


Figura 7. 19 Microrechupe observado por SEM en la superficie de fractura de una probeta de tracción de 2 mm de espesor (Colada D, 4.49 % de C.E y 13 % alargamiento a la rotura).

En la **Figura 7. 20** se aprecia una cavidad de contracción de gran tamaño presente en una probeta de tracción de 2 mm de espesor correspondiente a la colada BS (4.15 % de C.E). Puede observarse que la cavidad de contracción contornea la superficie de las dendritas de austenita, fortaleciendo la hipótesis de que estos defectos son originados por deficiencias en la alimentación de la placa.

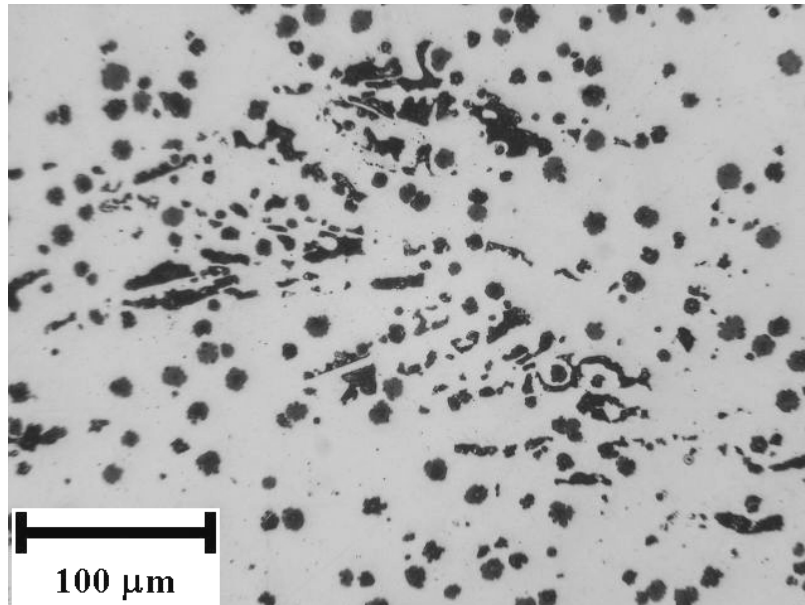


Figura 7. 20 Cavidad de contracción presente en una probeta de tracción de 2 mm de espesor colada con el molde vertical (Colada BS, 4.15 % de C.E).

7.2.5. Relación entre la posición de las probetas en las placas verticales y el alargamiento a la rotura.

De acuerdo al diseño original del molde vertical, el proceso de alimentación de las placas se lleva a cabo a través del líquido que se suministra justo por encima del frente de solidificación durante el llenado de las placas, por medio de los alimentadores ubicados a ambos lados de la placa (ver **Figura 4.9**). Si existiese una zona con inconvenientes de alimentación, debería ser la parte central de las placas, por ser la zona más alejada de los alimentadores. Para verificar esta hipótesis, en la colada BS, se individualizó la ubicación de cada probeta de tracción dentro de la placa (1, 2, 3, 4 en la **Figura 7. 2**). De esta manera se analizó si existe relación entre las probetas con bajos valores de alargamiento a la rotura y su ubicación relativa en las placas.

Como se aprecia en la **Figura 7. 3**, 7 de 10 probetas provenientes de la placa de 2 mm de espesor de la colada BS, no alcanzaron el mínimo de alargamiento a la rotura establecido por norma. En cambio, la mayoría de las probetas extraídas de las placas de 4 mm de espesor de la colada BS, superaron el valor mínimo de alargamiento a la rotura impuesto por la norma ASTM A536 (ver **Figura 7. 4**)

Por lo tanto, se pudo establecer que existe una relación entre la zona de extracción de las probetas en las placas del molde vertical y los valores de alargamiento a la rotura. En las

placas de 4 mm de espesor, las probetas que se extrajeron de las zonas contiguas a los alimentadores (probetas 1 y 4) dieron los mejores resultados de alargamiento a la rotura, mientras que la probeta 3 presentó los valores más bajos. Los resultados obtenidos permiten concluir que la rápida solidificación y la marcada direccionalidad en la extracción del calor, generan inconvenientes en el acceso del metal líquido de los alimentadores a las zonas que están solidificando, con la consiguiente generación de microcavidades de contracción.

En las placas de 2 mm de espesor, la probeta extraída contra el alimentador principal, (probeta 1), superó los mínimos de la norma, mientras que las restantes no lo hicieron. Esta situación está condicionada por defectos de llenado del alimentador externo a las placas de 2 mm de espesor.

En la **Figura 7. 21** se observa un molde colado con defectos de llenado en el alimentador exterior de la placa de 2 mm de espesor.



Figura 7. 21 Pieza colada en el molde vertical con defectos de llenado en el alimentador exterior de la placa de 2 mm de espesor (Colada BS, 4.15 % de C.E).

Los defectos de llenado en el alimentador externo de la placa de 2 mm de espesor (**Figura 7. 21**) se atribuyen al menor porcentaje de Si utilizado para disminuir el C.E hasta valores cercanos al eutéctico. Esta práctica es recomendada para piezas de espesores convencionales (porcentaje de Si entre 2.3 y 2.6), en lugar de disminuir el contenido de C, sin embargo cuando el espesor disminuye por debajo de 4 mm, la pérdida de colabilidad potencia la aparición de defectos de llenado. El deficiente llenado del alimentador externo de la placa no permitió una adecuada alimentación de metal líquido a las zonas adyacentes al alimentador, lo que favoreció la aparición de microrechupes en la zona de extracción de las probetas de tracción números 3 y 4.

Por lo tanto, en las piezas coladas destinadas al estudio de propiedades mecánicas deberán descartarse las placas que presenten inconvenientes de llenado de los alimentadores, aunque la placa de estudio se encuentre totalmente llena y en apariencia sana.

7.2.6. Influencia del conteo nodular sobre el alargamiento a la rotura.

Como ya se señalara en 6.2.4, la alta velocidad de enfriamiento de las placas de fundición nodular de pequeño espesor produce valores de conteo nodular elevados, llegando a superar los 2000 nódulos/mm² para las placas más delgadas. Como se ha visto en el punto anterior, la morfología de la fase grafito tiene influencia sobre las propiedades mecánicas y principalmente sobre el alargamiento a la rotura, por lo que resultó necesario evaluar la influencia del conteo nodular sobre esta propiedad. En las Figuras 7. 22 y 7. 23 se grafica el alargamiento a la rotura en función del conteo nodular para probetas de 2 y 4 mm de espesor coladas con el molde vertical.

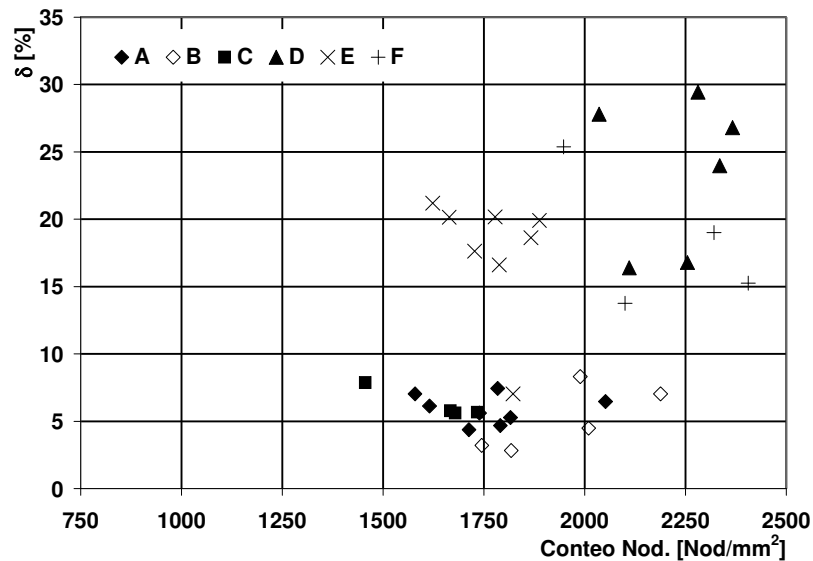


Figura 7. 22 Conteo nodular Vs. Alargamiento a la rotura en placas de 2 mm de espesor del molde vertical (Coladas A, B, C, D, E y F).

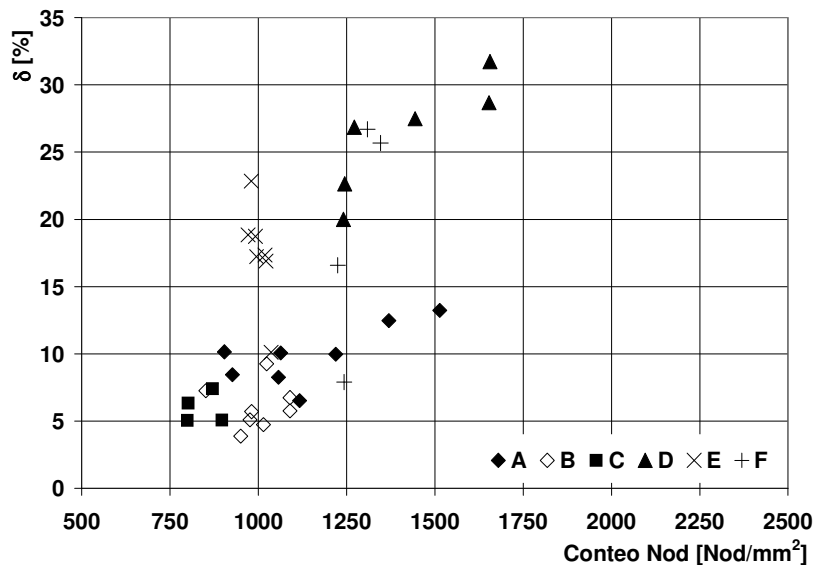


Figura 7. 23 Conteo nodular Vs. Alargamiento a la rotura en placas de 4 mm de espesor del molde vertical (Coladas A, B, C, D, E y F).

Como se puede apreciar, para ambos espesores de placas, el aumento del conteo nodular mejora el alargamiento a la rotura. Esta mejora podría llegar a ser más notoria de lo que se muestra en ambas figuras si tenemos en cuenta que las coladas con C.E > 4.6% presentaron “clustering” de grafito y nódulos explotados que afectan negativamente el alargamiento a la rotura, pudiendo enmascarar los resultados.

Una forma de explicar este comportamiento es sobre la base del modelo de solidificación desarrollado en la Div. Metalurgia del INTEMA. A medida que el espesor de la placa disminuye aumenta el subenfriamiento con el consiguiente refinamiento de la estructura de solidificación^{15 y 16}. El aumento de la velocidad de enfriamiento disminuye la separación entre brazos secundarios de las dendritas, siendo entonces menos severa la microsegregación y la composición química de la fundición será más homogénea.

La posible mejora de las propiedades con el aumento del conteo nodular puede llegar a ser importante en piezas de pequeño espesor de alta resistencia que deban ser sometidas a tratamientos térmicos, como por ejemplo en piezas de ADI. El aumento en el conteo nodular genera mayor cantidad de interfases grafito/matriz y menores distancias para la difusión del carbono. Estas características podrían ser de suma importancia para acortar los tiempos de tratamiento y mejorar las propiedades mecánicas.

7.3. Conclusiones.

☞ En los ensayos de tracción sobre probetas mecanizadas a partir de placas provenientes de coladas con C.E > 4.65% se observó una notable disminución del alargamiento a la rotura. Este deterioro se atribuye a defectos en la distribución y morfología de los esferoides de grafito, tales como “clusters” de grafito y nódulos “explotados”.

☞ Los ensayos de tracción sobre probetas mecanizadas a partir de placas provenientes de coladas con C.E < 4.65% mostraron valores que superan los mínimos estipulados en la Norma ASTM A536 para espesores convencionales y matrices ferríticas. La elevada dispersión en los valores de alargamiento a la rotura se atribuye a la presencia de microrechupes y microcavidades de contracción, ya que con estos niveles de C.E no se encontró grafito explotado ni fenómenos de “clustering” de grafito.

☞ La tensión de rotura y de fluencia resultó prácticamente insensible a la variación del C.E.

☞ Para un espesor determinado de placa, el aumento en el conteo nodular produce mejoras en el alargamiento a la rotura.

☞ Existe una relación entre la zona de las placas donde se extraen las probetas de tracción y el alargamiento a la rotura. En las placas de 4 mm, las probetas tomadas a partir de zonas próximas a los alimentadores presentaron los mejores valores de alargamiento a la rotura, y las probetas centrales los menores valores. En las placas de 2 mm, las probetas de tracción en contacto con los alimentadores superaron los mínimos de la norma y las restantes no, evidenciando un marcado inconveniente de alimentación en la zona central de la placa. Esta situación es potenciada por los defectos de llenado en los alimentadores.

Capítulo 8.

Austemperizado de fundición nodular de pequeño espesor

Una vez identificado el efecto de las variables del proceso y de la microestructura sobre las propiedades mecánicas de placas de fundición nodular de pequeño espesor con matriz totalmente ferrítica, se consideró de gran interés tecnológico optimizar las propiedades mecánicas con el fin de obtener piezas con alta relación resistencia/peso. Una forma de obtener piezas de fundición nodular de alta resistencia mecánica es a través de tratamientos térmicos. Particularmente, el tratamiento térmico de austemperizado es considerado el de mayor interés para lograr fundiciones nodulares austemperizadas (ADI).

El objetivo previsto en esta etapa fue estudiar la cinética de las transformaciones en estado sólido para ajustar los parámetros del tratamiento térmico a un material de muy alto conteo nodular. Para las ADI, la denominada “ventana de transformación” que ofrece las mejores relaciones resistencia / ductilidad está definida en la literatura para conteos nodulares menores a 400 nódulos/mm², es decir muy inferiores a los obtenidos en las piezas de pequeño espesor que se estudian en esta tesis ²⁵.

En este capítulo se evalúa la influencia del conteo nodular, de la temperatura de austemperizado y de la composición química sobre la cinética del austemperizado, las propiedades mecánicas (tensión de rotura, tensión de fluencia y dureza) y la microestructura, comparando los resultados con probetas obtenidas de bloques “Y” de ½”.

8.1. Metodología experimental.

Se utilizaron placas de espesores delgados de 2 y 4 mm de espesor obtenidas con el molde vertical y bloques “Y” de ½” para obtener muestras con conteos nodulares significativamente variables.

La forma de medir el avance de la transformación durante el austemperizado, las propiedades mecánicas de placas de fundición nodular de pequeño espesor austemperizadas y los parámetros del tratamiento térmico están detallados en el capítulo 3, puntos 3.7, 3.8 y 3.9.

En la **Tabla 8. 1** se lista la composición química de las coladas utilizadas.

| Composición Química | | | | | | | | | |
|---------------------|----------------------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|------|
| Colada | Elemento [% en peso] | | | | | | | | |
| | C | Si | Mn | S | Mg | Cu | Ni | Mo | CE |
| SA | 3.70 | 2.90 | 0.13 | 0.014 | 0.035 | ----- | ----- | ----- | 4.66 |
| AL | 3.65 | 3.00 | 0.15 | 0.016 | 0.037 | 0.59 | 0.43 | 0.19 | 4.65 |

Tabla 8. 1 Composición química de las coladas utilizadas.

A diferencia de todas las coladas utilizadas para caracterizar la fundición nodular de pequeño espesor, en esta etapa del estudio se ha utilizado una colada aleada con Cu, Ni y Mo,

en cantidades habituales a las utilizadas en piezas de espesores regulares. Esto se realizó con el fin de evaluar el efecto de los elementos de aleación sobre la cinética de transformación en estado sólido, previendo que las piezas reales pueden tener espesores variables, siendo por lo tanto necesario austemperizar todo el volumen de la pieza.

8.2. Resultados.

8.2.1. Caracterización del material de estudio.

En la **Tabla 8. 2** se lista la caracterización del material utilizado para el estudio en lo referente a conteo nodular, nodularidad visual y esfericidad.

| Caracterización de la fase grafito | | | | | | |
|---------------------------------------|-----------|------|-------|--------|--------|-------|
| Colada | SA | | | AL | | |
| | Sin alear | | | Aleada | | |
| Esesor (mm) | 2 | 4 | BY ½" | 2 | 4 | BY ½" |
| Esfericidad | 0.70 | 0.69 | 0.65 | 0.73 | 0.68 | 0.62 |
| Nodularidad (%) | 100/90 | 90 | 90 | 100 | 100/90 | 90 |
| Conteo nodular (nod/mm ²) | 2125 | 1164 | 437 | 1497 | 1021 | 457 |

Tabla 8. 2 Conteo nodular, esfericidad y nodularidad visual de las coladas utilizadas.

8.2.2 Cinética de austemperizado.

El conocimiento de la cinética de austemperizado permite establecer la “ventana” de transformación de la fundición nodular, es decir, el tiempo óptimo de permanencia de las piezas en las sales de austemperizado²⁸. Cabe señalar que el tiempo en el que se completa la etapa de transformación de austenita en ausferrita, junto con la temperatura de austemperizado, son los parámetros más importantes a la hora de realizar un tratamiento térmico de ADI y ejercen especial influencia sobre las propiedades mecánicas.

En el caso de piezas de espesores regulares, el tiempo de comienzo y de fin de la transformación están bien establecidos, tanto para coladas sin alear como aleadas con Cu, Ni, Mo y Mn. Asimismo, el efecto del conteo nodular sobre las propiedades y características de las ADI está referido a rangos de conteos que van de los 100 a los 400 nódulos/mm², los que resultan muy inferiores a los casi 2000 nódulos/mm² que se obtienen con las placas de 2 mm de espesor, lo que hace necesario su estudio para materiales de muy elevado conteo nodular.

Como se ha detallado en el punto **1.4.3**, distintos autores proponen que con mayor conteo nodular se adelanta la primer etapa del austemperizado. Esto se atribuye a que la mayor cantidad de nódulos aumenta significativamente la cantidad de interfase grafito-matriz a la vez que disminuye drásticamente las distancias para la difusión del carbono, acelerando de esta manera la cinética de transformación en estado sólido.

Una forma habitual de relevar la cinética de transformación es medir la cantidad de austenita retenida para seguir el avance de la transformación de austemperizado. En las Figuras 8. 1 y 8. 2 se muestra la cantidad de austenita retenida en función del tiempo de permanencia en el baño de sales para las probetas extraídas de las placas de 2 y 4 mm de espesor y los bloques “Y” de ½” austemperizadas a 280 y 360 °C, respectivamente.

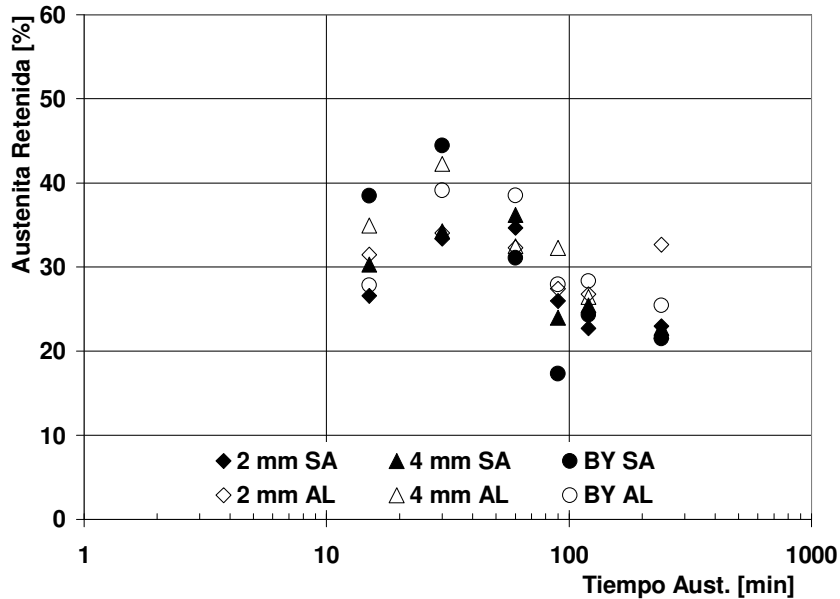


Figura 8. 1 Cantidad de austenita retenida Vs. tiempo de austemperizado para 2 y 4 mm espesor y bloque “Y” de ½”. Temperatura de austemperizado = 280 °C. (SA: Sin alear, AL: Aleada con Cu, Ni y Mo).

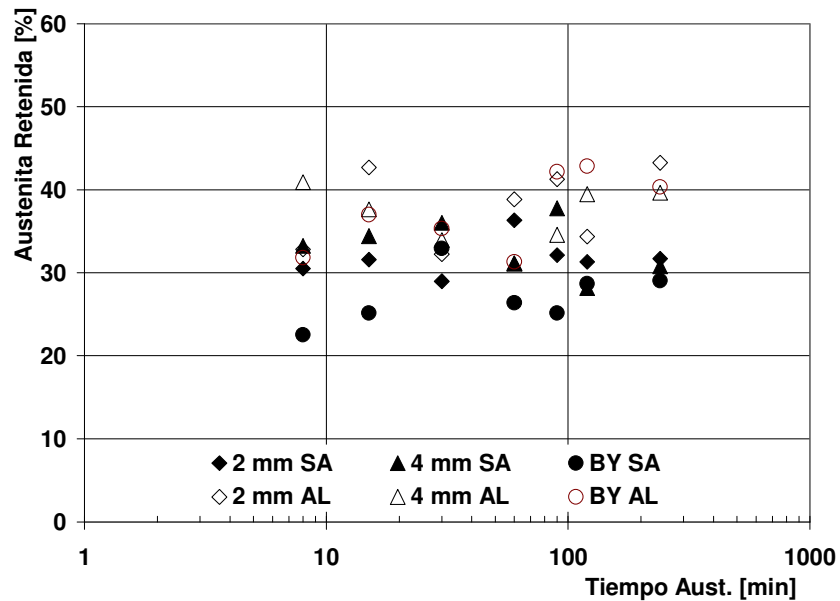


Figura 8. 2 Cantidad de austenita retenida Vs. tiempo de austemperizado para placas de 2 y 4 mm espesor y bloques “Y” de ½”. Temperatura de austemperizado de 360 °C. (SA: Sin alear, AL: Aleada con Cu, Ni y Mo).

Para tiempos de austemperizado cortos, de 0.5 a 8 minutos, la cantidad de martensita es grande y se produce la superposición de los picos de difracción, imposibilitando el cálculo de la intensidad integrada, por lo cual estos valores no aparecen en las **Figuras 8. 1 y 8. 2**. En la **Figura 8. 3** se ejemplifica esta situación a través de los diagramas de difracción correspondiente a los picos $\gamma(111)$ y $\alpha(110)$ para ángulos de 2θ comprendidos entre 48 y 54 grados. A modo de ejemplo se reportan los datos correspondientes a las probetas de las placas de 2 mm de espesor y de los bloque “Y” de $\frac{1}{2}$ ”, sin alear, austemperizados a 360 °C.

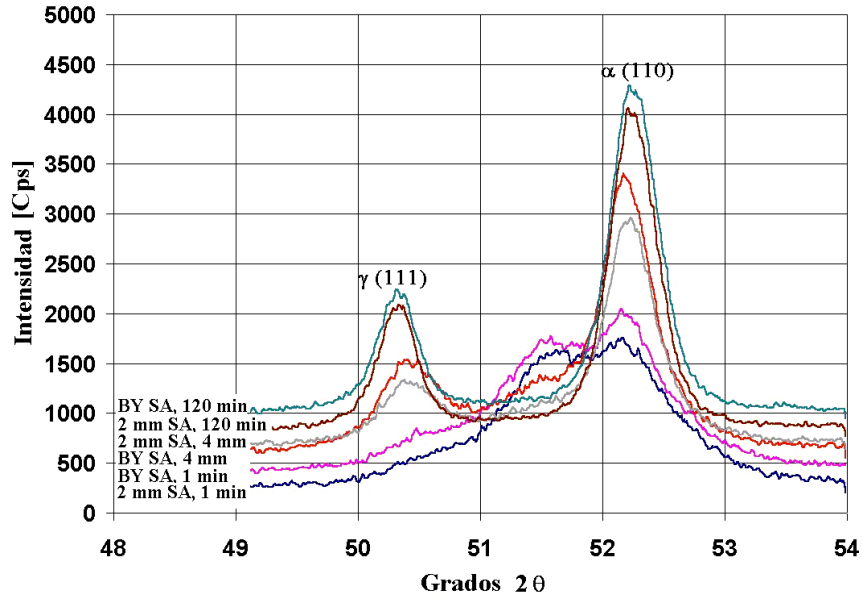


Figura 8. 3 Diagramas de difracción en probetas de 2 mm y bloque “Y” de $\frac{1}{2}$ ” para 360 °C de temperatura de austemperizado y tiempo de permanencia de 1, 4 y 120 minutos. Colada sin alear.

Se puede apreciar que para tiempos de 1 y 4 minutos, los picos de ferrita y martensita se superponen imposibilitando el cálculo de la intensidad integrada. Por otro lado, en ambas muestras, para 120 minutos de permanencia a temperatura de austemperizado, tanto el pico $\gamma(111)$ como el $\alpha(110)$ se encuentran bien desarrollados.

En virtud de los inconvenientes para caracterizar el avance de la transformación de las muestras con tiempos de permanencia menores a 4 minutos, se realizó una observación microestructural. Si el conteo nodular tiene influencia sobre el avance de la transformación, para un mismo tiempo de austemperizado, la placa de 2 mm de espesor debería presentar mayor cantidad de agujas de ferrita que las muestras de bloque Y.

En las imágenes de las **Figuras 8. 4 a 8. 6** se muestra la microestructura de probetas de 2 mm de espesor y bloques “Y” de $\frac{1}{2}$ ” austemperizadas a 360 °C durante 0.5, 1 y 3 minutos, respectivamente.

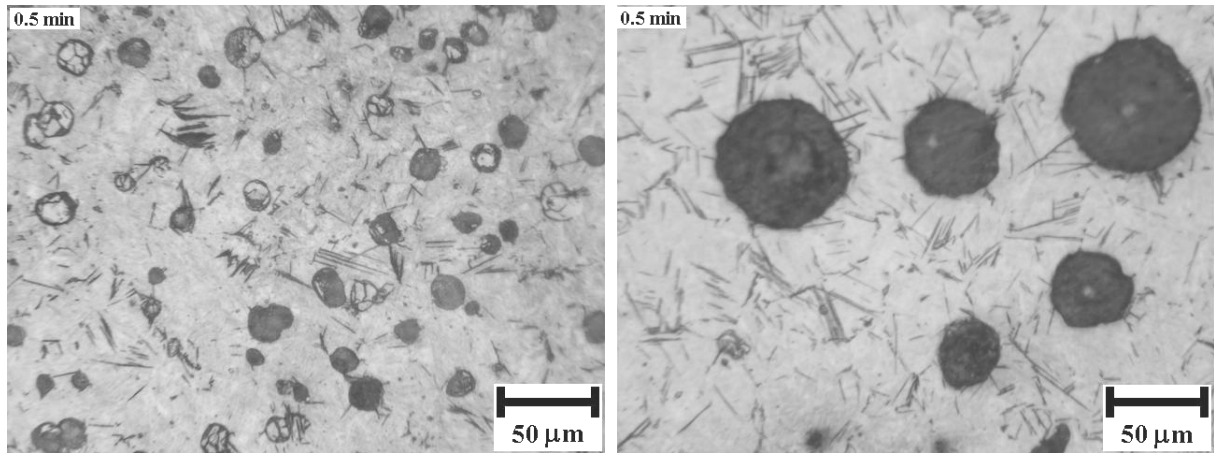


Figura 8. 4 Microestructura de una placa de 2 mm de espesor (izq.) y bloque “Y” de ½” (der.) austemperizadas a 360 °C durante 0.5 minutos. Colada sin alear, atacada con nital al 2 %.

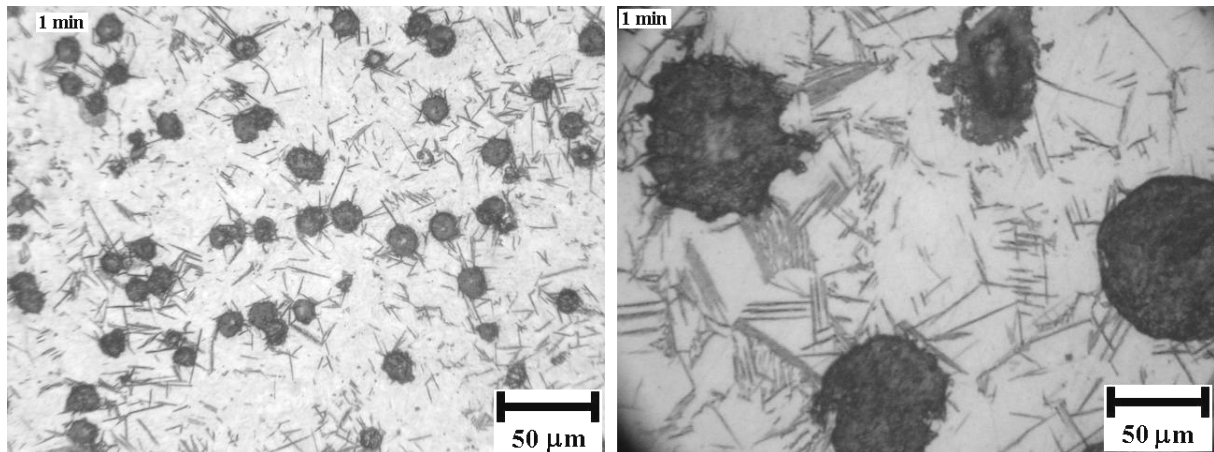


Figura 8. 5 Microestructura de una placa de 2 mm de espesor (izq.) y bloque “Y” de ½” (der.) austemperizadas a 360 °C durante 1 minuto. Colada sin alear, atacada con nital al 2 %.

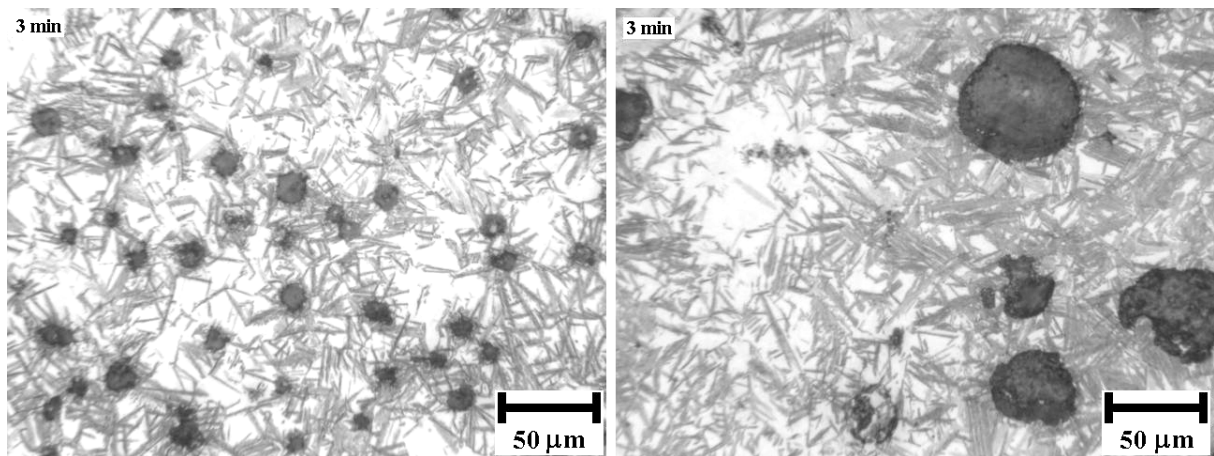


Figura 8. 6 Microestructura de una placa de 2 mm de espesor (izq.) y bloque “Y” de ½” (der.) austemperizadas a 360 °C durante 3 minutos. Colada sin alear, atacada con nital al 2 %.

Como se aprecia en las **Figuras 8.4 a 8. 6**, para tiempos de 0.5 y 1 minuto, ambos espesores presentan una matriz totalmente martensítica con pocas agujas de ferrita, no

habiéndose evidenciado diferencias en la cantidad de ferrita acicular entre las muestras provenientes de las placas de 2 mm y los bloques Y de ½". Las muestras con conteos nodulares elevados presentan agujas de ferrita de pequeño tamaño, mientras que las de bloques "Y" presenta menor cantidad de agujas pero de mayor tamaño. Esto se estableció empleando el software analizador de imágenes, eliminando los nódulos de grafito de las imágenes y cuantificando la cantidad de agujas de ferrita (oscuras) en las distintas muestras. Los valores encontrados fueron similares para ambos espesores de piezas e igual tiempo de austemperizado.

A partir de las mediciones realizadas en la cantidad de austenita retenida, **Figuras 8. 1 y 8. 2** no se han encontrado diferencias significativas en la cinética de austemperizado con la variación del conteo nodular. Este resultado está en concordancia con los resultados obtenidos por Massone et al ⁵⁹, pero se contrapone con los obtenidos por otros autores ^{60 y 61} que afirman que un aumento en el conteo nodular, reduce el tiempo de comienzo de la etapa 1 del tratamiento. Cabe aclarar que los autores de los dos trabajos citados en último término han trabajado en el rango de 100 a 300 nod/mm², es decir, en un intervalo de conteo nodular muy diferente al del presente trabajo.

Del análisis de los resultados de medición de austenita retenida (**Figuras 8. 1 y 8. 2**) puede observarse también que para iguales espesores de pieza, el agregado de elementos de aleación modifica la cantidad máxima de austenita retenida, especialmente en los mayores tiempos de permanencia a temperatura de austemperizado. Esto se debe principalmente a que los elementos de aleación desplazan las curvas C hacia mayores tiempos de tratamiento con el consiguiente aumento en la cantidad de austenita retenida.

8.2.3. Determinación del avance de la transformación mediante ensayos de dureza.

La bibliografía establece que otra manera de determinar la "ventana" de transformación es mediante mediciones de propiedades mecánicas para distintos tiempos de austemperizado ^{25 y 28}. En el caso de utilizar ensayos de dureza, ésta será elevada para tiempos cortos de austemperizado, debido a la presencia de una microestructura predominantemente martensítica. A medida que los tiempos aumentan, la dureza disminuye hasta que se logra un valor mínimo aproximadamente constante, correspondiente a un avance del orden del 60 a 80% de la transformación correspondiente a la etapa 1 de la reacción.

Cabe señalar que esta forma de determinar la cinética de transformación es aproximada, ya que en el ensayo de dureza la zona afectada por la indentación abarca varias células eutécticas, lo que transforma a la medición en un valor promedio e insensible a los cambios que ocurren en las pequeñas áreas de las zonas últimas en solidificar, pero este ensayo es sumamente sencillo de realizar utilizando las mismas muestras empleadas para difracción de RX.

La **Figura 8. 7** muestra la evolución de la dureza en función del tiempo para una temperatura de austemperizado de 280 °C y placas de 2 y 4 mm de espesor y bloques Y.

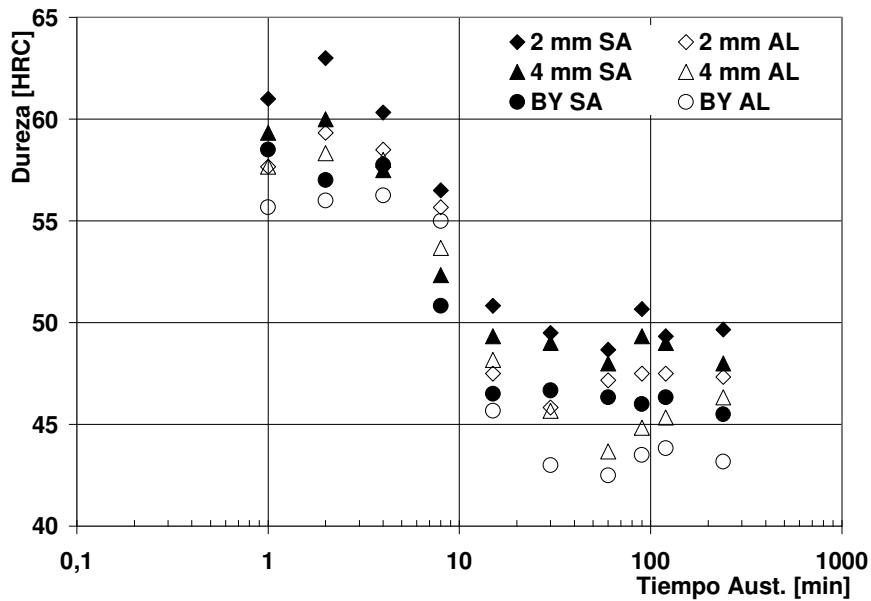


Figura 8. 7 Dureza (HRC) para temperatura de austemperizado de 280 °C y tiempo de permanencia de 0.5 a 240 minutos. Coladas SA (sin alear) y AL (aleada).

La Figura 8. 8 muestra la evolución de la dureza en función del tiempo, para temperatura de austemperizado de 360 °C y todos los espesores estudiados.

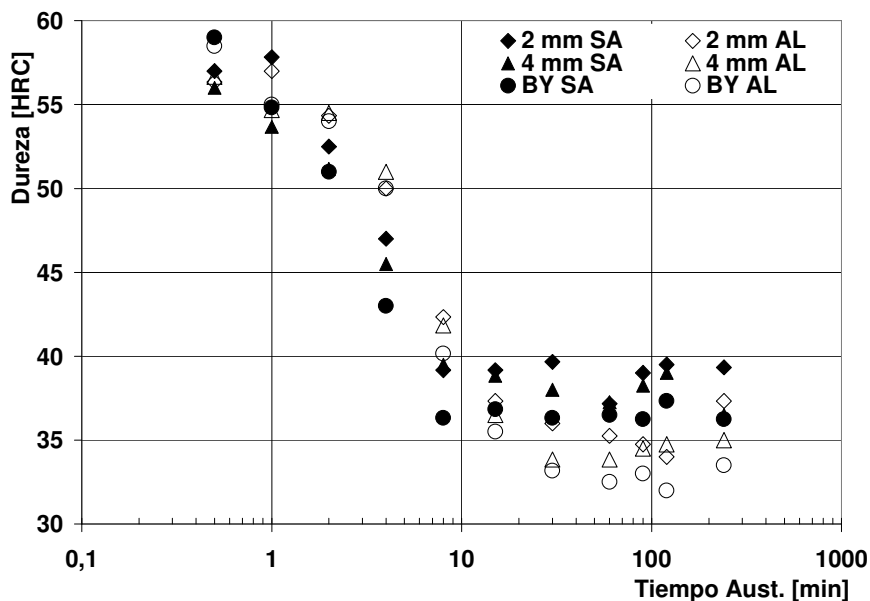


Figura 8. 8 Dureza (HRC) para temperatura de austemperizado de 360 °C y tiempo de permanencia de 0.5 a 240 minutos. Coladas SA (sin alear) y AL (aleada).

En las Figuras 8.7 y 8. 8 se puede observar que para los 3 espesores estudiados la dureza es mayor en las muestras sin alear que en las aleadas, para tiempos superiores a 15 minutos. Esto se atribuye a la mayor cantidad de austenita retenida que presentan las muestras aleadas, lo que afecta los valores finales de dureza. Además, las muestras de 2 mm de espesor poseen más alta dureza que las de 4 mm y bloque “Y”, producto de una microestructura más

fina. Para la temperatura de austemperizado de 360 °C (**Figura 8. 8**), podemos apreciar que las muestras sin alear alcanzan un valor constante de dureza (36 a 39 HRC) en menor tiempo de austemperizado que las aleadas, siendo la diferencia de aproximadamente 20 minutos. Para temperaturas de austemperizado de 280 °C esta diferencia es de aproximadamente 10 minutos. Esta diferencia no ha sido observada en las mediciones de austenita retenida realizadas mediante difracción de RX.

Sobre la base de los resultados obtenidos en la cantidad de austenita retenida y en los ensayos de dureza, es posible establecer el tiempo mínimo de austemperizado que asegure una estructura totalmente ausferrítica en piezas de fundición nodular de pequeño espesor. Dado que no se han encontrado diferencias significativas en los resultados correspondientes a los distintos conteos nodulares, se estableció en un tiempo mínimo de 15 minutos para las muestras de la colada no aleada y 30 minutos para las muestras de la colada aleada.

8.2.4 Ensayos de Tracción.

La **Figura 8. 9** muestra los resultados de los ensayos de tracción realizados para temperatura de austemperizado de 280 °C, con tiempo de permanencia de 60 minutos. Este tiempo de austemperizado asegura una transformación completa, tanto para las muestras aleadas como para las no aleadas. Superpuesto a la figura se indican las propiedades de los distintos grados de ADI, según la Norma ASTM A897M-90.

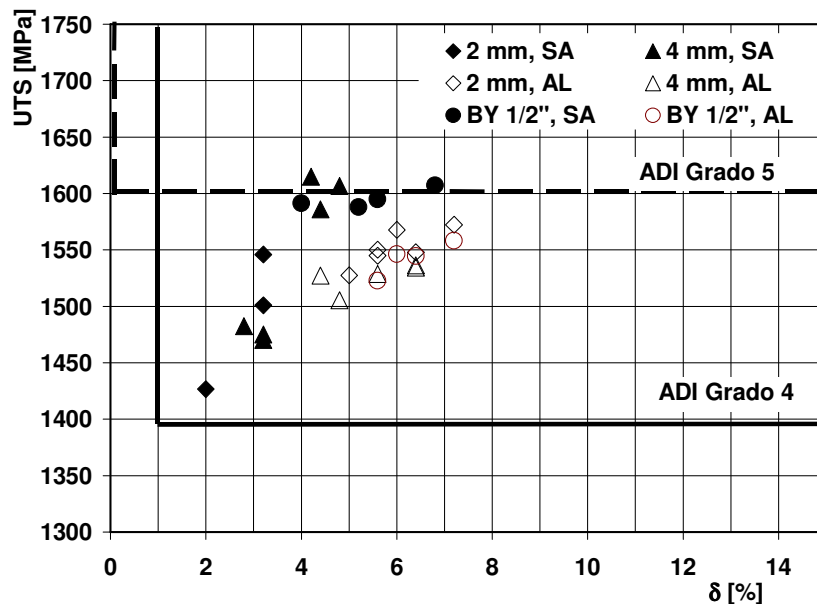


Figura 8. 9 Tensión de rotura Vs. Alargamiento a la rotura para muestras de 2 y 4 mm de espesor y bloque Y de 1/2". Austemperizado a 280 °C durante 60 minutos. Colada SA (sin alear) y AL (Aleada).

En la **Figura 8. 10** se muestran los resultados de los ensayos de tracción realizados para temperatura de austemperizado de 360 °C y tiempo de permanencia de 60 minutos.

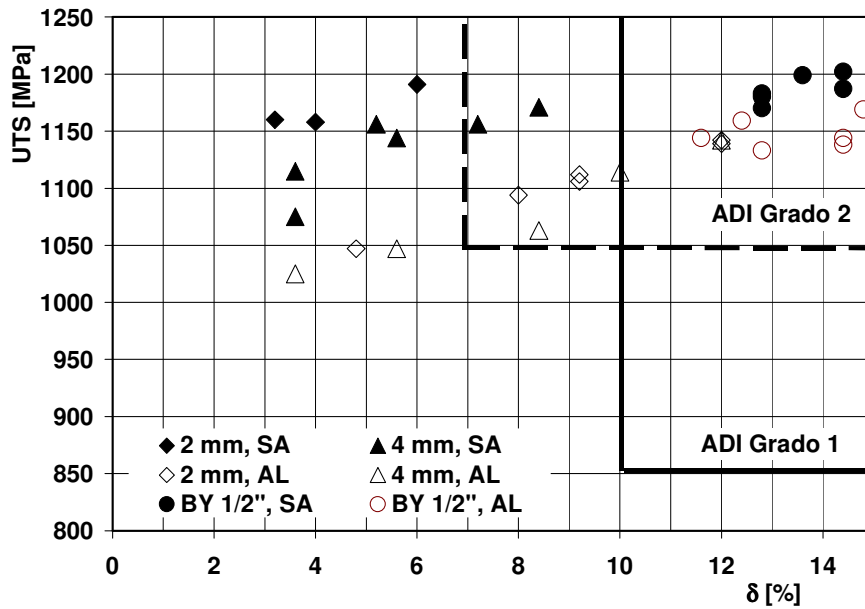


Figura 8. 10 Tensión de rotura Vs. Alargamiento a la rotura para espesores de 2 y 4 mm y bloques “Y” de ½”. Austemperizado a 360 °C durante 60 minutos. Coladas SA (sin alear) y AL (aleada).

En la **Tabla 8. 3** se observan los valores promedios de tensión de rotura, tensión de fluencia y alargamiento a la rotura con sus respectivos intervalos de confianza del 95%.

| Temperatura de Austemperizado [°C] | Colada | Espeor de Placa | Tensión de Fluencia (SY0.2) | Tensión de rotura (UTS) | Alarg. a la rotura |
|------------------------------------|--------|-----------------|-----------------------------|-------------------------|--------------------|
| | | [mm] | [MPa] | [MPa] | [%] |
| 280 | SA | 2 | 935 ± 267 | 1491 ± 69 | 2.8 ± 0.8 |
| | | 4 | 1169 ± 20 | 1540 ± 57 | 3.8 ± 0.7 |
| | | BY ½” | 1200 ± 13 | 1595 ± 8 | 5.4 ± 1.1 |
| | AL | 2 | 1046 ± 42 | 1552 ± 13 | 6.0 ± 0.6 |
| | | 4 | 1097 ± 22 | 1527 ± 11 | 5.5 ± 0.8 |
| | | BY ½” | 1108 ± 18 | 1543 ± 15 | 6.3 ± 0.7 |
| 360 | SA | 2 | 846 ± 85 | 1170 ± 21 | 4.4 ± 1.7 |
| | | 4 | 714 ± 50 | 1136 ± 29 | 5.6 ± 1.6 |
| | | BY ½” | 843 ± 17 | 1186 ± 10 | 13.5 ± 0.6 |
| | AL | 2 | 779 ± 11 | 1107 ± 28 | 9.2 ± 2.2 |
| | | 4 | 722 ± 36 | 1078 ± 43 | 7.9 ± 3 |
| | | BY ½” | 729 ± 7 | 1148 ± 11 | 13.4 ± 1 |

Tabla 8. 3 Valores promedios de tensión de rotura, tensión de fluencia y alargamiento a la rotura para las coladas SA (sin alear) y AL(aleada).

La dispersión de los resultados obtenidos en las probetas provenientes de los bloques “Y” es menor que para aquellas mecanizadas a partir de las placas delgadas, como se observa

en la **Tabla 8. 3**. Este fenómeno es más evidente en las probetas austemperizadas a 360 °C que a 280 °C. Esto se atribuye a que las menores temperaturas de austemperizado conducen a microestructuras con mayor resistencia y menor alargamiento, lo que minimiza o restringe la dispersión en los resultados del alargamiento como consecuencia de la presencia de microdefectos.

En las **Figuras 8. 9 y 8. 10** es posible observar que las probetas de la colada SA poseen mayor resistencia a la rotura. El bajo espesor de las muestras asegura un 100 % de austemperabilidad, aún para la colada sin elementos de aleación. Sin embargo, las piezas reales podrán presentar espesores variables y por lo tanto los elementos de aleación serán necesarios para asegurar una estructura totalmente ausferrítica (sin presencia de estructuras laminares) en todo el volumen de la pieza.

Las probetas austemperizadas a 280 °C cumplen con el mínimo que establece la Norma ASTM A897M-90 para el ADI grado 4. Para temperatura de austemperizado de 360 °C, los valores obtenidos de tensión de rotura cumplen el valor mínimo del ADI grado 2 de dicha norma, pero no alcanzan el mínimo de deformación a la rotura, debido al efecto perjudicial de los defectos de solidificación. Estos defectos (particularmente microcavidades de contracción y pequeños poros), tienen el mismo efecto sobre el alargamiento a la rotura que el encontrado anteriormente para probetas con matriz totalmente ferríticas y CE < 4.65%, reportado en el punto **7.2.4**.

De todos modos, es importante destacar que las tensiones de rotura y de fluencia obtenidas en las placas de fundición nodular de pequeño espesor con matriz ausferrítica han sido satisfactorias en general, siendo del mismo orden que las obtenidas en las muestras provenientes de los bloques “Y” de ½”. Esto indica que es posible lograr un abanico de propiedades mecánicas muy amplio en piezas de fundición nodular de pequeño espesor, según se empleen matrices totalmente ferríticas de alta ductilidad o matrices ausferríticas de alta resistencia.

8.3 Conclusiones.

☞ A partir de determinaciones en las cantidades de austenita retenida mediante difracción de RX, no se han encontrado diferencias significativas en la cinética de austemperizado entre muestras de distinto espesor (amplio rango de conteo nodular).

☞ Para temperatura de austemperizado de 360 °C, la ventana de transformación relevada a partir de mediciones de dureza se desplaza a tiempos menores para las muestras sin alear, con diferencias de hasta 20 minutos, comparado con las muestras aleadas con Cu, Ni y Mo. Para la temperatura de 280 °C esta diferencia resultó ser menor.

☞ A medida que aumenta el conteo nodular, la dureza también aumenta, producto de la presencia de microconstituyentes más finos en la matriz. La colada aleada con Cu, Ni y Mo, posee menor dureza que la no aleada, para iguales valores de conteo nodular. Esto se atribuye a la mayor cantidad de austenita retenida presente.

☞ Para la temperatura de austemperizado de 280 °C se lograron valores de tensión de rotura y alargamiento a la rotura que satisfacen los requisitos establecidos para ADI grado 4 de la Norma ASTM A897M-90.

☞ Para la temperatura de austemperizado de 360 °C se lograron valores de tensión de rotura que superaron el mínimo de 1050 MPa establecido para ADI grado 2 de la Norma ASTM A897M-90.

☞ El efecto perjudicial de las microcavidades de contracción sobre el alargamiento a la rotura de las placas de espesores delgados de ADI resultó ser similar al encontrado en las placas con matrices totalmente ferríticas.

Capítulo 9.

Microcavidades en placas de fundición nodular de pequeño espesor.

Las propiedades mecánicas de la fundición nodular de pequeño espesor presentan, en muchos casos, valores bajos y dispersos. Este hecho, evidenciado en el presente estudio y corroborado con trabajos de otros autores ^{33, 34, 41, 42 y 43}, fue adjudicado a defectos metalúrgicos como carburos ledeburíticos y formaciones irregulares de grafito (grafito explotado o clustering de grafito). Sin embargo, muchas de las probetas evaluadas en este estudio, carecían de carburos y poseían una estructura grafitica correcta y sin embargo presentaron bajos valores de alargamiento a la rotura, o valores dispersos, siendo esta característica adjudicada a la presencia de microcavidades. En consecuencia, el potencial tecnológico de las piezas de fundición nodular de pequeño espesor no podrá ser aprovechado íntegramente si no se controla la presencia de dichos defectos microestructurales. Para obtener piezas de alta resistencia mecánica y elevada confiabilidad en servicio será crítico entonces asegurar la sanidad estructural, no pudiéndose admitir defectos que podrían llegar a ser tolerables en piezas de espesores convencionales. Para eliminar o minimizar la presencia de microcavidades de contracción o microrechupes, y su consiguiente efecto perjudicial, es necesario estudiar su origen y las variables que influyen en su formación. Lamentablemente, la bibliografía referida al estudio de microcavidades en espesores delgados es casi nula.

Simulaciones realizadas con el software Novaflow&solid[®] no han evidenciado que las placas de fundición nodular de pequeño espesor utilizadas posean microrechupes en la zona de extracción de probetas, aunque quizás la discretización que se ha utilizado haya sido insuficiente para detectar este tamaño de defectos, principalmente para las placas de menor espesor, o las estrategias de cálculo fueron incorrectas debido a que se desarrollaron siguiendo rutinas propias de espesores regulares. Las simulaciones han revelado presencia de microcavidades de contracción sólo en los alimentadores de las placas.

El objetivo de esta etapa del estudio es avanzar en la caracterización de las microcavidades en piezas de espesores delgados, identificando su forma, las herramientas para detectarlas y procurando entender el por qué de su formación utilizando como base estudios existentes en la bibliografía referidos a microcavidades en espesores regulares. Se pretende establecer correlaciones entre variables de proceso y microcavidades de contracción, interpretando los resultados sobre la base del modelo de solidificación para fundición nodular desarrollado por integrantes de la Div. Metalurgia del INTEMA ¹⁶.

9.1 Metodología experimental.

Para el presente estudio se han utilizado placas de 2 y 4 mm de espesor obtenidas con el molde de disposición vertical.

Para facilitar la búsqueda e identificación de las microcavidades de contracción se realizaron ensayos radiográficos sobre placas en estado bruto de colada. Asimismo, se ha realizado una minuciosa observación de la superficie de fractura de probetas de tracción pertenecientes a distintas coladas, para corroborar la presencia de estos defectos y su relación con los valores de alargamiento a la rotura obtenidos en los ensayos.

Para la observación microscópica se han realizado pulidos convencionales en zonas cercanas a las superficies de fractura de las probetas de tracción y en las zonas de las placas en las cuales las radiografías indicaban la presencia de defectos. Se han realizado ataques con reactivo color para resaltar los patrones de microsegregación generados durante la solidificación^{14 y 16}.

9.2. Resultados.

9.2.1. Composición química

En la **Tabla 9. 1**.se detallan las coladas utilizadas y su composición química.

| Composición Química [% en peso] | | | | | | | |
|---------------------------------|------|------|------|-------|------|-------|-------------|
| Colada | C | Si | Mn | S | P | Mg | CE |
| A | 3.70 | 3.26 | 0.28 | 0.02 | 0.06 | 0.059 | 4.78 |
| E | 3.65 | 3.04 | 0.20 | 0.04 | 0.05 | 0.048 | 4.65 |
| MC | 3.46 | 2.79 | 0.17 | 0.025 | 0.03 | 0.036 | 4.39 |
| BS | 3.38 | 2.31 | 0.12 | 0.02 | 0.04 | 0.038 | 4.15 |

Tabla 9. 1 Composición química de las coladas utilizadas.

9.2.2. Ensayos de RX para ubicar cavidades de contracción.

A fin de acotar las zonas de observación microscópica y poder hallar y caracterizar las microcavidades de contracción en las placas de fundición nodular, se han realizado radiografías industriales de RX sobre las placas de 2 y 4 mm de espesor.

En la **Figura 9. 1** se muestra la fotografía de una placa radiográfica realizada sobre una placa de 2 mm de espesor y los puntos de posible presencia de defectos internos. La ubicación de los microdefectos se ha determinado por diferencias de tonalidad en la radiografía, como se detalla en el punto A de la **Figura 9. 1**. Las líneas punteadas corresponden a los cortes realizados, coincidentes con los límites de la zona calibrada de las probetas de tracción.

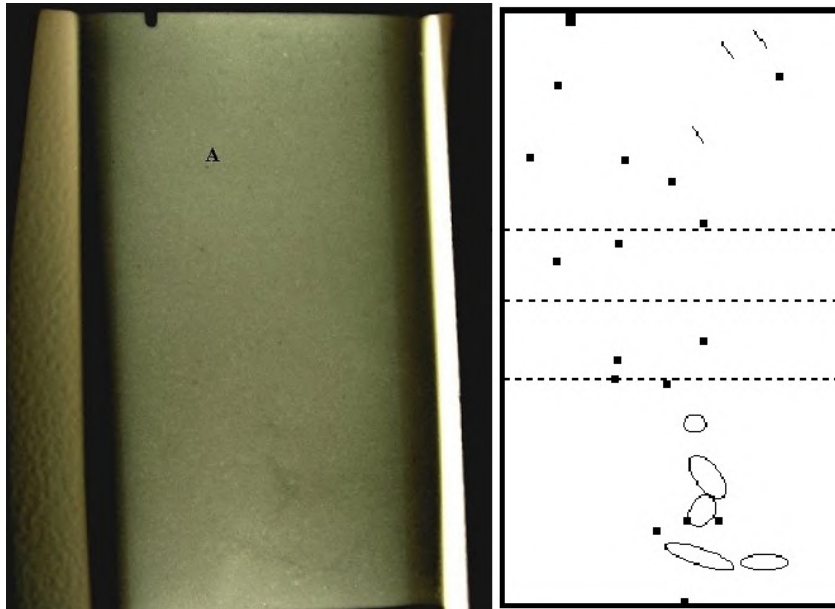


Figura 9. 1 Radiografía realizada sobre placa de 2 mm de espesor de la colada BS y croquis de las posibles zonas con presencia de defectos

En la **Figura 9. 2** se muestra la fotografía de una placa radiográfica realizada sobre una placa de 4 mm de espesor.

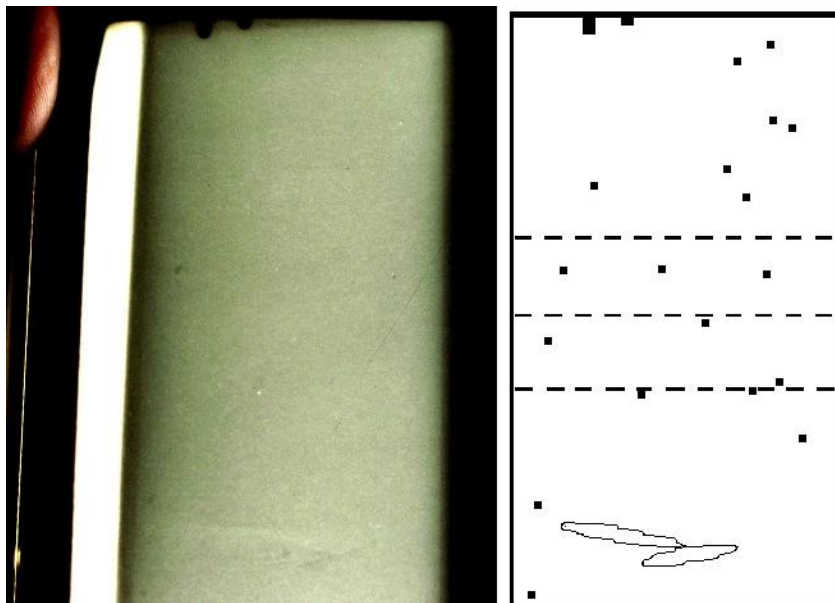


Figura 9. 2 Radiografía realizada sobre placa de 4 mm de espesor de la colada BS y croquis de las posibles zonas con presencia de defectos.

Se ha podido establecer que la información brindada por las radiografías de RX coincide con la ubicación de las microcavidades halladas en las placas, siempre que el tamaño de los defectos sea del orden de los 100 μm o mayores. Cabe aclarar que la interpretación de la información que brindan las radiografías ha sido realizada por personal especializado en

esta tarea, perteneciente al grupo de Ensayos no Destructivos del Instituto Nacional de Tecnología Industrial (INTI).

Asimismo, el análisis de gran cantidad de probetas de tracción ensayadas evidencia la existencia de cavidades de contracción de mucho menor tamaño y que no son detectadas a través del estudio radiográfico, en concordancia con lo reportado por otros investigadores ^{33 y 34}.

9.2.3. Cavidades de contracción en placas de fundición nodular de pequeño espesor.

Del análisis macro y microestructural de las placas surge la existencia de los siguientes tipos de cavidades, siendo las denominaciones consistentes con la utilizada por otros autores en piezas de espesores convencionales ^{37, 50, 51, 52, 53 y 55} (**punto 1.4.3.**).

1) Rechupes concentrados: Estas cavidades de contracción observadas en ambos alimentadores de cada placa fueron previstas en las pautas de diseño originales y corroboradas en las simulaciones y los seccionamientos realizados en las placas coladas, como se puede observar en las **Figuras 4.25 y 4.26.**

Este tipo de defecto se visualiza claramente a través de las radiografías de RX por el tamaño que presentan y también a ojo desnudo en la pieza, por la depresión que produce en la superficie del alimentador de la placa.

En la **Figura 9. 3** se muestra un rechupe concentrado presente en una placa de 2 mm de espesor colada con el molde vertical perteneciente a la colada MC con 4.39 % de C.E.

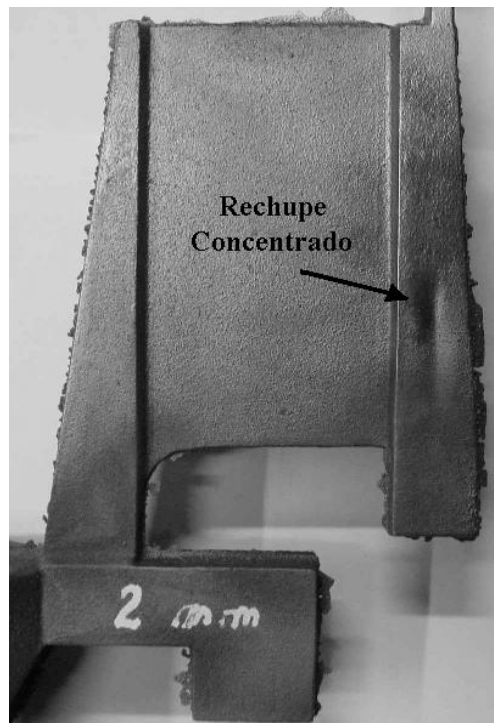


Figura 9. 3 Rechupe concentrado ubicado en el alimentador externo de una placa de 2 mm de espesor del molde vertical. (Colada MC, 4.39 % de C.E).

Estos defectos se encuentran alejados de las zonas de extracción de probetas de tracción y en el lugar previsto por el diseño para compensar el posible déficit de líquido durante el proceso de solidificación de la zona central de la placa. Mientras el defecto esté confinado al alimentador o mazarota, no ejerce influencias negativas sobre las propiedades mecánicas.

2) Macrorechupes dispersos: Estas cavidades de contracción han sido observadas en el centro térmico de las placas, en todo el rango de composición química estudiado y para los dos espesores evaluados.

En las **Figuras 9. 4 y 9. 5** se aprecian los macrorechupes dispersos encontrados en placas de 2 y 4 mm de espesor del molde vertical, correspondiente a la colada MC con 4.39 % de C.E, respectivamente.

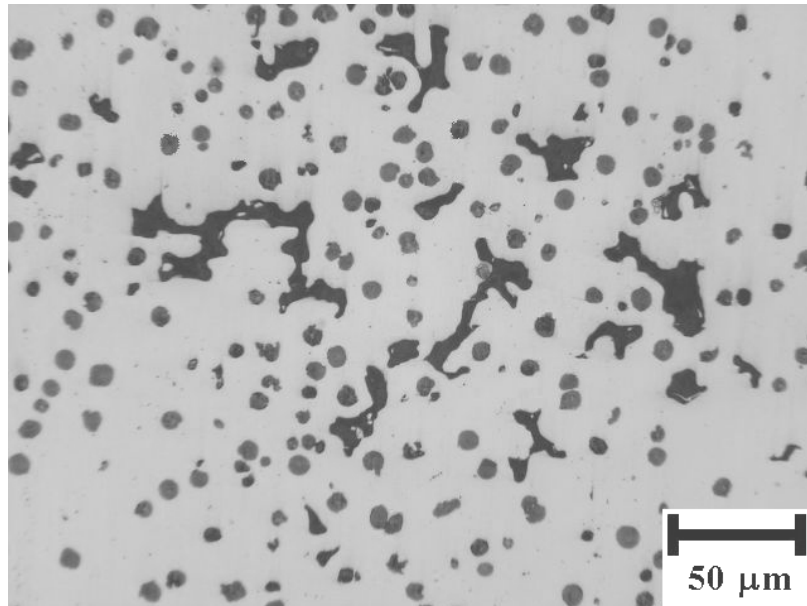


Figura 9. 4 Macrorechupe disperso ubicado en el centro térmico de una placa de 2 mm de espesor obtenida con el molde vertical. (Colada MC, 4.39 % de C.E, sin atacar).

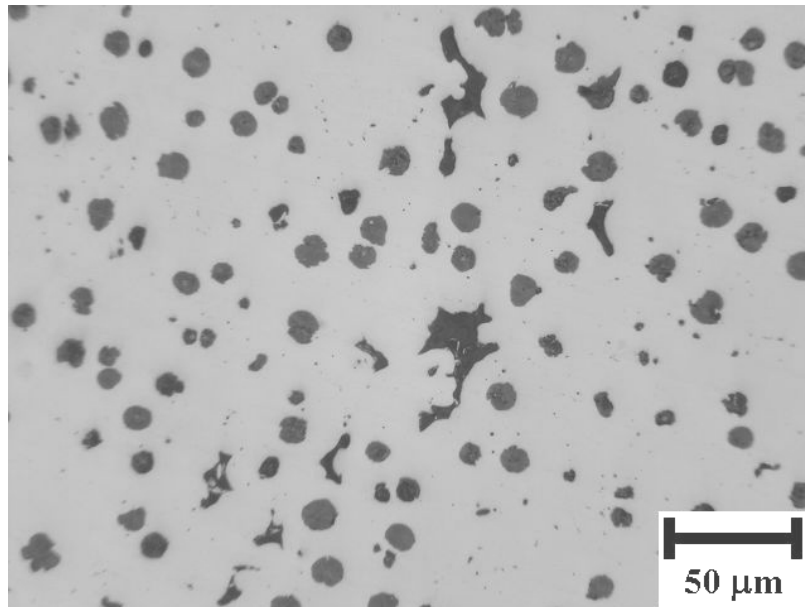


Figura 9. 5 Macrorechupe disperso ubicado en el centro térmico de una placa de 4 mm de espesor obtenida con el molde vertical. (Colada MC, 4.39 % de C.E, sin atacar).

En las **Figuras 9. 6** y **9. 7** se aprecian los macrorechupes dispersos encontrados en placas de 2 mm de espesor de una colada hipereutética (colada A, 4.78 % de C.E) y una colada hipoeutética (colada BS, 4.15 % de C.E), respectivamente.

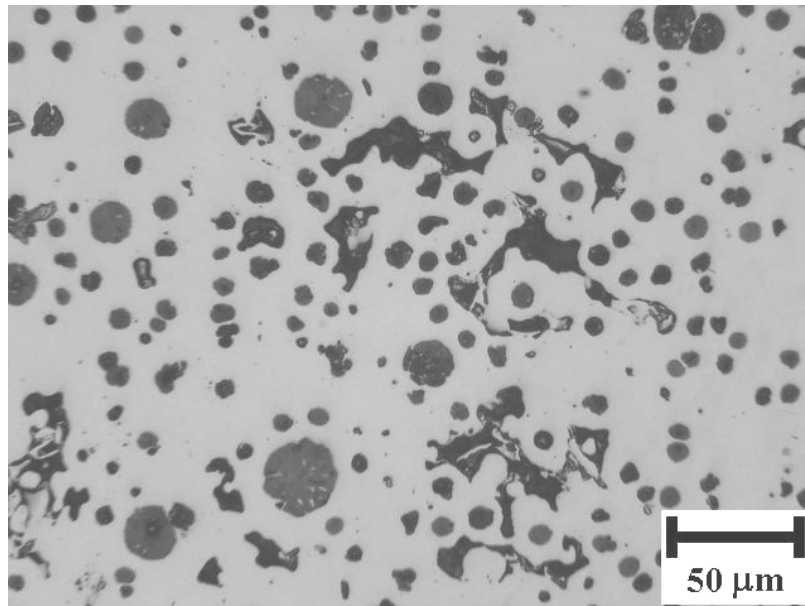


Figura 9. 6 Macrorechupe disperso presente en una probeta de 2 mm de espesor obtenida con el molde vertical. (Colada A, 4.78 % de C.E, 5 % de alargamiento a la rotura, sin atacar).

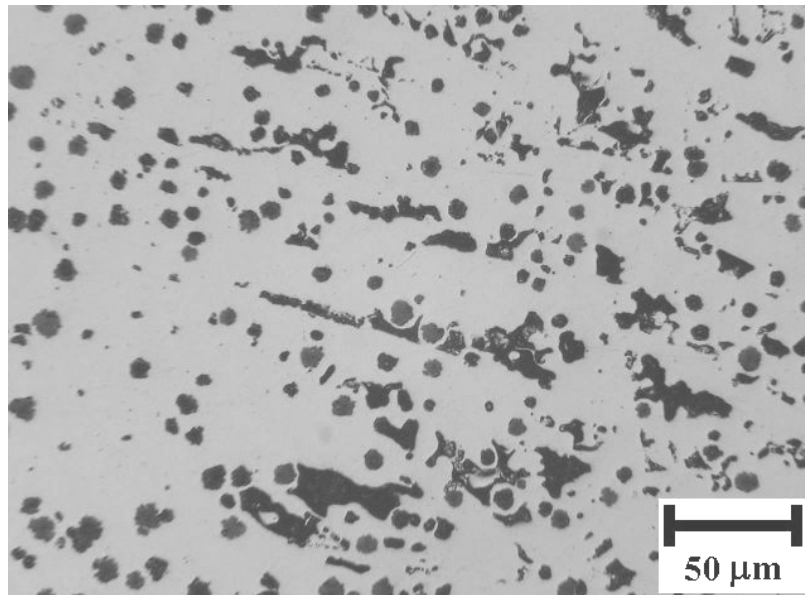


Figura 9. 7 Macrorechupe disperso presente en una probeta de 2 mm de espesor obtenida con el molde vertical. (Colada BS, 4.15 % de C.E, 6.7 % de alargamiento a la rotura, sin atacar).

En la **Figura 9. 8** se muestra un macrorechupe disperso de aproximadamente 0.6 mm de largo encontrado en una probeta de tracción de 2 mm de espesor (Colada BS, 4.15 % de C.E). Como se puede apreciar, los extremos de la imagen corresponden a los bordes de la probeta de tracción, siendo el ancho de la imagen el espesor de la probeta.

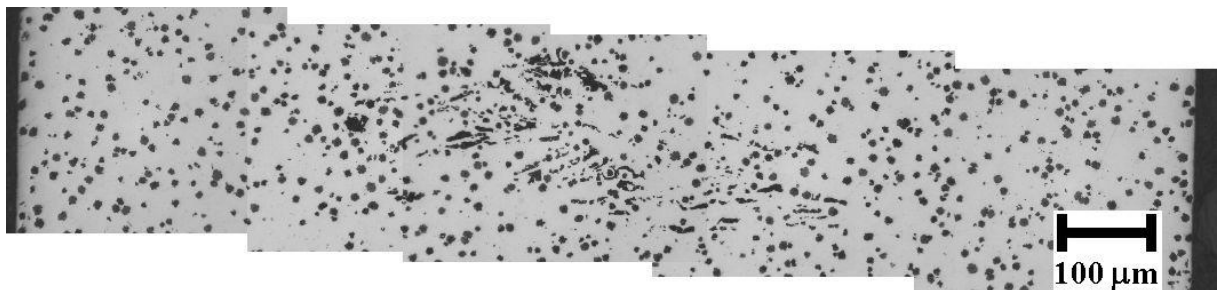


Figura 9. 8 Macrorechupe disperso en una probeta de tracción de 2 mm de espesor (1.6 mm rectificada). (Colada BS, 4.15 % de C.E, 6.7 % de alargamiento a la rotura, sin atacar).

Como se aprecia en las **Figuras 9. 6 y 9. 7**, los macrorechupes dispersos de las coladas hipoeutécticas son de mayor tamaño que los de las coladas hipereutécticas. En coladas con C.E por debajo de 4.3 %, el crecimiento de la austenita proeutéctica condiciona notablemente el proceso de alimentación, al imponer mayores restricciones al flujo de metal líquido hacia las zonas que están solidificando. En el caso de las placas de espesores delgados, las condiciones son aún más desfavorables ya que las ramas principales de las dendritas crecen rápidamente por el alto subenfriamiento impuesto bloqueando el acceso de líquido desde los alimentadores, generando macrorechupes dispersos al no poderse compensar la contracción líquido-sólido. De la amplia cantidad de probetas de tracción que han sido analizadas, se ha encontrado que las probetas de 2 mm de espesor presentan mayor aglomeración de defectos

que las de 4 mm, lo que evidencia la mayor dificultad de alimentación a medida que el espesor disminuye.

Estas características se encuentran en concordancia con las propiedades mecánicas ya que las placas de menor espesor han arrojado las mayores dispersiones en los resultados y la mayor cantidad de probetas que no alcanzan los mínimos impuestos por la norma ASTM A536, para fundición nodular ferrítica de espesores regulares. Además, la ubicación de estos defectos está en concordancia con los lugares de rotura de las probetas ensayadas en la colada BS del molde vertical, confirmando que estos defectos son efectivamente responsables de los bajos valores de alargamiento a la rotura. Estos defectos de alimentación no producen depresión de la superficie pero afectan marcadamente las propiedades mecánicas del material, tanto por su geometría interdendrítica como por su tamaño. Las probetas de fundición nodular de pequeño espesor que presentaron este tipo de defecto dieron valores de alargamiento a la rotura muy por debajo de los mínimos estipulados en la norma ASTM A536, con valores que variaron entre 6 y 10 %.

La dispersión de valores de alargamiento a la rotura es la evidencia más clara de la presencia de macrorechupes dispersos. Es decir, aquellas coladas que mayor dispersión presentaron y que no poseían “clustering” de grafito, grafito explotado o carburos, fueron las coladas con mayor cantidad de macrorechupes dispersos.

3) Microrechupes dispersos: Este es el tercer tipo de defecto encontrado en las placas de espesores delgados. Poseen el tamaño de uno o varios nódulos y de ninguna manera se deben confundir con los macrorechupes dispersos.

En las **Figuras 9. 9** y **9. 10** se muestra la morfología de los microrechupes dispersos encontrados en placas de 2 y 4 mm de espesor del molde vertical, (colada E, 4.65 % de C.E).

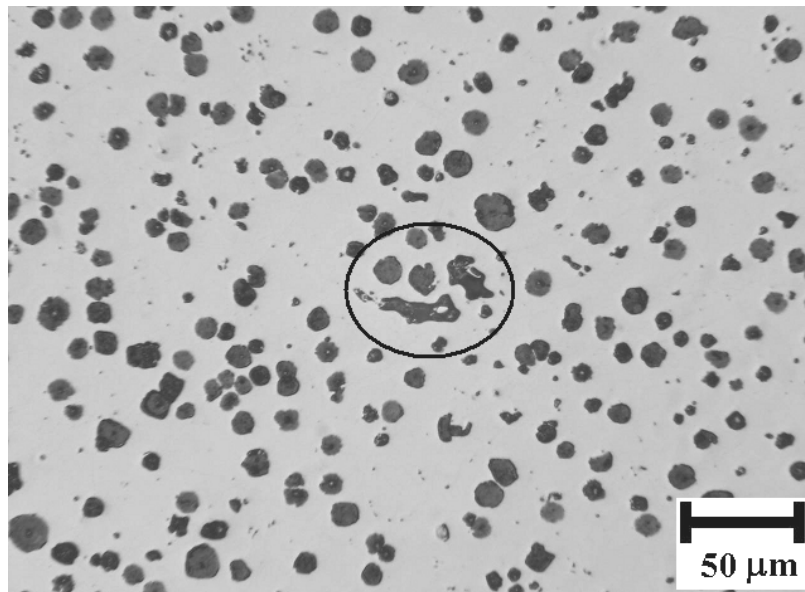


Figura 9. 9 Microrechupe disperso presente en una probeta de tracción de 2 mm de espesor. (Colada E, 4.65 % de C.E, 21 % de alargamiento a la rotura, sin atacar).

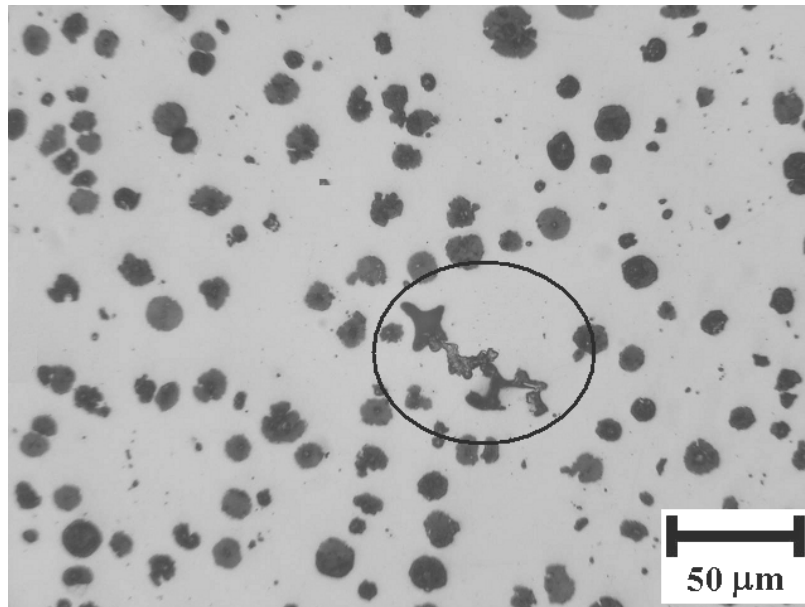


Figura 9. 10 Microrechupe disperso en una probeta de tracción de 4 mm de espesor. (Colada E, 4.65 % de C.E, 10 % de alargamiento a la rotura, sin atacar).

Se puede observar claramente que el tamaño de los microrechupes es del orden del de los nódulos, con una geometría que parecería contornear las dendritas de austenita. Este tipo de defecto ha sido encontrado tanto en coladas hipereutécticas como hipoeutécticas, en distintas zonas de las placas.

Se ha podido establecer que los microrechupes dispersos no afectan las propiedades mecánicas tan marcadamente como lo hacen los macrorechupes dispersos. Probetas con presencia de este tipo de defectos y ausencia de macrorechupes dispersos y defectos de la fase grafito, han presentado valores de alargamiento a la rotura entre 15 y 20 %.

9.2.4. Ubicación de las microcavidades de contracción.

De acuerdo a las hipótesis planteadas por otros autores, se puede considerar que los microrechupes dispersos son causados por fallas en el proceso de alimentación acompañado por el efecto de las inclusiones que actúan como núcleos para la precipitación de gas disuelto en el líquido que solidifica. Ante la dificultad de hallar un microrechupe y la inclusión en contacto con él, y para validar esta hipótesis en los espesores delgados, se han realizado ataques con reactivo color para resaltar las zonas microsegregadas de muestras con presencia de microrechupes dispersos, buscando verificar si la posición de éstos defectos coincide con las últimas zonas en solidificar, las cuales presentan gran cantidad de inclusiones. A modo de ejemplo, en la **Figura 9. 11**, se presenta la imagen de una fundición nodular de pequeño espesor atacada con reactivo color, donde se aprecia claramente la presencia de defectos e inclusiones en zonas microsegregadas (últimas zonas en solidificar o LTF por sus siglas en ingles).

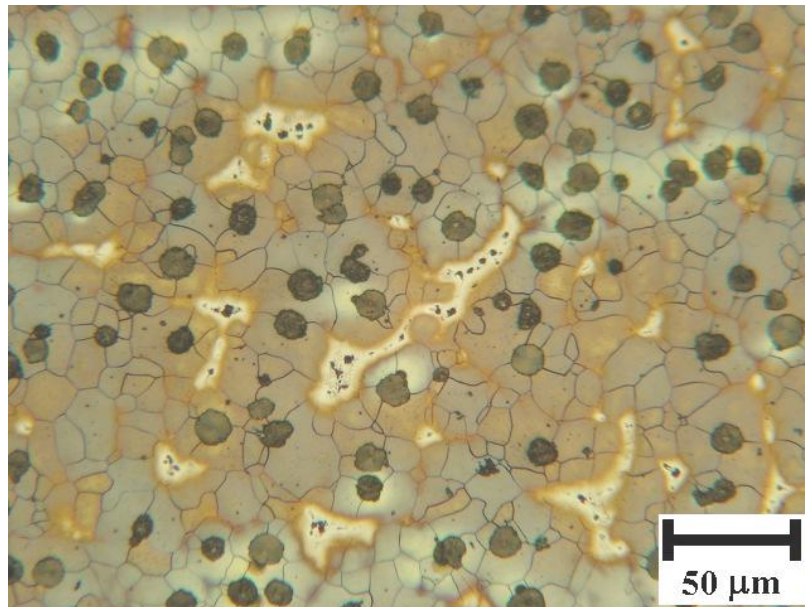


Figura 9. 11 Zonas microsegregadas con presencia de inclusiones en las últimas zonas en solidificar de una placa de 4 mm de espesor. (Colada MC, 4.39 % de C.E, ataque con reactivo color).

En las **Figuras 9. 12 a 9. 14** se muestran los microrechupes hallados en probetas de 4 mm de espesor de la colada MC. Para simplificar la búsqueda de los microrechupes en la metalografía atacada con reactivo color, primeramente se los ubicó en las muestras sin atacar y se los delimitó con improntas de microdureza, para facilitar su posterior ubicación. En las imágenes se muestran ambas figuras juntas correspondientes a la misma zona analizada.

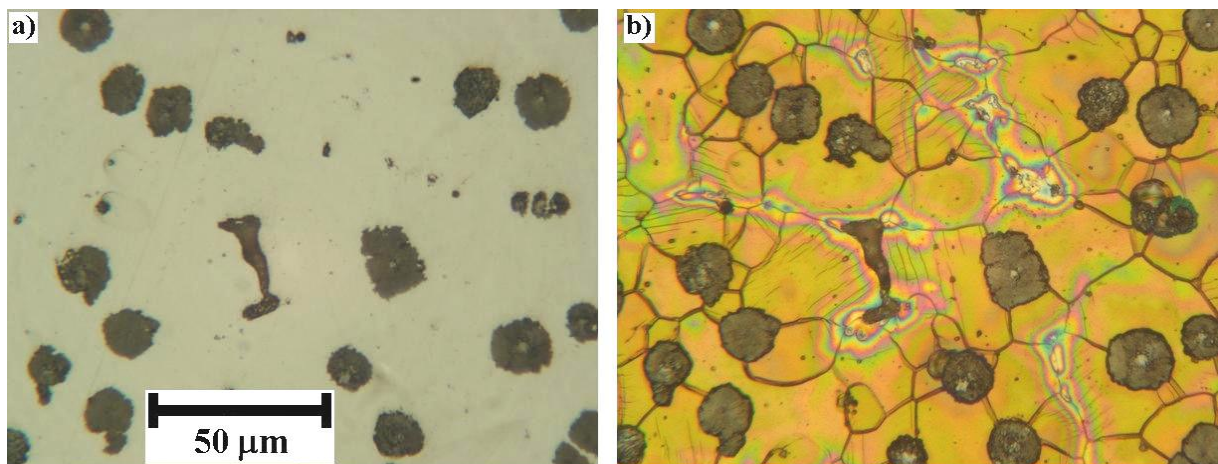


Figura 9. 12 Microrechupe disperso ubicado en una placa de 4 mm de espesor. (Colada MC, 4.39 % de C.E). a) muestra sin atacar, b) muestra atacada con reactivo color.

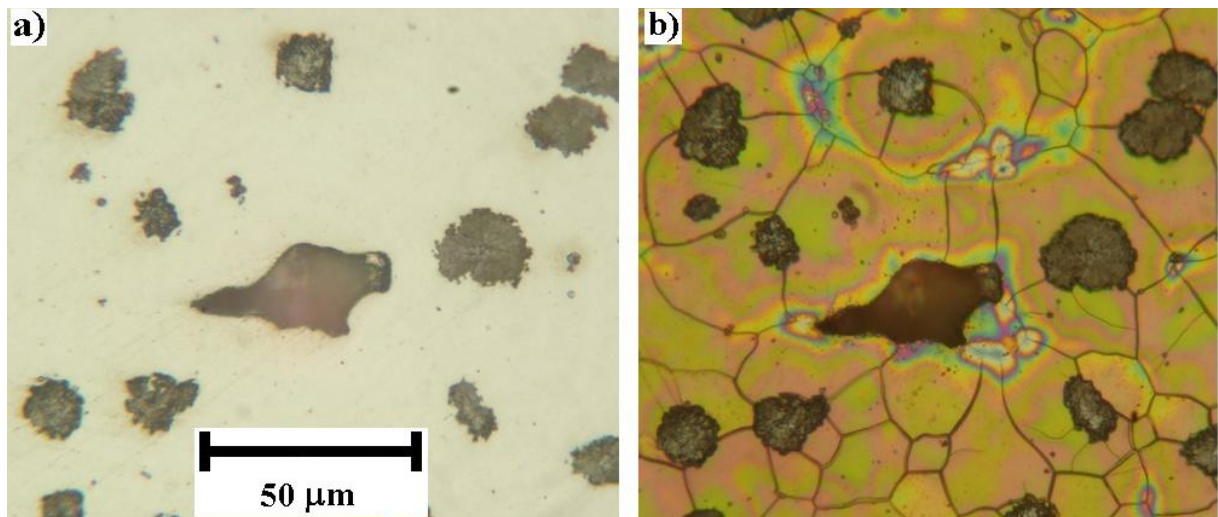


Figura 9. 13 Microrechupe disperso ubicado en una placa de 4 mm de espesor. (Colada MC, 4.39 % de C.E). a) muestra sin atacar, b) muestra atacada con reactivo color.

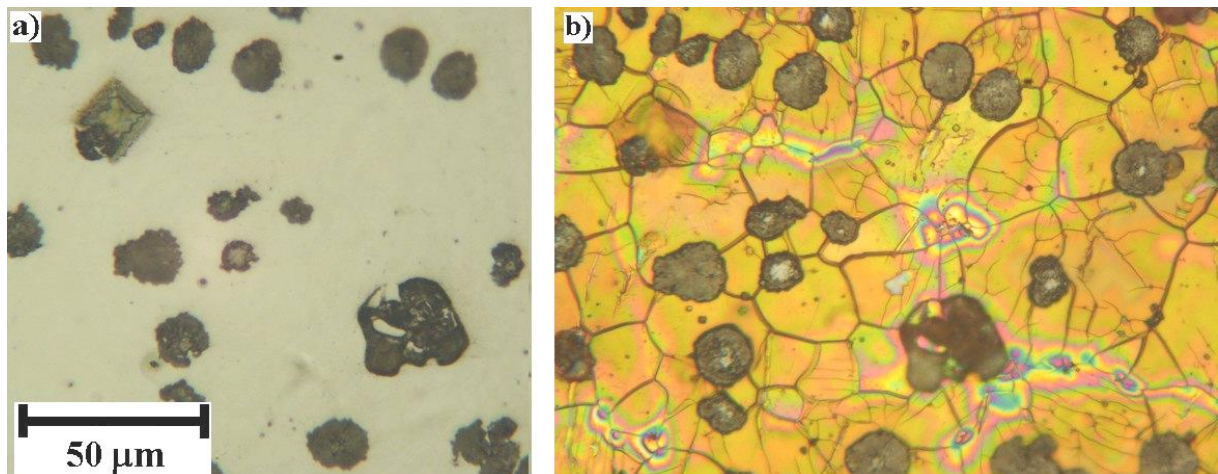


Figura 9. 14 Microrechupe disperso ubicado en una placa de 4 mm de espesor. (Colada MC, 4.39 % de C.E). a) muestra sin atacar, b) muestra atacada con reactivo color.

En las **Figura 9. 12** a **Figura 9. 14** claramente se observa que los microrechupes dispersos se ubican en zonas microsegregadas con aglomeración de defectos e impurezas tales como óxidos, inclusiones no metálicas, etc, en concordancia con lo planteado por otros autores.

Por otro lado, las piezas de fundición nodular de pequeño espesor poseen una microestructura más fina y dispersa que la presente en piezas de espesores regulares. Este refinamiento de la microestructura, producto del alto conteo nodular, debería reducir la microsegregación, aumentar la homogeneidad y mejorar las propiedades mecánicas finales. Esta circunstancia ha sido verificada a través de los ensayos de tracción, no encontrándose consistencia en los resultados probablemente por el efecto de estos microrechupes dispersos, ya que son de pequeño tamaño y se ubican en las últimas zonas en solidificar, pequeñas pero en gran cantidad en la fundición nodular de pequeño espesor.

El mismo procedimiento utilizado para revelar la ubicación de los microrechupes dispersos se ha seguido con los macrorechupes dispersos. En las **Figuras 9. 15** y **9. 16** se muestra una porción de un macrorechupe disperso sin atacar y atacado con reactivo color.

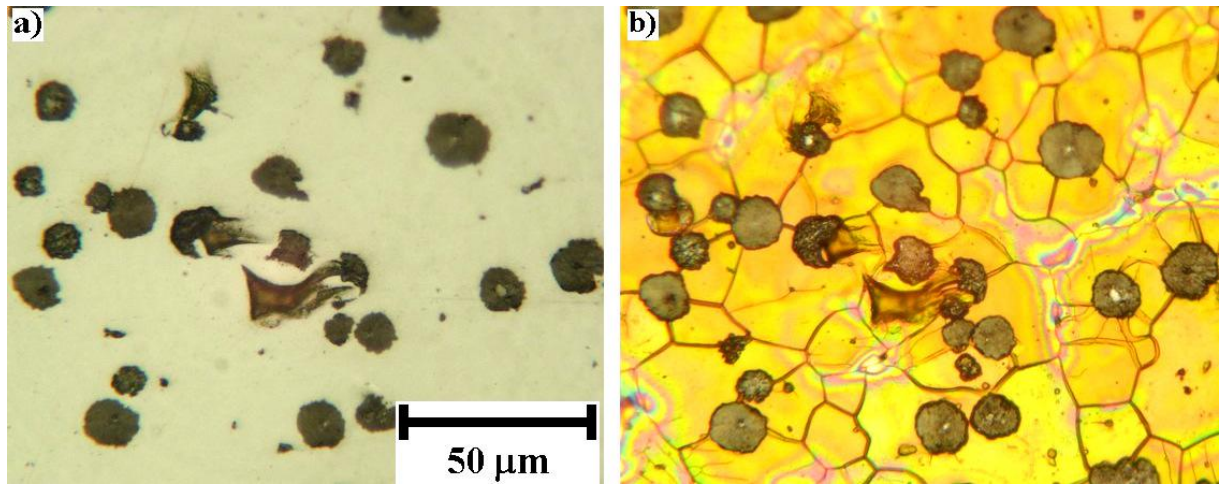


Figura 9. 15 Porción de macrorechupe disperso presente en una placa de 4 mm de espesor. (Colada MC, 4.39 % de C.E). a) muestra sin atacar, b) muestra atacada con reactivo color.

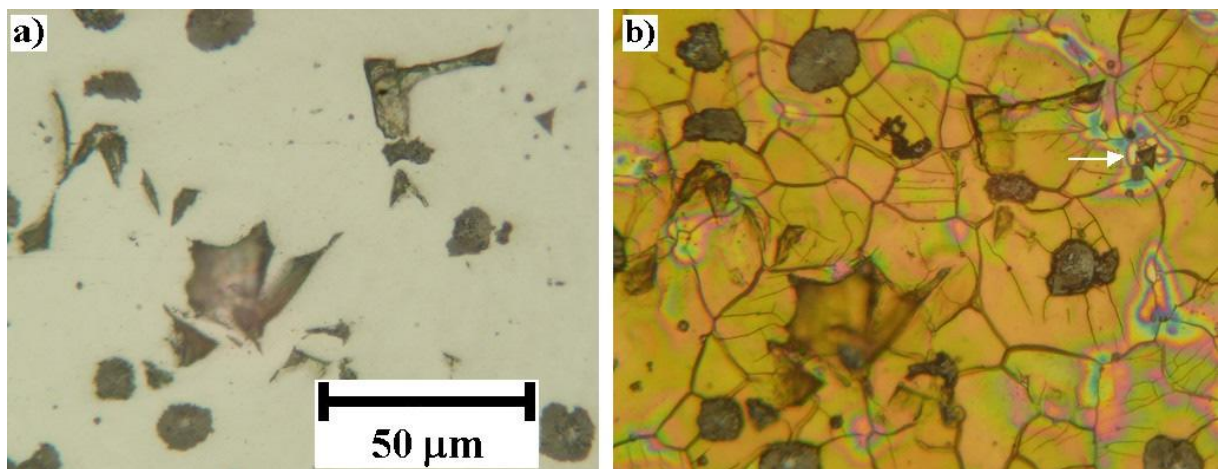


Figura 9. 16 Porción de macrorechupe disperso presente en una placa de 4 mm de espesor. (Colada MC, 4.39 % de C.E). a) muestra sin atacar, b) muestra atacada con reactivo color.

En la **Figura 9. 17** se observa una ampliación del macrorechupe presente en la **Figura 9. 16b**.

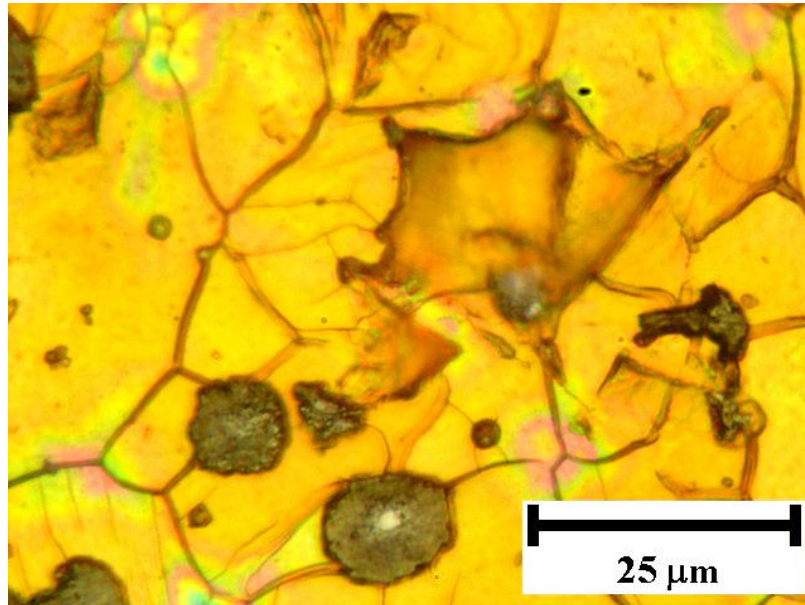


Figura 9. 17 Ampliación del macrochupete presente en la Figura 9. 16b. Placa de 4 mm de espesor. (Colada MC, 4.39 % de C.E). Muestra atacada con reactivo color.

En las **Figuras 9. 15 a 9. 17** es posible observar que las porciones de macrochupes dispersos no están contenidas en una zona microsegregada, como en el caso de los microchupes dispersos. Sin embargo, en el extremo superior derecho de la **Figura 9. 16**, indicada con una flecha, puede observarse una cavidad interdendrítica en una zona LTF. Esto podría llevar a pensar que dentro del macrochupete también hay microchupes dispersos en zonas LTF o que los macrochupes dispersos tienen origen en una zona microsegregada y crecen a tamaños mucho mayores que los microchupes por problemas de alimentación.

9.2.5. Discusión referida a las microcavidades de contracción.

Es importante resaltar que los tipos de microcavidades detectados en piezas de fundición nodular de pequeño espesor, son iguales a los reportados por otros autores en estudios sobre el mismo material de espesores regulares. Por lo tanto, las leyes que rigen su formación y desarrollo deberían ser similares. Una diferencia importante se encuentra en los microchupes dispersos, que en espesores regulares no ejercen un efecto importante sobre las propiedades mecánicas y aquí, en espesores delgados y dada la gran cantidad de zonas LTF, generadas por el refinamiento de la microestructura, podrían ejercer un efecto negativo más notorio. En el presente estudio no fue posible confirmar esta hipótesis dado que el drástico efecto de los macrochupes dispersos enmascara cualquier posible efecto perjudicial de los microchupes.

Otro aspecto importante de resaltar se refiere a establecer por qué en determinadas coladas aparecen macrochupes dispersos y en otras no, habiendo colado siempre la misma geometría. Para tratar de resolver esta cuestión sería necesario aislar variables y descartar aquellas que son comunes a probetas sanas y defectuosas. La primera variable a descartar es

la geometría y de las restantes variables las más importantes son la composición química, la temperatura de colada y la inoculación.

A partir de los resultados obtenidos en este trabajo de tesis, las coladas con composición química próxima a la eutéctica son las que presentan menor dispersión de valores de propiedades mecánicas y por lo tanto tendrían menor cantidad de macrorechupes dispersos.

Otro punto importante para discutir se refiere a la hipotética ventaja del refinamiento de la estructura al incrementar notoriamente el conteo nodular. Si, conforme a la evidencia experimental obtenida en el presente trabajo, los microrechupes dispersos nuclean en las LTF y estas zonas se ven incrementadas notoriamente en la fundición nodular de pequeño espesor por el aumento del conteo nodular, se estaría incrementando la posibilidad de que nucleen estos defectos. Según este razonamiento, el aumento del conteo nodular sería beneficioso hasta un cierto valor por encima del cual, y debido a la gran cantidad de zonas LTF, la presencia de microporosidad dispersa afectaría negativamente las propiedades mecánicas. Para evitar el aumento desmedido del conteo nodular y por lo tanto de las LTF, debería limitarse la reducción del espesor y/o modificar la inoculación.

La identificación y caracterización de los defectos no soluciona los bajos valores de alargamiento y la dispersión en los resultados. Falta la parte principal que es la eliminación y/o minimización del efecto perjudicial de las microcavidades de contracción.

Como se ha visto hasta el momento, los macrorechupes dispersos afectan marcadamente las propiedades mecánicas del material, tanto por su geometría interdendrítica como por su tamaño. Como estos defectos son ocasionados por deficiencias en el proceso de alimentación durante la solidificación, podrán ser eliminados con adecuados diseños del sistema de alimentación y mazarotas, lo que dependerá de cada pieza en particular. Esta característica hace que deba prestarse especial atención durante el diseño, tanto en lo que se refiere al sistema de colada y alimentación como a las variables de proceso. Cabe aclarar que difícilmente se produzcan placas de espesores delgados como las utilizadas para este estudio, ya que las piezas reales probablemente presenten zonas de pequeño espesor y partes de espesores mayores a los 4 mm. Esto posibilitará la utilización de zonas de mayor espesor como alimentadores, sumados a las mazarotas que sean necesarias en los puntos calientes o secciones gruesas de la pieza.

Sobre la base de las observaciones realizadas, se puede considerar que los microrechupes dispersos son causados por fallas en la alimentación interdendrítica y que las inclusiones juegan un rol importante en la formación de las microcavidades de contracción, actuando como núcleos para la precipitación de gas disuelto en el líquido que solidifica, en coincidencia con las hipótesis reportadas en la bibliografía.

Estos microrechupes dispersos son de difícil eliminación, debido a que se encuentran en lugares aislados y en forma dispersa, dificultando la colocación de mazarotas para compensar este déficit de líquido. Además, por estar en las últimas zonas en solidificar, se dificulta el acceso de líquido desde las mazarotas a los lugares donde se necesita, por la presencia de un esqueleto sólido de dendritas de grandes dimensiones.

La posible dependencia de los microrechupes con las inclusiones presentes en las últimas etapas en solidificar, obliga a ser muy cuidadosos en la elección de los materiales de carga del horno y a la utilización de sistema de filtrado del metal líquido en el molde, a fin de minimizar la cantidad de impurezas que puedan alcanzar la pieza a colar. Asimismo, deberán ajustarse los porcentajes de productos de inoculación, ya que algunos estudios de otros investigadores ⁵⁴ postulan que los porcentajes utilizados para piezas convencionales son elevados para los pequeños espesores, resultando en un material sobreinoculado y con abundantes inclusiones que sirven de sustrato para la nucleación heterogénea de microrechupes.

9.3. Conclusiones.

☞ Se han individualizado tres tipos de microcavidades de contracción en placas de fundición nodular de pequeño espesor. a) El rechupe concentrado ubicado en los alimentadores de las placas, lejos de la zona de extracción de probetas y previsto en las pautas de diseño originales. b) Los macrorechupes dispersos, que se encuentran ubicados en el centro térmico de las placas y que son originados por deficiencias en la alimentación durante el proceso de solidificación, y c) los microrechupes dispersos, originados probablemente por un mecanismo de nucleación heterogénea de microporos sobre inclusiones ubicadas preferentemente en las últimas zonas en solidificar.

☞ Las coladas hipoeutécticas evidencian mayor cantidad y tamaño de macrorechupes dispersos que las coladas hipereutécticas. Esto se debe a la presencia de dendritas de austenita proeutéctica que dificultan el acceso de líquido desde los alimentadores hacia las zonas que se encuentran solidificando. Este fenómeno es más marcado en las placas de menor espesor.

☞ Por medio de ataques con reactivo color ha sido posible determinar que los microrechupes dispersos encontrados en las placas de fundición nodular de pequeño espesor se encuentran en las últimas zonas en solidificar, zonas con aglomeraciones de inclusiones no metálicas, óxidos, etc.

☞ Los macrorechupes dispersos afectan marcadamente las propiedades mecánicas y aumentan la dispersión de resultados. En el caso particular del alargamiento a la rotura, los valores se encuentran en el rango de 6 a 10 %.

☞ Los microrechupes dispersos no afectan tan marcadamente las propiedades mecánicas, observándose probetas con presencia de este tipo de defectos y alargamiento a la rotura entre 15 y 20%.

☞ Por medio de radiografías industriales de RX ha sido posible detectar defectos internos mayores a 100 μm , tales como macrorechupes dispersos, corroborados luego por metalografía óptica convencional.

Capítulo 10.

Conclusiones generales.

El desarrollo del presente trabajo de tesis permitió ampliar la base de conocimientos para entender diversos aspectos metalúrgicos propios de la producción de piezas de fundición esferoidal de espesores delgados.

Los resultados obtenidos mostraron que la fabricación de piezas de espesores delgados posee alto interés tecnológico, ya que es posible producir piezas de pequeño espesor con técnicas y procesos similares a los utilizados en piezas de espesores convencionales. Los procedimientos de fusión del metal, tratamiento del metal líquido, composición química y técnicas de moldeo utilizadas, fácilmente pueden ser extrapolados a la producción a escala industrial, aunque deberán ajustarse cuidadosamente para cada pieza en particular, teniendo en cuenta las conclusiones logradas en esta tesis.

Los resultados tecnológicos más relevantes del presente trabajo pueden resumirse en los siguientes puntos:

☞ Es posible producir placas sanas de fundición nodular de pequeño espesor utilizando moldes con disposición vertical y colada por gravedad, con sistema de alimentación no presurizado, optimizado mediante simulaciones numéricas de flujos de fluidos y solidificación.

☞ Las piezas de fundición nodular de pequeño espesor, coladas con C.E superiores a 4.65 % presentaron siempre doble familia de nódulos, esto es nódulos eutécticos y nódulos primarios (o proeutécticos) de mucha mayor dimensión. Estos últimos mostraron en general una marcada tendencia a deformarse (nódulos explotados) y a formar “clusters”. Sin embargo, en ningún caso se observó flotación de grafito, como prevé la bibliografía para el caso de piezas de espesor convencional. Las coladas con C.E comprendidos entre 4.4 y 4.65 % presentaron muy baja proporción de nódulos primarios distribuidos uniformemente (sin formar “clusters” y sin presencia de nódulos explotados).

☞ Las probetas mecanizadas a partir de placas provenientes de coladas con C.E > 4.65% mostraron una notable disminución en el alargamiento a la rotura. Este deterioro se atribuye a los defectos en la distribución y morfología de los esferoides de grafito señalados anteriormente. En cambio, las probetas provenientes de coladas con C.E < 4.65% presentaron valores que superaron los mínimos estipulados en la Norma ASTM A536 para espesores convencionales y matrices ferríticas.

☞ La elevada dispersión en los valores de alargamiento a la rotura observada en coladas con CE menor a 4.65% se atribuye a la presencia de microrechupes y microcavidades de contracción, ya que con estos niveles de C.E no se evidencian defectos en la fase grafito. La tensión de rotura y de fluencia resultaron prácticamente insensibles a la variación del C.E.

☞ Se han individualizado tres tipos de cavidades de contracción en placas de fundición nodular de pequeño espesor. a) Rechupes concentrados ubicados en los

alimentadores de las placas, lejos de la zona de extracción de probetas (previsto en las pautas de diseño originales). b) Macrorechupes dispersos, ubicados en el centro térmico de las placas, que son originados por deficiencias en la alimentación durante el proceso de solidificación, y c) Microrechupes dispersos, originados probablemente por un mecanismo de nucleación heterogénea de microporos sobre inclusiones.

☞ Los macrorechupes dispersos afectan marcadamente las propiedades mecánicas y aumentan la dispersión de los resultados de propiedades mecánicas, particularmente el alargamiento a la rotura (que cae hasta valores comprendidos entre 6 a 10 % para matrices ferríticas).

☞ Los microrechupes dispersos no afectan marcadamente las propiedades mecánicas, habiéndose observado probetas con este tipo de defectos que presentaron alargamientos a la rotura comprendidos entre 15 y 20%.

Con tratamientos de austemperizado a 280 °C se lograron valores de tensión de rotura y alargamiento que satisfacen los requisitos establecidos por la Norma ASTM A897M-90, para ADI grado 4. Para el caso de austemperizados a 360 °C se obtuvieron valores de tensión de rotura que superaron el mínimo de 1050 MPa, establecido para el ADI grado 2.

Referencias.

1. “Metallography, structures and phase diagrams” Metals Handbook Eighth Edition. American Society for Metal. Vol 8, página 275. Año 1973.
2. Cahn, R.W; Haasen, P. “Physical Metallurgy”. Part II. North – Holland Physics Publishing. Elsevier Science Publishers B.V. Amsterdam the Netherlands. Capítulo 16. Año 1983.
3. Guliaev, A.P. “Metalografía”. Editorial Mir – Moscú. Segunda edición. Tomo 1. Páginas 201 a 221. Año 1983
4. “Properties and Selection: Irons and Steels”. Metals Handbook Ninth Edition. American Society for Metals. Vol 1, páginas 3 a 9 y 33 a 40. Año 1978.
5. “Atlas of Microstructures of Industrial Alloys”. Metals Handbook. American Society for Metals. Página 82. Año 1972.
6. Ductile Iron Data for Design Engineers. Published by QIT, member of the Ductile Iron Group. QIT-Fer et Titane Inc. Capítulo II y III. Año 1990.
7. “39th Census of World Casting Production – 2004”. Modern Casting. A publication of the American Foundry Society, Vol 95, N° 12, páginas 27 a 29. Diciembre de 2005.
8. “Global boom shipments to reach 83 million tons in `07”. Modern Casting. A publication of the American Foundry Society, Vol 95, N° 3, páginas 39 a 46. Marzo de 2005.
9. “11% Grow Forecast for Next 4 Years led by Aluminum, Ductile Iron”. Modern Casting. A publication of the American Foundry Society, Vol 95, N° 1, páginas 22 a 27. Año 2005.
10. “Estadísticas de fundición 2002/2006”. Revista “El Fundidor”. Cámara de Industriales Fundidores de la República Argentina. N° 123, páginas 83-85. Mayo – Junio de 2007.
11. Loper Jr, R. “Ductile Iron – A Golden Anniversary”. The Ductile Iron Society 1998 Kith D. Millis World Symposium on Ductile Iron. American Foundrymen’s Society, Inc./Modern Casting, Crowne plaza Resort, Hilton Head, South Carolina. Página 3 a 16. Octubre 1998.
12. “Properties and Selection: Irons and Steels”. Metals Handbook Ninth Edition. American Society for Metals. Vol 1, páginas 33 a 56. Año 1978.
13. Motz, M. “Microsegregations – an easily unnoticed influencing variable in the structural description of cast materials”. Pract. Met. Vol 25., páginas 285 a 293. Año 1988.
14. Shou, J.; Zhong, F; Schmitz, W. y Engler, P. “Application of a new color Metallographic technique to cast iron”. Metallogr., Vol 30, N° 3, páginas 122 a 128. Año 1993.
15. Rivera, G.; Boeri, R. y Sikora, J. “Research advances in ductile iron solidifications” AFS Transactions, Paper 03-159. Año 2003.
16. Rivera, G; Boeri, R y Sikora, J. “Revealing and characterising solidification structure of ductile cast iron”, Materials Science and Technology, Vol. 18, páginas 691 a 697. Año 2002.

17. Stefanescu, D.M. and Kanetkar, Ch. "Computer Modeling of the Solidification of Eutectic Alloys: The Case of Cast Iron, Computer Simulation of Microstructural Evolution". D.J. Srolovitz Ed., The Metallurgical Society of AIME, páginas 171-188. Año 1986.
18. Fredriksson, H. and Svensson, I. L. "Computer Simulation of the Structure formed during Solidification of Cast Iron". Mat. Res. Soc. Symp. Proc. Vol. 34, páginas 273-284. Año 1985.
19. Charbon, Ch. and Rappaz, M. "3D Stochastic Modelling of Nodular Cast Iron Solidification". Advanced Materials Research, Vols. 4-5, Physical Metallurgy of Cast Iron V, G. Lesoult and J. Lacaze Editors, Switzerland, pp 453-460, 1997.
20. "Ductile Iron Handbook". American Foundrymen's Society, inc. Año 1992. Capítulo 2.
21. R. B. Gundlach, J. F. Janowak. "A review austempered ductile iron metallurgy". Proceedings of the World Conference on ADI. Páginas 1 a 12. Año 1994.
22. J. F. Janowak, R. Gundlach. "Development of a ductile iron for comercial austempering". Transactions of the American Foundrymen's Society, Vol. 91, páginas 377 a 388, año 1983.
23. R. Keough. "The Development, processing and application of ADI". Transactions of the American Foundrymen's Society, USA. Vol. 2, páginas 638 a 658, año 1991.
24. Wu- Sheng Zhou, and Qing-De Zhou. "Lubricated sliding and rolling wear of ADI". Wear 132-134, páginas 698 a 702, año 1993.
25. G. Cooper, A. Roebuck, Hamid Bayati, and R. Elliot. "The influence of nodule count on the austempering kinetics of a Mn-Cu ductile iron". International Journal of Cast Metals Research, Vol. 11, páginas 227 a 235, año 1999.
26. Yoon-Jooh Hun, H. M. Arroyo, A.L. Rimmer and R. Elliot. "Austempering kinetics of a Mn-Mo-Cu ductile iron whit a high nodule count". International Journal of Cast Metals Research, Vol. 11, páginas 237 a 245, año 1999.
27. N. Darwish, R. Elliott. "Austempering of low manganese ductile irons. Part 1. Processing window". Materials Science and Technology, Vol. 9, Julio 1993.
28. N. Darwish, R. Elliott. "Austempering of low manganese ductile irons. Part 3. Variation of mechanical propierties with heat treatment condition". Materials Science and Technology, Vol. 9, páginas 882 a 889. Octubre 1993.
29. Martínez, R.; Boeri, R. y Sikora, J. Proceedings of 2002 World Conference on ADI, AFS Public. USA. Página 143. Año 2002.
30. Druschitz, A. y Fitzgerald, D. "Lightweight iron and steel castings for automotive applications". Society of Automotive Engineers, Inc. Paper 00M-17. Año 2000.
31. Gerin Sylvia, J. "Cast Metals Technology". Lakeville KA. Addison-Wesley Pub.Co, páginas 175 a 195. Año 1972.
32. Labrecque, M. Gagné. "Development of carbide-free of Thin - Wall Ductile Iron Castings". AFS Transactions, Vol. 108, páginas 31 a 38. Año 2000.
33. Stefanescu, D.M; Dix, L; Ruxanda, R.; Corbitt-Coburn, C y Piwonca, T. "Tensile Properties of Thin Wall Ductile Iron". AFS Trans. Vol. 110, páginas 1149 a 1161. Año 2002.

34. Stefanescu, D.M; Ruxanda, R y Dix, L.P. “The Metallurgy and Tensile Mechanical Properties of Thin Wall Spheroidal Graphite Irons”. *Int. Journal of Cast Metal Research*, Vol. 16, páginas 319 a 324. Año 2003.
35. Mampaey, F; Xu, Z. A. “Mold Filling and Solidification of a Thin-Wall Ductile Iron Castings”. *AFS Trans.*, Vol. 105, páginas 95 a 103. Año 1997.
36. Javaid, J. Thomson, M. Sahoo, K.G. Davis. “Factors Affecting the Formations of carbides in Thin - Wall DI Castings”. *AFS Transactions*, Vol. 107, páginas 441 a 456. Año 1999.
37. Campbell, J. “Castings”. Butterworth-Heinemann Ltd, Capítulo 2 y 5. Año 1991.
38. LaRue, J.P. “Basic Metalcasting”. American Foundrymen’s Society, Inc. U.S.A, páginas 91 a 109. Año 1989.
39. Jolly, Mark. “Castings simulations: How well do reality and virtual casting match? State of the art review”. *Int. J. Cast Metals Res.* Vol. 14, páginas 303 a 313. Año 2002.
40. Cuttino, J.F; Andrews, J.R. and Piwonka, T.S. “Developments in thin-wall iron casting technology”. *AFS Transactions*, Vol. 107, páginas 363 a 372. Año 1999.
41. Javaid, A; Davis, K. y Sahoo, M. “Effect of chemistry and processing variables on mechanical properties of Thin-wall D.I castings”. *AFS Trans.* Vol 108, páginas 191 a 200. Año 2000.
42. Labrecque, C; Gagne, M; Javaid A. y Sahoo, M. “Production and properties of thin-wall ductile iron castings”. *Int. Journal of Cast Metals Res.* Vol 16, páginas 313 a 317. Año 2003.
43. Dix, L.P.; Ruxanda, R.; Torrance, J.; Fukumoto, M. y Stefanescu, D.M. “Static mechanical properties of ferritic and pearlitic lightweight ductile iron castings”. *AFS Transactions.* Vol. 111, Paper 03-109. Año 2003.
44. Loper, C. R. And Heine, R. W: *Modern Castings*, Página 488, Año 1965.
45. Javaid, A.; Thomson, J.; Sahoo, M. y Davis, G. “Effect of Microstructure on the Mechanical of Thin-Wall Ductile Irons Castings”, *AFS Transactions*, Vol. 109. Año 2001.
46. Dógan, O.N.; Schems, K.K y Hawk, J.A. “Microestuture of thin-whall ductile iron castings”. *AFS Transactions*, Vol. 111, paper 03-136. Año 2003.
47. Giacopini, A; Boeri, R y Sikora, J. “Carbide dissolution in thin wall ductile iron” *Materials Science and Technology.* Vol 19, No. 12, páginas 1755 a 1760. Año 2003.
48. Loper Jr, C.R. y Kotschi, R.M. *AFS Transactions.* Vol. 82, páginas 226. Año 1974.
49. Labrecque, C.; Gagne, M. y Javaid A. “Optimizing the mechanical properties of thin wall ductile iron castings”. *AFS Transactions*, paper 05-116. Año 2005.
50. Stefanescu, D.M.; Qiu, H.Q. y Chen, C.H. “Effects of selected metal and mold variables on dispersed shrinkage in SG cast iron”. *AFS Trans.* Vol. 103, páginas 189 a 197. Año 1995.
51. Stefanescu, D.M. “Computer simulation of shrinkage related defects in metals castings – a review”. *Int. Journal of Cast Metals Res.* Vol. 18, Número 3, páginas 129 a 143. Año 2005.
52. Alagarsamy, A. “ Castings Defect Analysis Procedure and a Case History”. *Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron.* Año 2003.

53. W. Woolley, R. Ruxanda, M. Liliac, M. Fukumoto and D.M. Stefanescu. "Factor affecting microshrinkage formation in Thin Wall Ductile Iron". AFS Transactions, Año 2004.
54. Pedersen. K.M y Tiedje, N. "Solidification of Hypereutectic thin wall ductile cast iron". Materials Science Forum, Trans Tech Publications, páginas 63 a 68, Año 2005.
55. Mohanty, P.S.; Samuel, F.H. y Gruzleski, J.E. "Experimental study on pore nucleation by inclusions in aluminium castings". AFS Transactions, Vol. 95, páginas 555 a 564. Año 1985.
56. Huang, H. y Berry, J.T. "Evaluation of criteria function to minimize microporosity formation in long-freezing range alloys". AFS Trans. Vol. 93, páginas 669 a 675. Año 1985.
57. Kim, J.M.; Know, H.W y Loper, C.R. "Feeding behavior of modified and unmodified Al-Si alloys". AFS Transactions, Vol. 96, páginas 743 a 749. Año 1988.
58. Chiesa, F.; Fuoco, R. y Gruzleski, J.E. "Porosity distribution in directionally solidified test bars sand cast from a controlled A356 melt". International Journal of Cast Metals Research, Vol. 7, número 2, páginas 113 a 122. Año 1994.
59. Massone, J.; Boeri, R. y Sikora, J. "Solid state transformation kinetics of high nodule count ductile iron". Int. Journal of Cast Metals Research, N° 1-3, pag. 179 a 184. Año 2003.
60. Cooper, G.; Roebuck, A. Bayati y Elliot, R. "The influence of nodule count on the austempering kinetics of a Mn-Cu ductile iron". International Journal of Cast Metals Research, Vol. 11, páginas 227 a 235. Año 1999.
61. Yoon-Jooh Hun; Arroyo, H. M.; Rimmer, A.L. y Elliot, R. "Austempering kinetics of a Mn-Mo-Cu ductile iron with a high nodule count". International Journal of Cast Metals Research, Vol. 11, páginas 237 a 245. Año 1999.
62. Ruxanda, R., Stefanescu, D.M. y Pivonca, T. SOCAS, (2001), 361.
63. Beeley, P. R. "Foundry Technology". Newnes – Butterworths. London, Boston. Año 1972.
64. Yang, Y.; Nomura, H. y Takita, M. "Inclusion removal using ceramic foam filters and filter size estimation". International Journal of Cast Metals Research, Vol 9, N° 1, páginas 27 a 35. Año 1996.
65. SELEE Corporation. "Selecting the proper pore size filter". Technical Specification Data.
66. Runyoro, J.; Boutorabi, S. y Campbell, J. "Critical Gate Velocities for Film-Forming Castings Alloys: A Basis for Process Specification". AFS Transaction, Vol. 100, páginas 225 a 234. Año 1992.
67. J. Campbell. "Thin wall castings". Mater. Science and Technology. Vol. 4, páginas 194 a 204. Año 1988.
68. ASM Handbook, "Surface Engineering", ASM International, Vol. 5, página 147. (1994).
69. "Ductile Iron Handbook". American Foundrymen's Society, inc. Año 1992. Capítulo 4.
70. J. Ortiz, A.P. Cisilino y J. L. Otegui. "Effect of microcracking on the micromechanics of fatigue crack growth in austempered ductile iron". Fatigue Fract Engng Mater Struct 24. Blackwell Science Ltd. 591 a 605. Año 2001.

Publicaciones.

La información presentada en esta tesis ha sido publicada en los siguientes artículos:

☞ P. David, J. Massone y J. Sikora. “Microcavidades de contracción en piezas de fundición esferoidal. Origen y caracterización”. Revista “El Fundidor” de la Cámara de Industriales Fundidores de la República Argentina. N° 126, Nov. – Dic. de 2008.

☞ P. David, J. Massone, J. Sikora. “Estudios de microcavidades de contracción en piezas de fundición esferoidal de pequeño espesor”. Jornadas SAM/CONAMET, San Nicolás, Argentina, 04 al 07 de Septiembre de 2007.

☞ P. David, M. Caldera, J. Massone y J. Sikora. “Propiedades mecánicas de fundición esferoidal de pequeño espesor”. Semana de la Ciencia y la Tecnología – 2007, Mar del Plata, Junio de 2007 Univ. Nacional de Mar del Plata. Trabajo en Póster y CD del congreso.

☞ P. David, J. Massone, R. Boeri and J. Sikora “ Gating system design to cast thin wall ductile iron plates”. International Journal of Cast Metals Research, Volumen 19, Número 2, páginas 98 a 109, Año 2006.

☞ David, P.; Massone, J. y Sikora, J. “Estudio de la Resistencia a la Tracción y Deformación de Fundición Esferoidal de Pequeño Espesor”. Revista Materia, Vol. 1, N° 3, páginas 351 a 360, Brasil, año 2006.

☞ P. David, J. Massone, J. Sikora. “Cinética de transformación del austemperado en fundiciones esferoidales de alto conteo nodular.” Jornadas SAM/CONAMET, Mar del Plata, Argentina. Noviembre de 2005.

☞ P. David; J. Massone; R. Boeri y J. Sikora. “Producción y caracterización de piezas de pequeño espesor de fundición de hierro con grafito esferoidal”. 1ª Jornada CIFRA- IAS sobre Fundición. San Nicolás, Argentina. 7 al 10 de Noviembre de 2005

☞ David, P.; Massone, J.; Boeri, R. y Sikora, J. “Advances in the development of high nodule count spheroidal graphite cast iron”. 12st CONAF – Conference on Casting, 27 al 30 de Septiembre, São Paulo, Brasil. Año 2005. Código del trabajo “5674“. Presentación oral. Trabajo incluido en CD del congreso.

☞ David, P.; Massone, J.; Boeri, R. y Sikora, J. “Mechanical Properties of thin wall ductile iron – influence of carbon equivalent and graphite distribution”. ISIJ Intenational, Vol. 44, N° 7, páginas 1180 a 1187. Año 2004.

☞ M. Caldera, P. David, J. Massone, R. Boeri, J. Sikora. “Características y propiedades de piezas de fundición nodular de pequeño espesor”. Revista “El fundidor” N° 119. Cámara de Industriales Fundidores de la Rep. Argentina. Octubre – Noviembre de 2004.

☞ P. David, J. Massone, R. Boeri y J. Sikora. “Diseño de moldes para colar piezas de pequeño espesor empleando software de simulación de llenado y solidificación”. Revista “El Fundidor” de la Cámara de Industriales Fundidores de la República Argentina. N° 117, Oct – Nov. 2003.

☞ Massone, J.; David, P y Sikora, J. “Caracterización micro y macro-estructural de placas de fundición esferoidal de espesores delgados”. Anales Jornadas SAM/CONAMET, Bariloche, Argentina. Año 2003.

☞ David, P.; Massone, J. y Sikora, J. “Propiedades mecánicas de piezas de fundición esferoidal de pequeño espesor”. Jornadas SAM/CONAMET, Bariloche, Argentina. Año 2003.

Consideraciones finales.

Sr. Lector, considero que ha llegado el momento de realizar una reflexión personal después de casi 7 largos años de trabajo en el tema, 5 como becario doctoral y el resto como docente y fundidor de piezas no ferrosas.

Quizás sería distinto si prosiguiera en el ámbito de la investigación, pero creo que la vida necesita de desafíos que nos forjen como personas y profesionales insertos en una sociedad en continuo cambio. Esta apuesta a cambiar el ámbito de la investigación por uno con cierta incertidumbre, atado a las inclemencias de un mundo cada vez más vertiginoso y a las vicisitudes de un país con una economía cíclica gobernada por el estado de ánimo y los antojos de sus gobernantes, desviará posiblemente esta reflexión final.

Como primer reflexión no creo correcto que todos los “Doctores” se deban quedar en el sistema de investigación. Ese lugar debe estar ocupado por los profesionales más capaces, abiertos a nuevos horizontes y que brinden al país innovaciones, conocimientos y desarrollos que en un futuro se transformen en una mejora de la calidad de vida de la sociedad. Pero no debemos olvidar que por encima de todo, la innovación es trabajo antes que genio. En la innovación, como en cualquier otro empeño, hay talento, hay ingenio, hay conocimiento y requiere mucha concentración. Pero cuando todo está decidido, lo que requiere la innovación es perseverancia, entrega, trabajo denodado, orientado y con sentido común. Sin estas cualidades el talento, el ingenio y el conocimiento no servirán para nada.

Personalmente no creo cumplir con todos estos requisitos, sí con la concentración, la entrega y con el trabajo denodado para cumplir con los desafíos. Esto me ubica al “pie del cañón”, resolviendo problemas o perfeccionando tecnologías para hacer más eficientes a los medios de producción de piezas fundidas, en nuestro caso.

En segundo lugar, un interrogante que reiteradas veces me planteé y que sería interesante que muchos más se plantearan a esta altura del “partido”. En mi caso, ¿el avance logrado se verá reflejado en una pieza real de **producción nacional** o sólo quedará como una mera publicación científica en alguna revista internacional a la que muy probablemente solo tengan acceso otros investigadores y muy pocos fundidores?. A mi entender, llevar adelante el diseño y poner en producción alguna pieza de fundición nodular de pequeño espesor, compensaría mínimamente todos los esfuerzos, económicos como intelectuales, que la **totalidad del pueblo argentino aporta al sistema científico**, y en este caso específico para desarrollar piezas de fundición nodular de pequeño espesor. La forma de lograrlo deberá involucrar a tres autores. Un empresario fundidor que se arriesgue a incursionar en este tipo de piezas y brinde instalaciones, medios y conocimientos prácticos para llevar adelante el desarrollo. Investigadores que expongan el potencial del nuevo producto y por sobre todo pongan al alcance de los fundidores los conocimientos necesarios sobre el diseño y puesta a punto del producto, sin mezquindades ni “aires de superioridad”. Por último, los organismos de ciencia y técnica, cámaras empresariales y entidades bancarias que provean líneas de

fomentación para nuevos desarrollos y tecnologías, con aportes económicos y financieros a tasas coherentes y acordes a los niveles de rentabilidad del sector.

A mi humilde entender, si estos tres actores no encuentran un canal de diálogo ágil, fluido y sincero, será una nueva posibilidad de desarrollar piezas y pasará a ser una tesis mas en una biblioteca a la que muy pocos tienen acceso. De mi parte, creo haber devuelto en una mínima parte lo que el pueblo argentino me brindó a través de los organismos que otorgan becas de formación doctoral.

Y para terminar, la apuesta personal de producir piezas fundidas se podría redoblar para llevar adelante un desarrollo. ***Quién dice que en un futuro cercano no pueda fabricar mis propias piezas de fundición nodular de pequeño espesor.***

Agradecimientos.

Esta tesis representa la culminación de prácticamente una vida de estudios formales. De ahora en más trataré de aprender algo todos los días, sin presiones, ni tiempos de entrega, ni fechas, solo por placer y como un sano ejercicio de la mente.

Este logro me enorgullece muchísimo y me siento en la obligación de agradecer a muchas personas, por que el camino recorrido ha sido largo, con obstáculos, sinsabores, alegrías, sensaciones de plenitud para lo que necesité mucha ayuda de seres queridos, amigos e instituciones.

A mis hijas Ludmila y Camila, infinitas gracias desde lo más profundo de mi corazón, por que todo el tiempo que me insumió esta tesis creo habérselo robado a ellas, pero espero que estén orgullosas de tener un papá Doctor.

Agradezco a mi esposa Claudia por que ella también es parte de esto, por su apoyo y acompañamiento desde mis estudios de grado.

Unas gracias enormes a mi mamá María y mi papá Pedro, por que sé del esfuerzo que durante años realizaron, con privaciones y sacrificios de toda la familia, para que yo estudiara.

A Paula, Carolina, Evangelina y Aldo, por su contención y ayuda permanente.

A mi hermano Pedro, muchísimas gracias por sus ganas, predisposición y horas que ha invertido en nuestra pequeña empresa productora de piezas fundidas.

A mis amigos Guillermo, Mariano, Blanca, Jorge, Pedro, Marcela, Alejandra, Pamela y mis suegros Nilda y Carlos por que también son parte de este logro en mi vida profesional.

A Juan Massone y Jorge Sikora por toda la paciencia que me han tenido, principalmente en estos últimos dos años.

A Ricki, Babe, Matías, Hugo, Roberto, Andrés, Sebastián, Martín, Bernardo, Alejandro, Graciela, Oscar, Eliseo, Eduardo, Gustavo, Eiras, gracias por que siempre me hicieron sentir uno más de la Div. Metalurgia y respetaron como persona y profesional.

Al FONCYT y a la Universidad Nacional de Mar del Plata por el otorgamiento de las becas para realizar el doctorado. Al INTEMA por brindarme sus instalaciones y personal.

Por último, quiero decir que no solamente me llevo con muchísimo orgullo el título de Doctor a mi querido Quequén City, sino que durante estos últimos años encontré en el Dr. Juan Massone, el Dr. Andrés Pepe, el Sr. Oscar Correa y para mi gusto el ingeniero Julio Farina, cuatro personas que se brindaron plenamente y desinteresadamente cuando más lo necesitaba y a los cuales les hago un lugarcito en mi corazón y siempre les estaré agradecido.

Para terminar, un recuerdo a la memoria de Oscar Vega, no tengo dudas que “el Rosarino” estaría muy contento por este logro.