



Universidad Nacional de Mar del Plata
Facultad de Ingeniería



Proyecto Final

Influencia del tamaño de la pieza sobre la microestructura, templabilidad y propiedades mecánicas, en acero colado de baja aleación.

Alumno: Joaquín García Zárate.

Carrera: Ingeniería en Materiales.

Director: Alejandro Basso.

Co-director: Juan Massone.

Fecha de entrega: 4/5/2015



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

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

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



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

Índice

- Resumen	2.
- Introducción	5.
- Objetivos	9.
- Capítulo 1: Revisión bibliográfica.....	10.
- Capítulo 2: Comparación entre las condiciones de enfriamiento y solidificación del Carretel, Keel Block y el Bloque de Estudio.....	28.
- Capítulo 3: Estudio de microestructuras y propiedades mecánicas del acero PC.....	41.
- Capítulo 4: Estudio de la templabilidad del acero PC y la influencia de la estructura de solidificación sobre esta.....	60.
- Capítulo 5: Caracterización del acero SC con elementos refinadores.....	68.
- Capítulo 6: Conclusiones.....	90.
- Trabajos Futuros	94.
- Bibliografía	95.

Resumen

El presente proyecto final se centra en el estudio de una problemática que posee una empresa dedicada al colado y maquinado de grandes piezas de acero, principalmente para a la industria del petróleo. El problema en cuestión surge en la producción de una pieza de gran tamaño, denominada Carretel, la cual es colada con un acero de baja aleación. En dicha pieza, se ha encontrado, a partir del ensayo de probetas extraídas de las zonas de menor velocidad de enfriamiento, que las propiedades mecánicas son muy inferiores a las encontradas en un bloque, denominado Keel Block, que se utiliza para el control de sus propiedades, las cuales son establecidas en la norma. Esta situación es un problema muy común en piezas coladas de gran tamaño, donde la baja velocidad de enfriamiento de las zonas de mayor sección deteriora sus propiedades mecánicas.

Con el objetivo de obtener propiedades representativas del Carretel sin tener que confeccionar probetas involucrando la destrucción de este, la empresa construyó otro bloque, denominado Bloque de Estudio, que busca simular las condiciones de solidificación y enfriamiento de la pieza. Sobre este último bloque y el Keel Block, fueron realizados los análisis de este trabajo.

La primer tarea experimental fue realizar una simulación, mediante el software comercial Magma 5.2, para verificar si las condiciones de solidificación y enfriamiento del Keel Block y el Bloque de Estudio se corresponden con las del Carretel. De este análisis surgió que si bien el Bloque de Estudio simula de manera más cercana las condiciones de solidificación del carretel, este solamente logra representar los tiempos de solidificación de las zonas cercanas a los enfriadores de la pieza, mientras que sigue estando lejos de las zonas de menor velocidad de enfriamiento. Por lo tanto se espera que las propiedades encontradas dichas zonas sean todavía inferiores a las del bloque de estudio.

Posteriormente se realizó un análisis microestructural y de propiedades mecánicas sobre probetas enviadas por la empresa extraídas de Keel Block y de Bloques de Estudio en una primer colada realizada, cuyo acero se denominó Primer Colada (PC), , con el fin de establecer las diferencias existentes entre los probeteros, y determinar las causas de estas. La empresa envió distintas probetas pertenecientes a cuatro estados metalúrgicos diferentes: 1-As-Cast (o bruto de colado), 2- Recocido, 3- Normalizado y 4- Recocido + Normalizado + Temple y Revenido. Por otro lado, envió datos de propiedades mecánicas obtenidas para cada estado y bloque analizado. El análisis microestructural permitió observar que las probetas mostraron una gran cantidad de inclusiones y microrrechupes, estos últimos de gran tamaño, principalmente en el caso del Bloque de Estudio. A su vez el Bloque de Estudio presentó una estructura de solidificación más gruesa que el Keel Block, con una menor dispersión de las zonas última en solidificar, producto de su menor velocidad de enfriamiento, lo cual contribuye a la formación de cavidades de contracción de mayor tamaño, y a al mismo tiempo a una microestructura As-cast mucho más basta. Sin embargo se observó que la microestructura es refinada en gran medida mediante los tratamientos térmicos, a los que son sometidas las piezas, producto del

ciclo de austenizado. Las fases presentes encontradas para ambos bloques, luego de los tratamientos térmicos de Recocido y Normalizado (salvo el que involucra temple y revenido), fueron siempre ferrítico-perlíticas con proporciones similares. Sin embargo, el Keel Block mostró una morfología levemente más fina. Para el ciclo térmico de de recocido + normalizado + temple + revenido permitieron obtener microestructuras bainíticas-martensíticas para el caso del Keel Block, y ferrítico-perlíticas para el caso del Bloque de Estudio.

A partir de las propiedades mecánicas reportadas por la empresa se observó que solamente el Keel Block en estado normalizado logró cumplir con los requerimientos de establecidos en la norma. Al mismo tiempo, para todos los estados metalúrgicos analizados, este presentó propiedades marcadamente superiores al Bloque de Estudio. A partir de este análisis se encontró que la principal causante de la discrepancia entre estos fue el mayor tamaño y cantidad de defectos de colada encontrados en el Bloque de Estudio, ya que el tipo y proporción de fases encontrados en este (ferrita y perlita), luego del tratamiento de normalizado, fueron similares a las del Keel Block. Por otro lado, se observó que el refinamiento en la microestructura, producto de los tratamientos térmicos mejoró en gran medida las propiedades mecánicas con respecto al estado As-cast. Finalmente, se logró concluir que es posible cumplir con las propiedades establecidas en la norma, con una microestructura ferrítico-perlítica, con porcentajes similares de cada fase, siempre que esta sea lo suficientemente fina y que la presencia de defectos no tenga mayor influencia en las propiedades. Por lo tanto, en esta primera parte del trabajo se pudo concluir que la manera de mejorar las propiedades del Bloque de Estudio (o Carretel) será principalmente disminuyendo la cantidad y tamaño de defectos y también refinando la microestructura mediante tratamientos térmicos.

Debido a que la empresa en primera instancia consideraba que la discrepancia encontrada entre el Carretel y el Keel Block podía deberse a problemas en la templabilidad del acero empleado se realizó el estudio de esta propiedad mediante ensayos Jominy de probetas extraídas del Keel Block y del Bloque de Estudio. A partir de dicho análisis se obtuvo que la estructura de solidificación no tiene influencia sobre la templabilidad del acero. Por otro lado, se determinó el diámetro crítico del acero, obteniendo pequeños valores, lo que demuestra que la templabilidad de este acero es baja. Estos resultados permitieron verificar las observaciones encontradas en el análisis microestructural: la baja templabilidad del acero hace que el tipo y proporciones de fases no puedan ser modificados en gran medida, con las velocidades de enfriamiento involucradas en los tratamientos térmicos realizados por la empresa. Esta situación, sumada al hecho de que se haya encontrado que lo que determina la diferencia entre las propiedades mecánicas de los probeteros, es la presencia de defectos, permitió descartar a la templabilidad como la causante de la discrepancia entre las propiedades mecánicas del Carretel y del Keel Block.

Posteriormente, se analizó otra colada realizada por la empresa, cuyo acero se denominó Segunda Colada (SC), en la cual se agregaron titanio y zirconio como elementos refinadores, en búsqueda de que estos logren reducir la discrepancia entre las propiedades del Keel Block y del

Carretel mediante el refinamiento de la estructura de solidificación. Con este acero se efectuó el mismo análisis que el descrito anteriormente, y se realizó una comparación entre ambos aceros. Para este acero se observó que nuevamente solo el Keel Block logró cumplir con las propiedades mecánicas requeridas, en los estados Normalizado y Recocido + Normalizado + Temple + Revenido, y que el Bloque de estudio presentó propiedades marcadamente inferiores. Por otro lado, se observó que si bien la modificación realizada generó la formación de grandes partículas de Ti(C,N) formadas en el líquido, con un tamaño sensiblemente superior en el Bloque de Estudio producto del mayor tiempo de solidificación, estas no lograron refinar la estructura de solidificación. La razón por la cual la modificación no logró el efecto deseado, se debió a que con las cantidades de titanio y zirconio agregado, la formación de dichas partículas se produjo, durante la última parte de la solidificación en el líquido interdendrítico. Esto se debe a que la cantidad de titanio agregada no fue suficiente como para producir la precipitación de dichas partículas previo al inicio de la solidificación del acero, lo que permitiría una mayor tasa de nucleación y refinamiento de la microestructura.

Sin embargo, al comparar el acero PC con el SCambas coladas se observó que el agregado de elementos refinadores produjo algunos cambios en las propiedades mecánicas dependiendo del tratamiento térmico. Con respecto al normalizado, el acero SC presentó mejores propiedades en ambos probeteros, mientras que en el estado recocido + normalizado + temple + revenido, las propiedades disminuyeron con respecto al acero PC, en el Bloque de Estudio, principalmente en el valor de alargamiento a la rotura, razón que podría ser atribuida a la presencia de las grandes partículas de Ti(C,N) que fragilizan al acero, lo cual ha sido reportado en literatura.

El hecho de que no se haya logrado que los elementos refinadores agregados cumplieran su función, no permitió evaluar el efecto del refinamiento de la estructura de solidificación, por esta vía, sobre las diferencias entre el Bloque de Estudio y del Keel Block. Esta situación planteó la necesidad de lograr que los elementos refinadores actúen. Sobre este punto se sugirió realizar nuevas coladas agregando titanio particularmente, con el fin de evaluar la posibilidad de refinar la estructura de solidificación. Buscando analizar el efecto del refinamiento y la presencia de titanio sobre las propiedades mecánicas. Y si con esta alternativa se logran reducir las diferencias encontradas entre el Keel Block y el Bloque de Estudio (o Carretel).

Introducción

En las últimas décadas se han producido importantes avances en la ingeniería de los aceros debido a la continua necesidad de responder a problemas planteados, por ejemplo, por la industria petrolera, en áreas como recuperación y transmisión de petróleo, y por la industria automotriz, enfocados en una mayor seguridad de los vehículos y ahorro de combustible [1, 2, 3]. Estos estudios han desembocado en el desarrollo de familias de aceros con distintas microestructuras, mostrando una amplia gama de propiedades mecánicas [1]. En los últimos años, los estudios se han enfocado en optimizar su composición química y procesamiento, logrando el desarrollo de novedosas microestructuras que han logrado maximizar las propiedades mecánicas. Sin embargo, estos estudios son aún insuficientes para clarificar los numerosos aspectos metalúrgicos involucrados en la tecnología de producción de numerosas piezas de acero fabricadas mediante la técnica de fusión y colado, por lo que son aun necesarios estudios específicos, como los que se han desarrollado en el presente trabajo.

La mayoría de los trabajos reportados en la literatura están centrados en la determinación de distintas propiedades mecánicas y al desgaste sobre aceros que previamente han sufrido un tratamiento termo-mecánico de laminación o forjado. No obstante, muchas piezas de acero relacionadas con la industria automotriz, minera o petrolera se pueden obtener a través de la técnica de fusión y colado (cigüeñales, arboles de leva, cuerpos de bomba, partes de suspensión, etc.) ya que dichas piezas poseen geometrías y espesores variables. Es ampliamente reconocido que las propiedades mecánicas de piezas fundidas difieren de aquellas obtenidas por laminación o forja. Las propiedades de las piezas fundidas están directamente ligadas con su microestructura, la cual está fuertemente influenciada por su estructura de solidificación y la segregación química resultante, y por ende, por la composición química y el tamaño de la pieza colada (o velocidad de enfriamiento).

En lo que a esto se refiere, la empresa, con la que se realizó este trabajo, es una empresa siderúrgica que se dedica a la fabricación de piezas de acero, las cuales son obtenidas mediante la técnica de fusión y colado, y son principalmente destinadas a la industria del petróleo. Entre las piezas que la empresa fabrica y que es objeto de estudio en el presente trabajo, se encuentran los denominados “carreteles”, que se utilizan en las cabezas de los pozos petrolíferos. En la figura 1 se presenta una imagen de un cabezal de pozo mostrando el lugar que ocupa el carretel bajo estudio.

La función principal de este elemento es la de proveer el lugar de asentamiento para el colgador de los tubos que revisten al pozo, es decir que sostiene el peso de este. A su vez, sostiene el peso de los demás componentes que se encuentran por encima de él, entre los que se encuentran otros cabezales similares a este que soportan las demás tuberías que constituyen el pozo. Por lo tanto el carretel en cuestión está sometido a grandes esfuerzos de compresión en su dirección longitudinal, sumado a un complejo estado tensional, cuyo análisis no es el objetivo de este trabajo.



Figura 1. Imagen de un cabezal de pozo y carretel.

Estas piezas son coladas usando aceros que se corresponden con los de la serie 13XX, según los grados de aceros colados especificados por la norma AISI. Una vez coladas, son sometidas a distintos ciclos térmicos, para alcanzar las propiedades mecánicas exigidas por la norma API 6A.

El acero con que la empresa fabrica habitualmente estas piezas se denominó en el presente trabajo como “acero PC”, y las propiedades mecánicas requeridas por la norma API 6A, detalladas en la norma, se listan en la tabla 1.

Propiedad	Acero PC
Tensión de fluencia (Mpa)	414
Tensión de rotura (Mpa)	586
Elongación (%)	18
Estricción (%)	35
Dureza (HB)	174-237
Impacto Charpy (J)	20

Tabla 1: Propiedades mecánicas del Carretel establecidas en la norma API 6A.

Para cumplir con las normas y requerimientos de la norma, se cuela, junto con la pieza en el mismo molde, un bloque de dimensiones estándar, un Keel Block (KB) de 1" de espesor, el cual es sometido a los mismos ciclos térmicos que sufre la pieza, junto con esta. A partir de las muestras obtenidas de este Keel Block se mecanizan probetas y se realizan ensayos mecánicos de tracción. Se asume que las propiedades mecánicas que se obtienen en las probetas extraídas del Keel Block, son representativas de la pieza. Sin embargo, las piezas coladas poseen dimensiones y espesores que varían desde algunos pocos milímetros, hasta varios centímetros. Es sabido que las propiedades mecánicas de piezas coladas en acero y fundiciones de hierro, varían en función de su tamaño [4], influenciadas principalmente por la velocidad de solidificación. En consecuencia, la empresa, decidió realizar estudios preliminares, tendientes a evaluar las propiedades mecánicas del Carretel, usando muestras extraídas directamente de la pieza (generando la destrucción de la misma) mecanizando probetas de tracción, a partir del material obtenido de los lugares de mayor espesor, es decir, de las zonas de menor velocidad de enfriamiento. Una vez obtenidas las probetas, las mismas fueron sometidas a ensayos de tracción y se compararon los resultados con aquellas propiedades obtenidas en el Keel Block (para igual ciclo térmico pos-colada). Se pudo observar que las propiedades en tracción obtenidas en probetas extraídas de la pieza no cumplen con los estándares exigidos por la norma, mientras que si lo hacen las obtenidas a partir del Keel Block usado como referencia.

Para tratar de mejorar las propiedades mecánicas de la pieza, la empresa realiza numerosos tratamientos térmicos a la pieza, como por ejemplo Recocido + Normalizado + Temple + Revenido (Rec+Nor+TyR). Sin embargo, con este tratamiento tampoco logran alcanzar los requerimientos en probetas extraídas directamente de la pieza. Por tal razón se decidió emprender un estudio tendiente a analizar las causas de las discrepancias entre las propiedades mecánicas obtenidas en el Keel Block y en el Carretel, tratando de proponer distintas soluciones para que se satisfagan las propiedades mecánicas requeridas en todo el espesor de la pieza.

La empresa, considerando que la causa de esta discrepancia se debía a problemas de templabilidad del acero utilizado, y con el fin de analizar esta propiedad, tomó contacto con la División Metalurgia del INTEMA (DMI), y se desarrolló un plan de trabajo entre la DMI y la Empresa solicitante.

En una primera etapa, el plan de trabajo desarrollado y presentado en el presente proyecto final, incluye la caracterización microestructural de los aceros colados con los cuales se obtienen las piezas y el análisis de la templabilidad (mediante ensayos Jominy) del mencionado acero, así como también el estudio de la relación que existe entre la estructura de solidificación, la templabilidad, las propiedades mecánicas y su microestructura. Este análisis se centra en la realización de metalografías, utilizando distintos ataques químicos, para observar aspectos característicos de la microestructura como fases presentes, tamaño de grano, presencia de inclusiones, rechupes, impurezas, etc.

De manera paralela al desarrollo de los estudios mencionados anteriormente, la empresa realizó otra colada en acero agregando elementos refinadores de grano (titanio y zirconio

particularmente) buscando una solución para mejorar las propiedades mecánicas del Carretel, bajo la premisa de que el refinamiento de la estructura de solidificación mejoraría las propiedades mecánicas de la pieza.

A partir de esto, en una segunda etapa, el presente proyecto plantea analizar el efecto del refinamiento de la microestructura mediante el uso de elementos refinadores de grano, y el efecto que el agregado de estos elementos genera sobre las propiedades mecánicas de la pieza.

Es importante mencionar que la realización de estos estudios se llevó a cabo utilizando muestras y datos de propiedades mecánicas provistas por la empresa.

Objetivos

- Partiendo de la problemática planteada por la empresa, la cual como fue mencionada anteriormente es determinar las causas de la discrepancia entre los valores de las propiedades mecánicas entre probetas obtenidas del Keel Block y de la pieza (Carretel), se plantean los siguientes objetivos para el trabajo:
 - a. Utilizando el software de simulación Magma, determinar las condiciones de solidificación y enfriamiento del Carretel y compararlas con las obtenidas en el Keel Block, buscando evaluar la representatividad que este posee sobre la pieza.
 - b. Realizar un estudio microestructural y de propiedades mecánicas del acero bajo estudio para tratar de determinar las causas de las diferencias encontradas, con el objetivo de establecer mecanismos para mejorar las propiedades del Carretel.
 - c. Estudiar la templabilidad del acero y verificar si esta puede ser la causa de la problemática planteada.
 - d. Analizar el posible efecto del refinamiento de la microestructura mediante el uso de elementos refinadores de grano, y el efecto que el agregado de estos genera sobre la microestructura y las propiedades mecánicas de la pieza.
- Por otro lado, la realización del presente proyecto final tiene como finalidad los siguientes objetivos particulares para el alumno:
 - a. Aplicar conocimientos adquiridos durante la carrera, principalmente en las materias Propiedades Estructurales I y Tecnología de la Fundición, a problemas concretos de la industria.
 - b. Profundizar conocimientos sobre metalurgia, y en particular sobre metalurgia de aceros, referida particularmente a microestructuras, tratamientos térmicos, propiedades mecánicas y solidificación.
 - c. Integración personal a un grupo de investigación y desarrollo, a fin de ganar experiencia sobre la metodología de trabajo, las técnicas aplicadas, las limitaciones habitualmente existentes en el sistema nacional de investigación y desarrollo, tanto en lo referido a disponibilidad de medios económicos como técnicos, y conocimiento de las dificultades propias de la integración a un grupo de trabajo en el que participan técnicos y profesionales.
 - d. Tomar conciencia acerca de las diferencias entre los niveles de precisión manejados en la industria y los del ámbito de la investigación científica.

Capítulo 1

Revisión Bibliográfica

A partir de la problemática descrita en la introducción se revisó la bibliografía referida al efecto perjudicial del tamaño de piezas de acero obtenidas por colado sobre sus propiedades mecánicas. Posteriormente se revisó y se describe uno de los métodos para solucionar este problema, el cual consiste en el refinamiento de la estructura de solidificación para lograr mejorar las propiedades mecánicas. También se incluye una descripción referida al mejoramiento de las propiedades mecánicas a través del agregado de inoculantes. Sobre este punto se hará hincapié en el uso de titanio como elemento refinador, debido a ser considerado uno de los más efectivos, mencionando algunos de los efectos que el agregado de este genera sobre la microestructura y el comportamiento mecánico del acero.

1.1 Efectos del tamaño de piezas de acero obtenidas por colado sobre la microestructura y propiedades mecánicas.

Como se mencionó anteriormente, el principal problema que poseen las piezas de gran tamaño, es la baja velocidad de enfriamiento que poseen las zonas de mayor espesor. En estas zonas se favorece la concentración de defectos y aumenta el tamaño de estos. Esto lógicamente trae aparejado consecuencias sobre las propiedades mecánicas de la pieza, principalmente ante sollicitaciones de tracción, las cuales son altamente sensibles a la presencia de defectos como micro-rechupes en el material y a la microestructura del mismo. A su vez, la baja velocidad de enfriamiento también introduce problemas a la hora de buscar alguna microestructura determinada mediante tratamientos térmicos debido a que muchas veces esta no es lo suficientemente alta como para lograr la microestructura deseada. A esto se le suma que la templabilidad del acero puede variar según la zona de la pieza considerada, producto del aumento del efecto de la segregación de los elementos de aleación que se produce durante la solidificación, lo cual puede aumentar las heterogeneidades microestructurales.

En la figura 1.1 se muestra el efecto detrimental del tamaño de la pieza, considerando un bloque de sección cuadrada, sobre la resistencia a la tracción, elongación a la rotura, estricción y la densidad, para un acero colado de medio carbono en estado as-cast y de recocido [4].

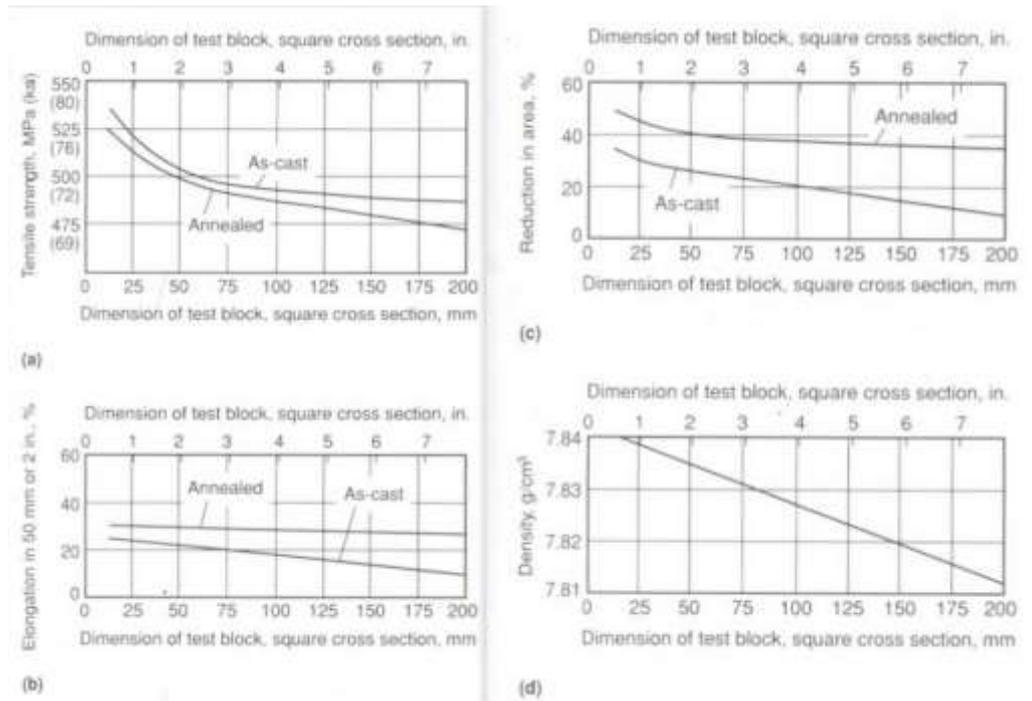


Figura 1.1. Efecto del tamaño de la pieza sobre: (a): resistencia a la tracción; (b): elongación a la rotura; (c): estricción (reducción en el área); (d): densidad, [4].

Se puede observar cómo, en todos los casos, las propiedades disminuyen a medida que aumenta la sección de la pieza, debido a que a medida que aumenta la masa de la misma disminuye la velocidad de enfriamiento, lo cual afecta la microestructura incrementando tanto el tamaño de grano, como el de las inclusiones y micro-rechupes. Al mismo tiempo, el tamaño de estos va a ir incrementando desde la superficie hacia el centro de la pieza, y dicha inhomogeneidad en la microestructura produce un gradiente en las propiedades mecánicas de la pieza [4].

Las zonas últimas en solidificar (o “LTF” por “Last Time to Freeze”), ubicadas en las zonas interdendríticas, generalmente tienen gran importancia sobre las propiedades mecánicas de la pieza, ya que en ellas se concentran algunos defectos de colada (inclusiones, micro-rechupes, poros, etc.). Dichas zonas LTF están altamente influenciadas por la velocidad de enfriamiento, ya que el espaciado dendrítico secundario, es altamente dependiente del tiempo de solidificación, o velocidad de enfriamiento, aumentando con este [5, 6]. Por otro lado, el enfriamiento más lento también genera que la nucleación de cristales sea mucho menor, y por lo tanto estos adquieran un tamaño mayor, lo cual una vez que interfieren, generen zonas intercelulares (entre dendritas) de un tamaño superior que si las dendritas fuesen de menor tamaño. Esta situación puede producir grandes cavidades en la pieza si el sistema de realimentación del molde no está bien diseñado.

Las zonas LTF, al ser las zonas últimas en solidificar, son propicias a que se formen micro-rechupes (debido a la contracción volumétrica que se produce por el cambio de estado de líquido/sólido) cuando queda una porción de líquido rodeada de metal sólido, debido a que es posible que no acceda líquido desde los alimentadores para compensar dicha contracción. Por otro lado,

debido a que en el metal líquido normalmente hay gases disueltos, la menor solubilidad de los mismos en el sólido hace que, a medida que avanza el frente de solidificación, el líquido se vaya enriqueciendo en estos. A su vez la contracción durante la solidificación provoca una caída de presión, la cual puede llegar al valor crítico para la formación de burbujas en la zona “mushy” (pastosa) [7]. Al mismo tiempo, tanto el aumento de la concentración del gas en el líquido, como la disminución de temperatura, hace que se produzca la pérdida de solubilidad y se formen burbujas. Estas, cuando no pueden llegar hasta la superficie quedan atrapadas como porosidad en el metal sólido. Con las impurezas disueltas en el metal líquido sucede una situación similar.

Estos defectos (micro-rechupes, porosidad e inclusiones no metálicas provenientes de impurezas disueltas en el líquido), provocan un gran deterioro en las propiedades mecánicas, principalmente en la elongación a la rotura y la resistencia a la tracción, ya que actúan como concentradores de tensiones, y son sitios de posible nucleación de fisuras o micro-huecos (en el caso de un comportamiento dúctil). Por lo tanto, si no se puede reducir la fracción volumétrica de dichos defectos, la situación más favorable sería que estos sean del menor tamaño y con la mayor dispersión posible. Sin embargo, la distribución de estos no se puede modificar sustancialmente con tratamientos térmicos posteriores a la solidificación, si no que se logra mediante un refinamiento de la estructura en estado bruto de colado o “as-cast”.

Por otro lado, los efectos de segregación de los elementos de aleación presentes en el acero, producto de que estos poseen un coeficiente de partición inferior a uno (como por ejemplo el Mn, Cr o Mo) hace que estos también se concentren en las zonas últimas en solidificar, y este efecto es más marcado a medida que disminuye la velocidad de solidificación. Esto tiene como consecuencia que la composición química del acero no sea homogénea en toda la pieza, y por ende tampoco lo sea su microestructura, lo cual obviamente repercute en las propiedades mecánicas. Esto no solamente trae inconvenientes en el estado as-cast de la pieza, sino que dicha diferencia en la composición química puede generar distintas respuestas a los tratamientos térmicos en diferentes partes de la pieza.

1.2 Refinamiento de la estructura de solidificación mediante el agregado de inoculantes

Como se mencionó anteriormente la solidificación del acero, es en forma dendrítica, con lo cual, en la microestructura resultante es característico el patrón de segregación de los elementos de aleación en la zonas interdendríticas, producto de que la mayoría de los elementos presentes en el acero, como el Mn, C, P (entre otros), poseen un coeficiente de partición inferior a la unidad. Esta situación hace que se dificulte obtener una estructura determinada, como por ejemplo el caso de los aceros ausferríticos (AHS) o en fundiciones de hierro con grafito esferoidal austemperizadas (denominadas ADI), donde la segregación del C y demás elementos de aleación, tiene como consecuencia la presencia de una gran cantidad de austenita retenida (denominada comúnmente

“austenita blocky” o en bloque), luego del tratamiento de austemperizado, lo cual es pernicioso para las propiedades mecánicas del material [8, 9]. Esto sucede debido a que dicho patrón de segregación, que también involucra la concentración de impurezas y porosidad presentes en las zonas últimas en solidificar, no puede ser eliminado mediante tratamientos térmicos, a no ser que estos estén acompañados por un proceso de deformación plástica del material, como en el caso del laminado o forjado en caliente. Por lo tanto, en piezas que se obtienen por colada, la única manera de solucionar este tipo de inconvenientes es refinando la estructura de solidificación del acero, como por ejemplo con el uso de inoculantes [8, 9, 10]. El uso de inoculantes tiene como finalidad reducir el tamaño de grano del acero, mediante el aporte de sitios de nucleación heterogénea para la solidificación del metal. El aumento en la cantidad de sitios de nucleación, no solamente mejora las propiedades mecánicas por el refinamiento de la microestructura en sí, sino que también lo hace debido a que permite una distribución más homogénea de los elementos de aleación segregados durante el avance de la solidificación generando una microestructura más homogénea [8, 9, 10]. A su vez, ha sido reportado que el agregado de inoculantes puede hasta llegar a eliminar la zona columnar, remplazándola por granos equiaxiales [11, 12]. Esta situación, es decir el reemplazo de las grandes dendritas de la zona columnar por dendritas más pequeñas y equiaxiales, le confiere una mayor fluidez al metal líquido y por lo tanto un aumento en su colabilidad. Esta modificación le permite una mejor realimentación durante las últimas etapas de la solidificación, disminuyendo la cantidad y tamaño de los microrrechupes, al mismo tiempo que la mayor fluidez permite una mejor eliminación de los gases presentes en el líquido [11]. H. Wang, J. Tan, L. Huang han reportado que mediante el agregado de titanio se logra eliminar la zona columnar, obteniendo una estructura equiaxial en todo el lingote. Esto permitió eliminar la presencia de porosidad dispersa en el seno del material, (situación obtenida sin el agregado de titanio), haciendo que esta se concentre en una gran cavidad ubicada en la mazarota.

1.2.1 Nucleación heterogénea y efectividad de los inoculantes.

Como es ampliamente conocido, para que una fase sólida comience a crecer en una fase líquida (nucleación homogénea), el núcleo del sólido debe adquirir un tamaño mínimo a partir del cual, el aumento de este implique siempre una disminución en la energía libre de Gibbs del sistema. Para que ello ocurra, el núcleo debe superar un radio crítico, lo cual implica que debe superar una barrera energética, la cual disminuye con el subenfriamiento y aumenta con la energía interfacial sólido/líquido. Por esta razón, para que se produzca una nucleación homogénea son necesarios subenfriamientos muy elevados, de hasta 200°C [13].

Sin embargo, al producirse el crecimiento del cristal a partir de un sitio de nucleación heterogéneo, la barrera energética se reduce en gran medida, permitiendo la formación de un núcleo estable con un bajo subenfriamiento. Para este tipo de nucleación la energía libre del sistema tiene varias contribuciones. La primera, ΔG_{l-s} , (cambio de energía libre por el cambio de estado de líquido

a sólido) la cual es la fuerza impulsora, ya que se refiere a la formación de una fase más estable termodinámicamente. Luego intervienen las energías interfaciales entre el sustrato y el sólido en crecimiento S-S, y entre el sólido en crecimiento y el líquido S-L. Por último, se tiene la energía de deformación elástica debido a la distorsión en la red dado los distintos parámetros de red entre las fases sólidas, la cual va a estar tanto en la interfase (que contribuye a S-S) como en el interior del cristal. El desregistro entre las redes se define como:

$$\delta = \frac{a_s - a_n}{a_n} \quad (1.1)$$

Donde:

a_s : Espaciado atómico de la fase heterogénea

a_n : Espaciado atómico de la fase en crecimiento

Luego el aumento en la energía libre de estas dos contribuciones será:

$$\Delta_{def-v} = Y\delta^2 V \quad (1.2) \quad (\text{En el cristal})$$

$$\Delta_{def-int} = AY\delta^2 d \quad (1.3) \quad (\text{En la interfase})$$

Donde:

Y: Módulo de elasticidad del material

V: Volumen del cristal

d : Espesor de la interfase

Por lo tanto, como lo han propuesto Turnbull y Vonnegut, es de esperarse que un inoculante sea más efectivo como agente de nucleación cuanto menor sea el desregistro que se produce con la otra fase. El caso óptimo se da cuando se logra formar una intercara coherente con el cristal, ya que de esta manera se reduce al mínimo la energía interfacial y la de deformación de ambas redes. Se estima que para poder actuar como un sitio de nucleación el desregistro entre ambas fases debe ser menor al 12% [11], además de encontrarse el inoculante en estado sólido a la temperatura de interés.

Una de la formas de medir la efectividad de un agente de nucleación es medir el grado de subenfriamiento que se produce con la presencia de este. Para valores de $\delta \leq 0.2$ Turnbull y Vonnegut despreciaron la contribución de la energía interfacial a la energía libre del cristal, por lo tanto esta queda compuesta por ΔG_{l-s} y Δ_{def-v} . Luego Bramfitt supuso que el mínimo de energía libre es cero y a partir de esto derivó una expresión que relaciona el grado de subenfriamiento con el desregistro de la red [14].

$$\Delta T = \frac{T_M Y V_m}{-\Delta H} \delta^2 \quad (1.4)$$

Donde:

ΔT : Subenfriamiento.

T_M : Temperatura de inicio de la solidificación

V_m : Volumen molar

ΔH : Entalpía de solidificación

δ : Disregistro promedio entre los planos de bajo índice de ambas fases teniendo en cuenta la expansión térmica.

Como se puede ver en la ecuación, esta supone que el grado de subenfriamiento es proporcional al cuadrado del disregistro entre ambas fases.

En lo que refiere al refinamiento sobre piezas de acero, se ha encontrado que el titanio es uno de los elementos más efectivos a la hora de actuar como refinador de grano, debido a que cuando este se agrega al acero en estado líquido, se produce la formación de nitruros y/o carburos de titanio, o una combinación de ambos, los cuales son estables mientras el acero se encuentra en estado líquido. Estos carburos y nitruros de titanio poseen un bajo disregistro ya sea con la ferrita- δ o con la austenita (γ) debido a que poseen una estructura cúbica con un parámetro de red similar. Sin embargo para que logre refinar la estructura es necesario agregar Ti en la cantidad adecuada, de manera que logre formar estos compuestos antes que comience la solidificación del acero [15]. Si la precipitación de los carburos y nitruros de titanio se produce en el líquido interdendrítico durante el final de la solidificación, estas partículas no actúan como centros de nucleación [16]. Esto ha sido confirmado por el trabajo de Bruce L. Brammfit [17] en el cual se midió el grado de subenfriamiento producido por distintos tipos de agentes inoculantes, y se encontró que los más efectivos fueron las partículas de TiN y TiC, al mismo tiempo que se demostró que aquellos agentes que no lograron estar en estado sólido al momento del inicio de la solidificación no actuaron como sitios de nucleación.

En la tabla 1.1 se muestra el disregistro que cada tipo de partícula tiene con la ferrita- δ a 1538°C, de aquí se desprende que las partículas con menor disregistro son los nitruros y carburos de titanio, por lo tanto es de esperarse que estas sean las más efectivas a la hora de actuar como sitios de nucleación heterogénea.

Compound	Crystal System	Room Temperature, Lattice Parameter, Å		σ_0 at 2800°F*	Turnbull-Vonnegut Disregistry, Pct	Planar Disregistry, Pct
		a_0	c_0			
TiN	Cubic	NaCl (B1)	4.246	—	4.308	3.9
TiC	Cubic	NaCl (B1)	4.3270	—	4.3901	5.9
SiC	Cubic	ZnS (B3)	4.35965	—	4.3954	6.0
ZrN	Cubic	NaCl (B1)	4.56	—	4.61	11.2
ZrC	Cubic	NaCl (B1)	4.696	—	4.744	14.4
WC	Hexagonal	WC (Bh)	2.9063	2.8368	2.9290	29.4
5 Fe	Cubic	Body-Cent	—	—	2.9315	—

Tabla 1.1. Estructura de las partículas y el disregistro que generan con la ferrita- δ [17]

Por otro lado, como se ha dicho anteriormente, el grado de efectividad del inoculante se considera a partir del subenfriamiento que este produce, como se muestra en la tabla 1.2.

Compounds Added	Characteristic Supercooling, ΔT_c , °F	Relative Effectiveness
Titanium Nitride	3.1	Very Effective
Titanium Carbide	3.3	Very Effective
Silicon Carbide	7.5	Moderately Effective
Zirconium Nitride	12.6	Moderately Effective
Zirconium Carbide	24.5	Least Effective
Tungsten Carbide	29.0	Least Effective

Tabla 1.2. Grado de subenfriamiento producido por los distintos agentes utilizados [17].

Por último, graficando el disregistro en función del grado de subenfriamiento provocado, se verificó el cumplimiento de la dependencia del subenfriamiento con el cuadrado del disregistro entre las redes cristalinas (Figura 1.2).

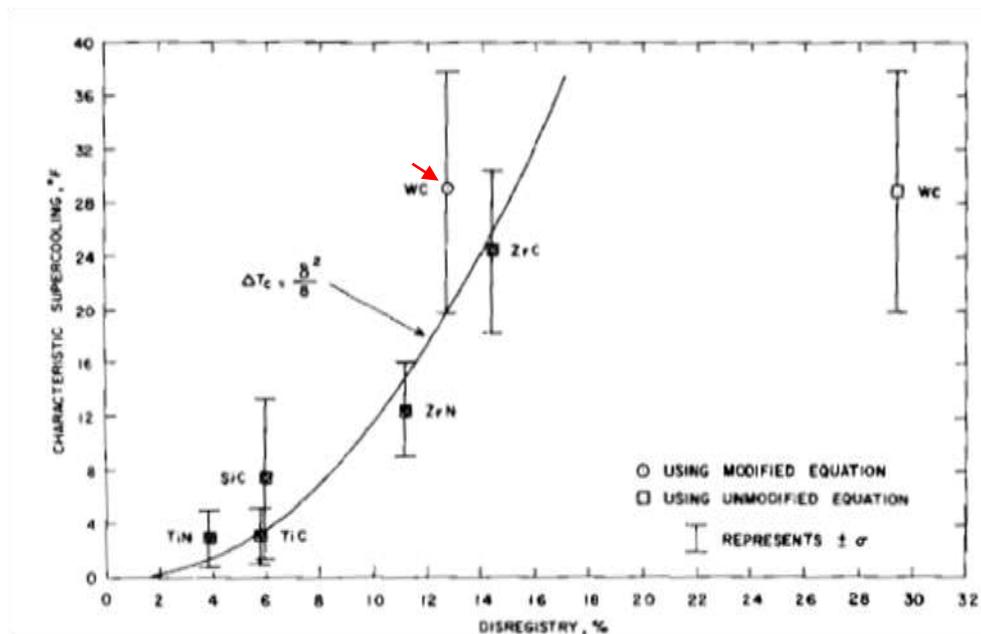


Figura 1.2. Grado de subenfriamiento en función del disregistro entre las redes cristalinas [17].

La desviación de la relación parabólica para el caso del carburo de tungsteno (WC usando la ecuación sin modificar) se debe a que este tiene una estructura hexagonal y produce un disregistro muy elevado con la ferrita- δ por lo tanto ya no se puede aplicar las suposiciones realizadas para derivar la ecuación 1.4. Sin embargo, en el caso de que el acero solidifique en la forma de austenita- γ el disregistro es menor y se cumple dicha relación [14]. Este caso se representó con el círculo blanco (indicado por la flecha).

Por otro lado, como se mencionó anteriormente, para que los refinadores logren actuar, estos deben formar las partículas que van a actuar como sitios de nucleación heterogénea previo al comienzo de la solidificación del acero. Para lograr esto, es necesario agregar una cierta cantidad mínima, lo cual ha sido corroborado en el trabajo realizado por M. Ohno y K. Matsuura [15], donde a partir de la realización de coladas con distinta cantidad de Titanio, se observa que para una determinada cantidad, se produce una notable reducción en el tamaño de grano austenítico, logrando incluso hacer desaparecer la estructura columnar de solidificación. En la figura 1.3 se muestran algunos de los resultados reportados por los autores. En esta figura se grafican el tamaño del eje mayor y menor del grano de austenita columnar, y el tamaño de los granos equiaxiales en función del contenido de titanio.

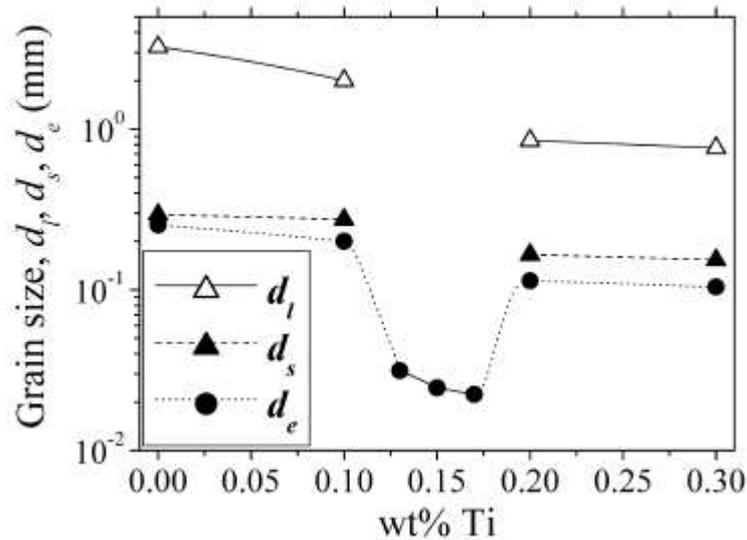


Figura 1.3. Efecto de la cantidad de Ti en el tamaño de grano. d_l : tamaño del eje mayor del grano columnar; d_s : tamaño del eje menor del grano columnar; d_e tamaño de los granos equiaxiales. [15]

En la figura 1.3 se observa cómo a partir del agregado de 0.125% en peso de Ti se produce una marcada disminución en el tamaño de los granos equiaxiales y que en el rango de 0.125-0.2% desaparece la zona columnar en las metalografías realizadas. El tamaño se reduce a medida que se aumenta la cantidad de Ti debido a la formación de una mayor cantidad de sitios de nucleación. El incremento a partir de 0.2% se debe a que en el procedimiento experimental, el metal líquido es mantenido a 1550 °C durante una hora, y para estas cantidades de titanio la precipitación de partículas de Ti(C,N) es estable a esta temperatura. Esto genera que se produzca un engrosamiento y coalescencia de dichas partículas durante el mantenimiento a elevada temperatura, haciendo que se reduzca su efectividad. Esto deja en evidencia que la etapa del proceso donde se añaden los elementos refinadores (en cuchara u horno) también tiene influencia en la efectividad del refinamiento, debido al rango de temperaturas por el que pasa el metal líquido y el tiempo que transcurre hasta la colada.

Para explicar este comportamiento, los autores utilizan un diagrama de fases Fe- %Ti (en peso) calculado computacionalmente a partir del sistema cuaternario Fe-C-N-Ti manteniendo al

cantidad de C y N constantes, y asumiendo que el resto de los elementos presentes en el acero, como el Mn, Si y Al tienen muy poca influencia en el diagrama. En la figura 1.4 se muestran los tipos de diagramas obtenidos para distintos tenores de C y N. En la figura 1.4-A se puede ver como a partir de 0.125% de Ti la precipitación de las partículas de Ti (C,N) se produce previo al comienzo de la solidificación del acero, permitiendo su actuación como sitios de nucleación, y a esto se le atribuye la marcada reducción del tamaño de grano. Al mismo tiempo se observa que a 1550°C se produce la precipitación para cantidades mayores a 0.2%.

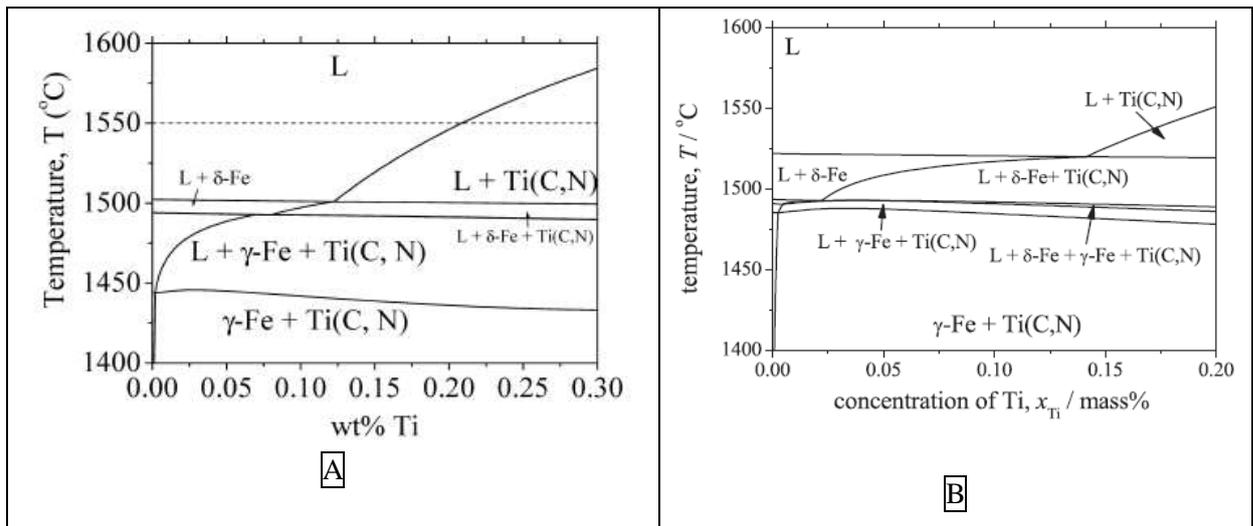


Figura 1.4. Diagrama de fases Fe-Ti (%en peso).A: 0.435% C, 0.0052% N [15]. B: 0.2% C, 0.006% N [18].

Por otro lado, la figura 1.4-B muestra otro diagrama calculado por los mismos autores en otra publicación [18], para otro acero de menor contenido de carbono. En este se puede ver como al reducir la cantidad de carbono, la cantidad de Titanio necesaria para que se produzca la precipitación de partículas de Ti, previo a la solidificación, aumenta a partir de 0.145% de Ti, aproximadamente. Esto es de esperarse, debido a que al reducir la cantidad de Carbono, manteniendo el Nitrógeno prácticamente constante, la cantidad disponible para la formación de las partículas Ti (C,N) es menor, haciendo que sea necesario una mayor cantidad de Ti para alcanzar la concentración de equilibrio para la precipitación de las mismas.

Otro de los aportes de los inoculantes al refinamiento de la microestructura ocurre durante el crecimiento dendrítico. Como se mencionó anteriormente la efectividad de los refinadores se basa en el bajo disregistro que poseen con la ferrita- δ y/o austenita, por lo tanto su nucleación será con la orientación que le proporcione el menor valor de disregistro. H. Wang, J. Tan y L. Huang [11] reportan la nucleación y crecimiento de la austenita en el plano $\{111\}$ paralelo al plano $\{111\}$ de la partícula de TiC siendo esta orientación la que genera el menor disregistro entre las redes (8.18%). Como la partícula que actúa como sitio de nucleación se encuentra en el líquido, su orientación no permanece fija con respecto al gradiente térmico. Esta situación evita el crecimiento preferencial de las dendritas con el plano de crecimiento perpendicular al mayor gradiente térmico, promoviendo el

crecimiento equiaxial de las dendritas y un menor tamaño en el grano de austenita resultante [11]. Por lo tanto al partir del agregado de refinadores se produce una competencia entre el crecimiento equiaxial, y el crecimiento de los granos columnares, y como se mencionó anteriormente, a partir de la presencia de una cantidad suficiente de inoculantes es posible obtener una estructura completamente equiaxial [12]. A su vez, en la publicación se menciona que el menor tamaño de las dendritas, generado por el crecimiento equiaxial durante la solidificación, le confiere una mayor colabilidad y mayor fluidez al líquido permitiendo una mejor eliminación de los gases atrapados. Además produce menor tamaño y mayor dispersión de la porosidad generada por la contracción durante el cambio de estado, debido a que el refinamiento de la estructura mejora el suministro de líquido desde los alimentadores hacia las zonas que están solidificando.

1.2.2 Precipitados formados producto del agregado de titanio.

El Titanio es un fuerte formador de nitruros (TiN) y carburos (TiC) o una combinación de ambos Ti(C,N). Estos, como se mencionó anteriormente, poseen altos puntos de fusión, por lo tanto, pueden ser agregados directamente en el líquido. Por otro lado, la formación de dichas partículas se puede producir mediante el agregado de titanio al acero líquido, ya sea en forma pura, como titanio esponja, o en forma de ferrotitanio, donde luego de disolverse en el acero líquido, puede combinarse con el N y/o el C para formar dichas partículas. Cuando el titanio es agregado como esponja o ferrotitanio, los precipitados que se forman pueden ser divididos en dos grupos, los que se forman en el metal líquido y los que precipitan en el acero en estado sólido. El primer tipo de precipitados, que se forma durante la solidificación del acero, son de un tamaño sensiblemente mayor a los del segundo tipo, con tamaños que van desde la unidad a varias decenas de micrones, mientras que los otros, debido a su formación en el metal en estado sólido, poseen tamaños inferiores al micrón. A su vez, dentro del primer grupo de precipitados se observa que los que se forman a mayor temperatura, en el líquido o en el campo $L+\delta+Ti(C,N)$ (ver figura 1.4), poseen una mayor concentración de nitrógeno (TiN) y adquieren un tamaño superior ya que disponen de un mayor tiempo para su crecimiento, mientras que los que se forman a en el campo $L+\gamma+Ti(C,N)$ (ver figura 1.4), poseen una mayor cantidad de carbono (TiC) [16]. Los precipitados del segundo tipo (los que se forman por transformaciones en estado sólido) generalmente son carburos (TiC), y en menor medida nitruros (TiN), aunque esto obviamente depende de la cantidad de C y N presente en el acero. Sus tamaños van desde algunas decenas de nanómetros a varias centenas. El menor tamaño de este tipo de precipitados se debe a su formación en estado sólido, durante el enfriamiento y/o el recalentamiento del acero, es decir durante la descomposición de la austenita ($\gamma \rightarrow \delta$) o durante el recalentamiento ($\delta \rightarrow \gamma$). Este tipo de precipitados es de gran utilidad sobre todo en los aceros de alta resistencia debido a que generan endurecimiento por precipitación y retienen el crecimiento de la austenita a alta temperatura.

En cuanto a su morfología, los del primer tipo, como se forman en el líquido, y son compuestos no-metálicos su crecimiento es de forma planar, de manera de reducir la energía

interfacial. Por esta razón es característico que estos posean caras planas y que generalmente tengan formas cuboidales. Los del segundo tipo, que se forman en estado sólido, es característico que formen interfases coherentes o semicoherentes con la matriz que los rodea, ya que tienen un parámetro de red similar con la austenita o la ferrita, aunque también poseen formas coherentes cuando son muy pequeños. En la figura 1.5 se observan imágenes de los precipitados, reportadas en distintas publicaciones [19, 20, 21, 22]. Las figuras 1.5-A y 1.5-D son ejemplos de partículas formadas durante la solidificación del acero, mientras que las figuras 1.5-B y 1.5-C muestran imágenes del segundo tipo de partículas (TiC y TiN respectivamente), es decir, las que precipitan en estado sólido.

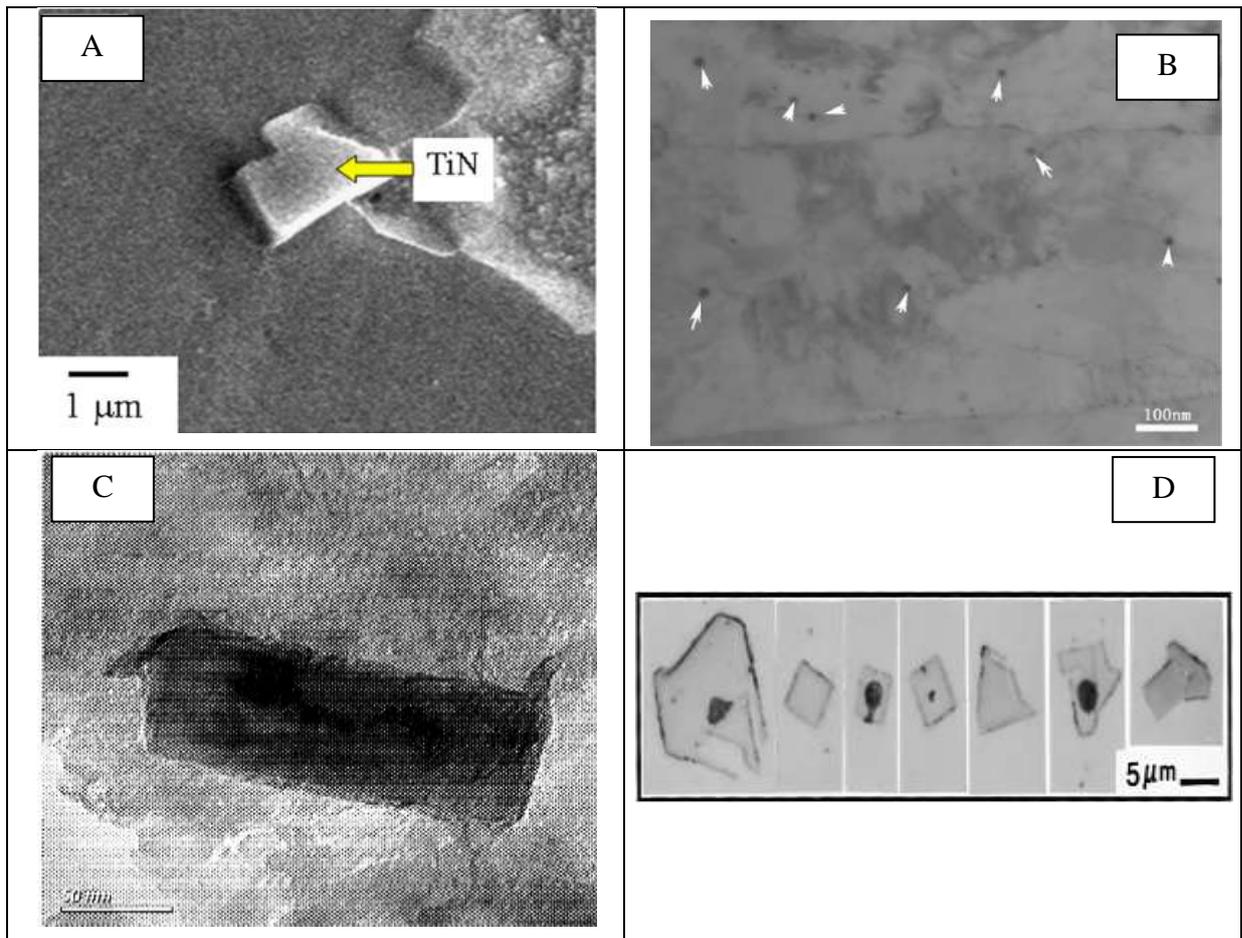


Figura 1.5. Inclusiones de Ti (C,N) extraídas de distintas publicaciones. A y D: partículas formadas durante la solidificación del acero. B y C: partículas que precipitan en estado sólido.

1.2.3 Efecto del agregado de titanio sobre la microestructura y propiedades mecánicas

Una forma de mejorar las propiedades mecánicas de los aceros es mediante el agregado de aleantes, como el Vanadio, Niobio y Titanio en pequeñas proporciones. La adición de los mismos en forma individual o combinada logra un aumento en la resistencia del material, con una buena tenacidad, mediante el refinamiento de grano y la dispersión de finos precipitados en los granos de

ferrita, provocando endurecimiento por precipitación. Esto da origen a los denominados “aceros microaleados”.

Comúnmente, en los aceros microaleados, luego del colado, se mejoran aún más las propiedades mediante tratamientos que consisten en deformación a elevadas temperaturas, logrando un gran refinamiento en la microestructura, además de una mayor dispersión de precipitados que se forman posteriores al colado. Sin embargo para el problema en cuestión, la pieza ya adquiere las dimensiones finales durante la solidificación en el molde, porque lo que no es posible realizarle un tratamiento termomecánico posterior. Por lo cual, las propiedades de la pieza serán altamente dependiente de la estructura de solidificación obtenida.

Como se mencionó anteriormente la modificación de las propiedades mediante el uso de elementos refinadores puede obtenerse por dos vías: el refinamiento de la macro y microestructura, y endurecimiento por precipitación. En los trabajos realizados por Xiang Chen y Yanxiang Li [8, 9], se reporta que el agregado de RE-Ti-V sobre un acero de alto silicio y alto carbono, ha logrado refinar la microestructura reduciendo en gran medida el tamaño de grano de austenita primaria, cuando se lo compara con el acero sin modificación. A continuación se muestra en la tabla 1.3 los resultados reportados por los autores.

Steel	A	B
Modification	No	With titanium, vanadium and rare earth elements modification
Grain size (μm)	800	40

Tabla 1.3. Reducción del tamaño de grano austenítico a partir del agregado del Re-Ti-V. [9]

En dichos trabajos a su vez se analizó el efecto de distintas temperaturas de austemperizado sobre las microestructura y propiedades mecánicas (resistencia a la tracción, tensión de fluencia, dureza, resistencia al impacto y fractoténacidad). En todos los casos se observó que las propiedades del acero modificado son superiores a las del acero sin modificación. Esta mejora en las propiedades si bien se debe principalmente a la disminución de la cantidad de austenita “blocky”, o en bloque, (producto del menor efecto de segregación generado por el agregado de refinadores), también existe una contribución del menor tamaño de grano de las fases que componen la microestructura del acero bajo estudio (ferrita-bainita), debido al menor tamaño de grano de la estructura de partida.

Por otro lado, si bien, el agregado de elementos como el titanio logra mejorar las propiedades mecánicas mediante la reducción del tamaño de grano austenítico primario, también logra disminuir la presencia de microrrechupes, debido a que la presencia de granos más chicos genera una mejor realimentación. Al mismo tiempo, la formación de finos precipitados durante el austenizado logra producir un aumento en la tensión de fluencia, en la resistencia a la tracción, y en la dureza, mediante el endurecimiento por precipitación. La presencia de estos finos precipitados genera un mayor

refinamiento de la estructura al detener el crecimiento de los granos de austenita a alta temperatura (comportamiento similar al encontrado en aceros microaleados).

Sin embargo, es muy importante mencionar que la adición de elementos refinadores de grano, como el Ti, puede traer como contrapartida la reducción de la ductilidad del material, y la energía de impacto absorbida [23]. Sobre este aspecto tienen especial influencia las partículas de TiN, las cuales son las que se forman a mayor temperatura en el líquido, y por lo tanto las que mayor tamaño adquieren, actuando como sitios de nucleación de fisuras [23, 24, 19]. Cabe destacar que otro de los efectos del Titanio en los aceros hipoeutectoides es la disminución en la cantidad de perlita debido a que los precipitados que forma tienen un bajo disregistro con la ferrita, por lo cual promueve la nucleación de ferrita proeutectoide dentro de los granos de austenita [25, 26]. Sin embargo el aumento de la ductilidad debido a la mayor proporción de ferrita generalmente es despreciable frente a los efectos fragilizantes mencionados anteriormente [26].

A continuación se realizará una descripción de los mecanismos por los cuales se modifican las propiedades mecánicas, y su relación con la adición de elementos refinadores de grano, en particular el titanio.

1.2.3.1 Efecto del refinamiento de la microestructura

Es ampliamente conocido que la deformación plástica en los aceros está relacionada con el movimiento de dislocaciones, por lo tanto la manera de lograr un aumento en la tensión de fluencia, es mediante el aumento en la dificultad del movimiento de las mismas. Esto se puede lograr de diversas maneras, una de ellas es reduciendo el tamaño de grano de la estructura, ya que los bordes de grano representan barreras muy efectivas al movimiento de las dislocaciones. Este efecto se produce debido a que al ser dos granos distintos, la orientación cristalina de los mismos es distinta respecto a la tensión aplicada, lo cual hace que la componente del esfuerzo en la dirección del sistema de deslizamiento (y su dirección) más favorable sea diferente, haciendo que la dislocación que venía avanzando dentro de un grano, no pueda continuar su camino al llegar al límite de este. Al mismo tiempo, los bordes de grano pueden actuar como fuentes de estas aumentando su densidad, lo cual produce un aumento en la interacción entre ellas haciendo que se traben, y por ende reduciendo su movilidad. Ha sido ampliamente verificada la ecuación que vincula el tamaño de grano con la tensión de fluencia hallada por Hall-Petch para metales sin deformar [27, 28], la cual se muestra a continuación:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k.d^{-1/2} \quad (1.5)$$

Donde

σ_y : Tensión de fluencia.

σ_0 : Es una constante de resistencia de la red al movimiento de las dislocaciones, por lo tanto incluye el efecto de solutos y partículas en la red.

k : Coeficiente de endurecimiento.

d : Tamaño de grano promedio.

La reducción del tamaño de grano austenítico mediante el agregado de Ti se produce por dos vías. Una de ellas es su actuación como inoculante, mencionada anteriormente. La otra constituye una de las razones por la cual es ampliamente utilizado, junto a otros elementos, para la obtención de los denominados “aceros microaleados”, o los “aceros de tamaño de grano ultra fino y alta resistencia”, mediante tratamientos termomecánicos. Esta se basa en el efecto que tienen los carburos y nitruros de Ti (en los aceros microaleados la presencia de Niobio y Vanadio también genera la precipitación de carburos y nitruros) que precipitan durante el recalentamiento del acero en la etapa de austenizado, con tamaños de 300 nm o menores. Estas partículas actúan como barreras para el crecimiento de los granos de austenita durante el mantenimiento a la temperatura en el campo austenítico [18, 19]. Este comportamiento se debe a la fuerza de “anclaje” que ejercen los precipitados sobre los bordes de grano de austenita. Dicha fuerza consiste en el estado de baja energía que se logra cuando las partículas son interceptadas por el borde de grano, debido a que estas representan puntos de alta energía de la red (por más que sean coherentes con la matriz). Por lo tanto, su ubicación en el borde de grano (ver figura 1.6) genera una disminución en la energía libre del sistema. La fuerza de anclaje depende del tamaño de las partículas, su distribución y la energía interfacial de las mismas. Esta relación, mediante algunas simplificaciones puede ser descrita por la ecuación de Zener.

$$F = \frac{3 \cdot f_v \cdot \gamma}{2 \cdot r} \quad (1.6)$$

Donde:

F : Fuerza de anclaje.

f_v : Fracción volumétrica de las partículas

γ : Energía interfacial.

r : Radio de las partículas.

En la ecuación (1.6) se puede ver que la fuerza aumenta con la energía interfacial, con la cantidad de partículas y la reducción de su tamaño. Por lo tanto existen numerosas investigaciones acerca de la precipitación de dichas partículas, buscando controlar su tamaño, distribución y crecimiento [29].

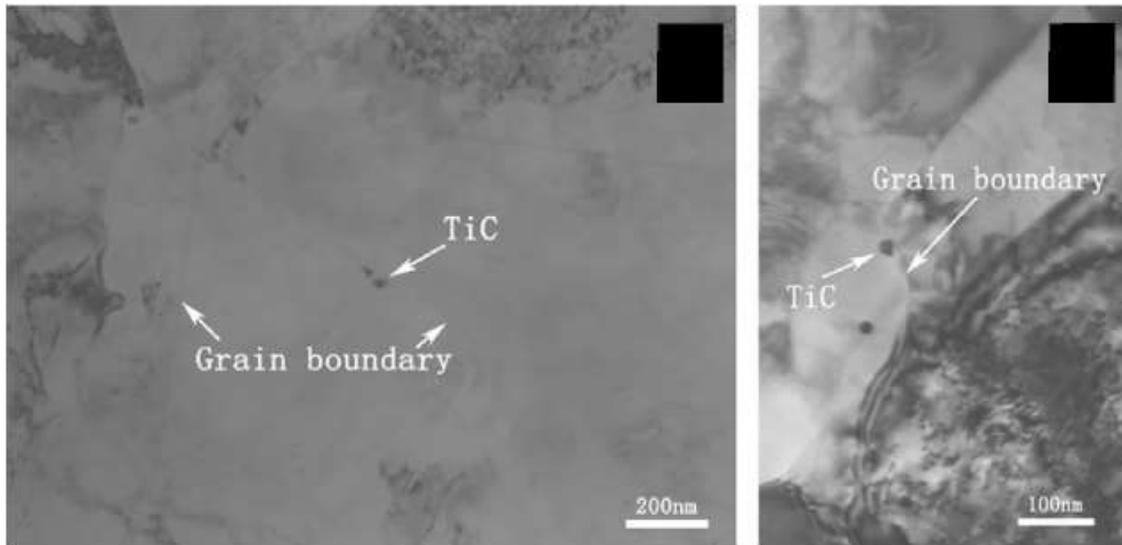


Figura 1.6. Partículas de TiC, ubicadas en bordes de grano, actuando como trabas al crecimiento de estos. [19].

1.2.3.2 Endurecimiento por precipitación.

El endurecimiento por precipitación constituye la otra razón por la cual el titanio (junto a otros elementos) es utilizado para la obtención de aceros de alta resistencia. La precipitación de finas partículas de carburos durante las transformaciones de fase, lleva a un aumento en la tensión de fluencia del acero debido al endurecimiento por precipitación de la ferrita. Este es generado por la dificultad al movimiento de las dislocaciones que introducen estas partículas, mediante varios mecanismos, los cuales pueden actuar en forma combinada y dependen de las características de los precipitados. Al igual que con la fuerza de anclaje sobre los bordes de grano, la fuerza que estos ejercen sobre las dislocaciones es proporcional a la cantidad de precipitados e inversamente proporcional al tamaño de estos, por lo tanto es muy importante controlar el crecimiento de los mismos.

Los mecanismos por los que se produce el endurecimiento por precipitación son tres: el primero consiste en la dificultad en el movimiento de la dislocación debido al campo de tensiones en la red, generado por la partícula al tratar de lograr coherencia con la matriz. Nuevamente tiene mucha importancia el espaciado y el tamaño de las inclusiones, habiendo una condición óptima para la cual el impedimento al movimiento es máxima. El segundo ocurre cuando una partícula coherente y blanda, es cortada por la dislocación, este corte implica un aumento de interfase entre la partícula y la matriz, lo cual incrementa la energía del sistema. La tercera tiene lugar cuando la dislocación no puede cortar la segunda fase (cuando esta es incoherente o muy dura) y por lo tanto debe evitarla. Esto lo logra de diversas maneras, y todas de ellas requieren un mayor esfuerzo. Entre ellas están el ascenso de la dislocación, deslizamiento cruzado y el “curvamiento” de la dislocación (mecanismo de Orowan), que

deja un anillo de dislocación alrededor de las partículas cada vez que pasa una a través de ellas, haciendo que el obstáculo sea cada vez mayor.

Estos mecanismos, además de aumentar la tensión de fluencia del metal, aumentan su endurecimiento por deformación, lo cual genera una mayor tensión de rotura y una menor deformación. Este efecto generado por el titanio, si bien incrementa la resistencia del acero, tiene como contrapartida la reducción en la elongación y en las propiedades de impacto, al mismo tiempo que incrementa la temperatura de transición dúctil frágil del material.

1.2.3.3 Comportamiento a la fractura ante la presencia de titanio en el acero.

Es ampliamente conocido que las inclusiones presentes en los aceros tienen gran importancia en el comportamiento a la fractura de los mismos. Esto se debe a que actúan como sitios de nucleación de los microhuecos en el caso de la fractura dúctil, o como sitios de nucleación de la fisura en la fractura por clivaje. En ambos casos, la probabilidad de que actúen como sitio de nucleación aumenta con el tamaño de la partícula.

En el caso de la fractura dúctil, la nucleación de los microhuecos se produce por la decohesión entre la interfase de la partícula y la matriz, lo cual genera una cavidad en esta última que comienza a crecer hasta que coalesce con otras cavidades y posteriormente el material fractura. Esta situación se produce cuando la energía necesaria para propagar la fisura en la matriz, es muy elevada, debido a la deformación plástica que ocurre en ella. Por esto la temperatura tiene una gran influencia en el mecanismo de fractura ya que a medida que esta aumenta se facilita el movimiento de las dislocaciones, y pueden llegar a activarse nuevos sistemas de deslizamiento, mientras que cuando esta decrece, sucede todo lo contrario. Dicha influencia de la temperatura da origen a la transición dúctil-frágil del material. Sin embargo es importante destacar, que existen varios metales en los cuales no existe dicha transición, como por ejemplo el aluminio, pero los aceros, principalmente los de matriz ferrítica si la poseen.

La fractura frágil, o por clivaje, se produce debido a la propagación inestable de una fisura en el material. Como se mencionó anteriormente, las inclusiones en la matriz metálica pueden actuar como sitios de nucleación de las fisuras, ya sea mediante su fractura, o debido a la acumulación de dislocaciones en la matriz, que provocan al actuar como concentradores de tensiones, ya que representan una discontinuidad en la microestructura. Este tipo de falla es muy común en aceros modificados con Ti, debido a la formación de partículas de TiN. El primer tipo de nucleación (fractura de la partícula) se da cuando estas son de tamaño superior a 1 μm lo cual hace que haya altas probabilidades de que estas se fracturen a niveles bajos de tensiones.

Para el caso de piezas de acero obtenidas por fusión y colado, como la estudiada en el presente trabajo, es común la presencia de partículas mayores a 1 μm (las que se forman durante la

solidificación del acero) y por lo tanto, es muy probable que las fisuras se generen por el primer mecanismo de nucleación mencionado [20, 30]. Una vez generada de esta manera la fisura, para que esta propague inestablemente deben suceder dos etapas: la primera es que logre superar la barrera que representa la interfase matriz/partícula (pm) y posteriormente la barrera matriz/matriz (mm), es decir el borde de grano [30, 31, 32]. Esto se representa en la figura 1.7. Por esta razón, el detrimento que introducen las inclusiones sobre la tenacidad del material puede ser mitigado (en parte) reduciendo el tamaño de grano del acero.

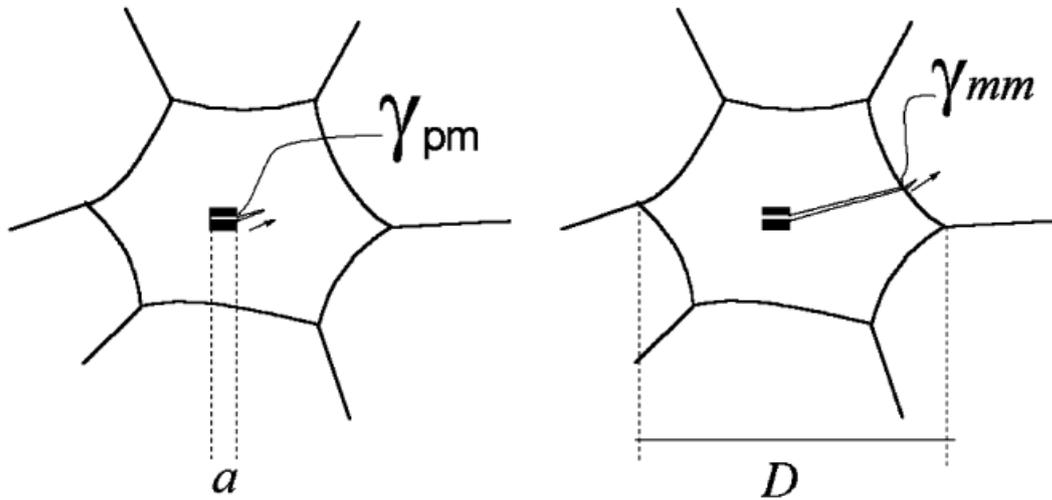


Figura 1.7. Esquema de las etapas de la propagación de una fisura nucleada por el rompimiento de una partícula frágil [31].

Esto puede ser explicado analizando la tensión necesaria para la propagación de la fisura en cada etapa. Según la ecuación de Griffith-Orowan, las tensiones locales para la propagación de la fisura en cada interfase están dadas por las siguientes ecuaciones, considerando que las partículas son esféricas y que no hay deformación plástica. La ecuaciones (1.7) y (1.8) representan estimaciones, de la tensión necesaria para la propagación de una fisura en la interfase partícula/matriz y matriz/matriz respectivamente.

$$\sigma_{pm} = Y \sqrt{\frac{\pi E \gamma_{pm}}{(1 - \nu^2) a}} \quad (1.7)$$

$$\sigma_{mm} = Y \sqrt{\frac{\pi E \gamma_{mm}}{(1 - \nu^2) D}} \quad (1.8)$$

Donde:

E : Módulo de Young de la matriz.

ν : Coeficiente de Poisson.

γ_{pm} : Energía interfacial partícula/matriz.

γ_{mm} : Energía interfacial matriz/matriz.

a : Tamaño de la partícula.

D : Tamaño del grano.

Y : Factor geométrico.

Luego la que sea mayor de las dos tensiones va a ser la que controle la propagación de la fisura en el material. Para un tamaño de partícula fijo, surge que una de las maneras de aumentar la resistencia a la fractura es disminuyendo el tamaño de grano de la matriz, ya que esto hace que la tensión necesaria para que se produzca la segunda etapa en la propagación de la fisura aumente, debido a que una vez que esta alcance el borde de grano, al tener este un tamaño menor, la fisura también lo tendrá. Por lo tanto existe un tamaño de grano crítico a partir del cual esta tensión es mayor a la de propagación partícula/matriz, haciendo que sea la etapa controlante [20, 30]. Esto se ve claramente en la figura 1.8 donde se muestra el gráfico reportado por Ghosh, Ray, Chakrabarti y Sivaprasad [20, 30]. En este se grafican las tensiones dadas por las ecuaciones (1.7) (σ_{pm} , para distintos tamaños de partículas) y (1.8) (σ_{mm} , en función del tamaño de grano). Se recuerda que este análisis se realiza considerando una fisura preexistente originada por la fractura de la partícula y del tamaño de esta, dentro de una matriz homogénea.

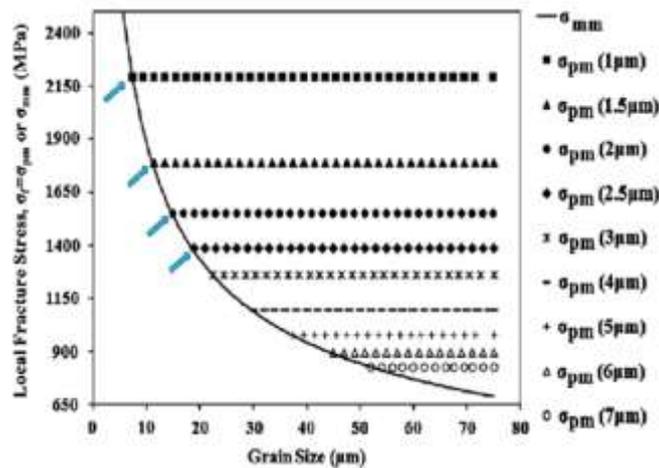


Figura 1.8. Tensión local de fractura en la interfase partícula/matriz y matriz/matriz.

Es importante destacar que en la literatura ha sido reportado que a la hora de obstaculizar el crecimiento de una fisura, solamente representan trabas efectivas los bordes de grano de alto ángulo, mientras que no lo son los de bajo ángulo. Por ello es más correcto hablar de un tamaño de grano efectivo, que tiene en cuenta este aspecto, a la hora de considerar el efecto de este parámetro microestructural, sobre la resistencia a la fractura material [20, 30, 32]. Por otro lado, la disminución del tamaño de grano lleva a un aumento de la tenacidad debido a que se incrementa el camino que recorra la fisura durante su propagación (en los casos en que esta sea intergranular), lo cual requiere un mayor consumo de energía.

Capítulo 2

Comparación entre la condiciones de enfriamiento y solidificación del Carretel, Keel Block y el Bloque de Estudio

2.1 Introducción y objetivos

En la industria fundidora generalmente se suele colar un Bloque Estándar, o Keel Block, junto al lote de piezas colado, con el fin de caracterizar las piezas coladas a través de la realización de ensayos mecánicos usando estas piezas de referencia. Esto permite certificar la calidad de la colada sin tener que extraer probetas de las piezas, lo cual provocaría su destrucción. La norma contempla bloques de diferentes geometrías (U, Y) y dimensiones (1/2", 1", 3") que se eligen conforme el tamaño de las piezas coladas.

Para el caso de piezas muy grandes, como las utilizadas en la industria del petróleo o la de generadores eólicos, las dimensiones del Keel Block de mayor tamaño, resultan insuficientes a la hora de colar un bloque representativo de la pieza. Las velocidades de enfriamiento del bloque representan sólo una pequeña parte de la pieza real y, generalmente, la mínima velocidad de enfriamiento de la pieza es mucho menor a la correspondiente al centro del bloque estándar. Por lo tanto, este no representa correctamente las propiedades del componente. Es por ello que para obtener un valor representativo de las propiedades mecánicas de las distintas zonas de la pieza real, sin tener que mecanizar probetas a partir de la destrucción de la pieza colada, se suelen colar bloques de geometría y dimensiones semejantes a las de la norma. Estos bloques no se cuelean en forma independiente, sino que se posicionan en el interior de la pieza colada de grandes dimensiones y se llenan con el mismo metal que llena la pieza, utilizando el mismo sistema de alimentación. De esta forma el bloque se enfría en el interior de la pieza, con velocidades sustancialmente menores que las que tendría si se lo cuelea en forma independiente, ya que el calor aportado por la pieza disminuye sustancialmente la velocidad de enfriamiento del bloque de referencia, dándole características más aproximadas a la de la pieza colada.

Otra alternativa es la de diseñar un bloque representativo de la pieza, fuera de norma, que logre representar las condiciones de enfriamiento de las zonas de interés. Por otro lado, también se pueden obtener probetas a partir de una suerte de apéndice situado en las zonas de menor velocidad de enfriamiento de la pieza, con dimensiones similares a la de la pieza en dicha zona.

Como se mencionó anteriormente, el caso de la empresa solicitante no es la excepción a esta modalidad de trabajo, y como rutina de trabajo, la empresa cuelea con cada lote de piezas un Keel Block (KB) de 1" de espesor de longitud calibrada (norma ASTM A370), colocado junto con la pieza en el interior del mismo molde. A su vez, el Keel Block es sometido junto al Carretel a los ciclos térmicos involucrados en el proceso productivo. Además, la empresa ha diseñado una pieza específica, llamada en el presente trabajo "Bloque de Estudio" (BE), que es sólo de uso interno, para obtener

muestras necesarias para analizar las microestructuras y propiedades mecánicas del Carretel. Este Bloque de Estudio representaría condiciones de enfriamiento y solidificación más próximas a las del Carretel.

A partir del colado de distintos Bloques de Estudio, y de someterlos a los mismos ciclos térmicos a los que son sometidos los Carreteles y los Keel Blocks, la empresa ha obtenido las probetas para el análisis de las propiedades mecánicas y las probetas enviadas a la División Metalurgia para el estudio de microestructuras y templabilidad. Por lo tanto, todas las microestructuras y propiedades mecánicas analizadas en el presente trabajo han sido obtenidas a partir de Keel Blocks y Bloques de Estudio.

En base a esto, la primera tarea experimental de este trabajo consistió en analizar y comparar, mediante un software de elementos finitos, las condiciones de enfriamiento del Carretel, del Keel Block y del Bloque de Estudio, con el objetivo de definir la representatividad de los bloques de referencia con respecto a la pieza.

2.2 Características del Keel Block y el Bloque de Estudio

En las figuras 2.1 y 2.2 se muestran las dimensiones del Keel Block y del Bloque de Estudio respectivamente. Además en ellas se señala la zona de extracción de las probetas.

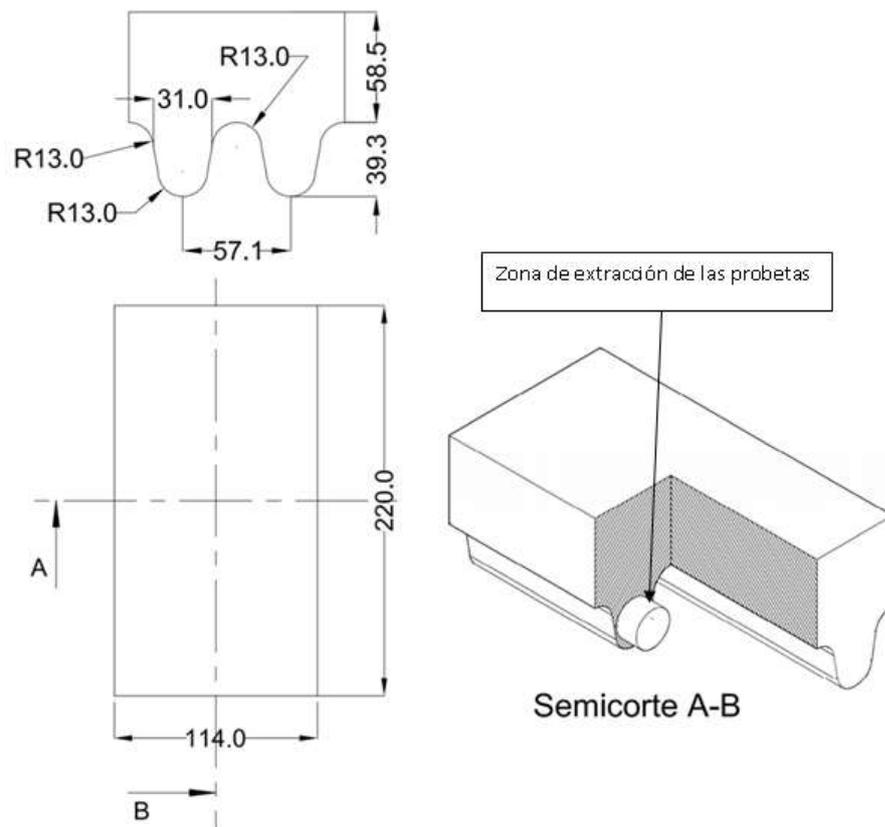


Figura 2.1. Esquema del Keel Block y la zona de extracción de las probetas. Dimensiones en mm.

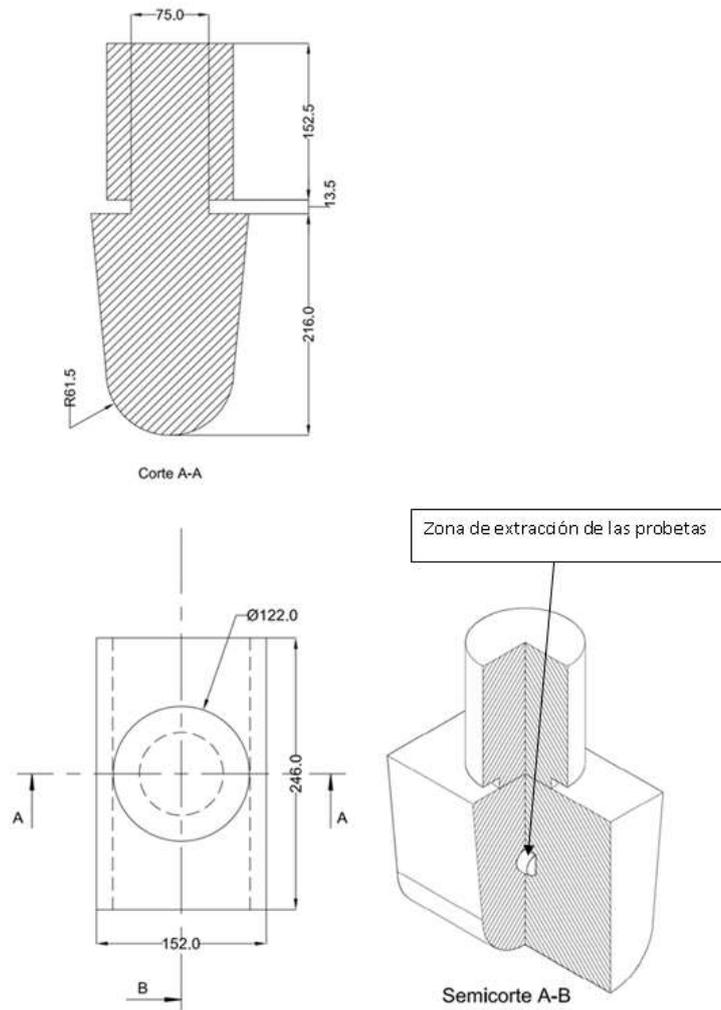


Figura 2.2. Esquema del Bloque de Estudio y zona de extracción de las probetas. Dimensiones en mm.

En la figura 2.3, se muestran la pieza junto con los bloques representativos (Keel Block y Bloque de Estudio) a fin de mostrar más claramente la diferencia de tamaño entre las partes.

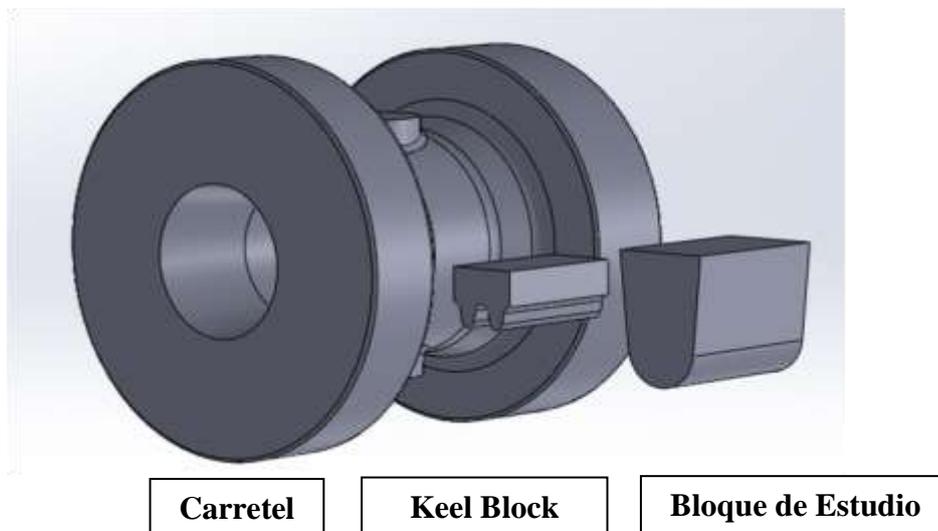


Figura 2.3. Comparación del tamaño de las tres partes.

En la tabla 2.1 se muestran el volumen, superficie y el módulo térmico (volumen/superficie) de cada elemento, los cuales resultan útiles para tener en cuenta las condiciones térmicas de las partes, previas a la simulación. Cuanto mayor sea el módulo térmico de la pieza, su enfriamiento es menor, considerando a la pieza de manera aislada. Sin embargo hay que tener en cuenta de que el Keel Block se cuela junto a la pieza (lo mismo durante los tratamientos térmicos) y por lo tanto su enfriamiento va a estar influenciado por el calor liberado por el Carretel.

	Carretel	Keel Block	Bloque de Estudio
Volumen (m³)	0.133	0.0019	0.0064
Superficie (m²)	2.69	0.116	0.213
Módulo térmico (m)	0.05	0.01	0.03

Tabla 2.1. Volumen, superficie y módulo térmico de las partes.

En la tabla 2.1 se puede observar que el Bloque de Estudio no posee el mismo módulo térmico que el Carretel, pero presenta un valor más cercano que el calculado para el Keel Block. Sin embargo, es importante destacar que este parámetro fue calculado considerando la totalidad de la pieza. Para tener una información más precisa habría que realizar su cálculo en las zonas de interés, ya que por ejemplo, la zona de donde son sacadas las muestras del Keel Block tiene una relación volumen/ área mucho mayor que considerando la pieza entera. Por otro lado, se considera que el módulo térmico representa una herramienta muy rudimentaria para comparar condiciones térmicas entre las partes. Por ello, se ha utilizado un software de simulación para poder analizar y estudiar otros parámetros más relevantes relacionados con la solidificación de las partes.

2.3 Procedimiento experimental

Con el objetivo de comparar las condiciones de enfriamiento del Carretel, Keel Block y Bloque de Estudio, se realizaron simulaciones utilizando el software de elementos finitos Magma 5.2. Para esto, se utilizaron las geometrías de las partes dibujadas en Solidworks las cuales fueron cargadas en el Magma. Particularmente, se evaluaron las zonas de extracción de las probetas para el Keel Block y el Bloque de Estudio, y se trató de relacionar los parámetros que caracterizan estas zonas, con los obtenidos en las diferentes zonas del Carretel. Por lo tanto, a la hora de realizar los modelos en Solidworks se tuvieron en cuenta todos los componentes que intervienen durante el proceso de colada de dichas piezas, es decir se tuvieron en cuenta los sistemas de alimentación, mazarotas, enfriadores, molde, etc.

Debido a que lo que se busca comparar son las condiciones de solidificación y enfriamiento entre las piezas, no es necesario que se utilicen exactamente los mismos materiales que los que se utilizan realmente en el colado de las mismas, ya que las diferencias se van a deber solamente a factores geométricos, siempre y cuando los materiales y parámetros utilizados en la simulación,

(como por ejemplo los coeficientes de conductividad térmica entre los distintos materiales, temperaturas de moldes, temperatura de llenado, etc.) sean iguales en todos los modelos. Por esta razón en las simulaciones se utilizaron los materiales provistos por la base de datos del software, los cuales se aproximan a los utilizados por la empresa, pero no son exactamente los mismos. A su vez, debido a esta situación tampoco se realizó una validación experimental de los resultados.

2.3.1 Descripción de los modelos utilizados

2.3.1.1 Carretel y Keel Block

Como se mencionó anteriormente, la empresa realiza la colada de la pieza junto con el Keel Block en el mismo molde, a partir de que estos están conectados mediante un pequeño canal de alimentación. Por otro lado, para tratar de reducir el tiempo de solidificación en determinadas zonas de la pieza, y para direccionar la solidificación de manera de lograr que las últimas zonas en solidificar sean las mazarotas, se utilizan enfriadores confeccionados con el mismo tipo de acero que la pieza. En la figura 1.4 se muestra el modelo utilizado para estos componentes.

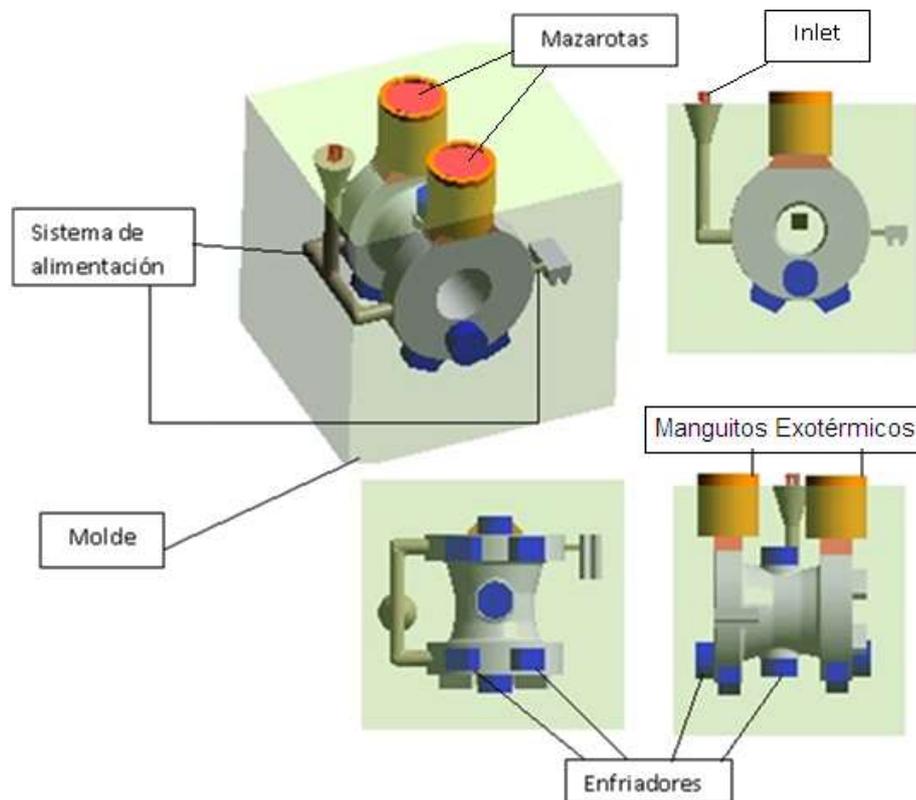


Figura 2.4. Modelo del Carretel y el Keel Block.

A continuación se describirán brevemente las partes que componen el modelo:

Inlet: este elemento en la realidad no existe, es simplemente una geometría que permite indicar al software Magma por donde se realiza el colado del metal líquido y un tamaño aproximado de chorro de metal.

Sistema de alimentación: son los canales responsables de llevar el metal líquido desde el basín de colada hasta la pieza, en forma controlada, sin generar turbulencias o erosión del molde. A su vez se encuentra el canal de alimentación que comunica la pieza con el Keel Block.

Molde: como el molde utilizado por la empresa es de arena ligada con resina, en la simulación se utilizó de la base de datos del software “Silica_dry”, con una temperatura inicial de 35°C, que es, aproximadamente, la temperatura ambiente en la fundición, según lo informado por la empresa.

Mazarotas: si bien no forman parte de la pieza, integran el sistema de alimentación, y se utilizan con el objetivo de que sean las últimas zonas en solidificar, convirtiéndose de esta forma en un reservorio de líquido para compensar la contracción volumétrica producto de la solidificación, minimizando la porosidad final de la pieza.

Manguitos exotérmicos: estos son recubrimientos exotérmicos, que se utilizan para aislar las mazarotas y convertirse en una fuente de calor, a partir de una reacción exotérmica cuando alcanzan determinada temperatura, de manera de maximizar el tiempo en el que las mazarotas se encuentran en estado líquido. El material elegido para estos elementos fue uno provisto por la base de datos del Magma (“Exotérmic Sleeve”) y que inicialmente se encuentra a la misma temperatura que el molde

Enfriadores: como su nombre lo dice su función es la de mejorar la extracción de calor, aumentando la velocidad de solidificación local, razón por la cual son colocados en zonas cuidadosamente elegidas para direccionar la solidificación hacia las mazarotas. Estos elementos, están hechos del mismo tipo de acero que el de la pieza (acero PC), por lo tanto en el modelo se eligieron enfriadores de acero, provisto por la base de datos, con una temperatura inicial igual a la del molde.

En cuanto a la discretización realizada, se utilizó el mallado automático que realiza el programa, el cual generó 1963590 elementos, quedando un tamaño promedio de elemento de 1069mm³.

2.3.1.2 Bloque de Estudio

Debido a que este bloque es de un tamaño importante, se cuela en un molde separado. El colado del mismo se realiza directamente a través de una mazarota que posee en la parte superior, como se muestra en la figura 2.5. El objetivo de la mazarota es asegurar el bloque este sano en la parte central, zona de donde son extraídas las probetas para ensayos mecánicos. La mazarota posee un recubrimiento exotérmico para aumentar su eficiencia

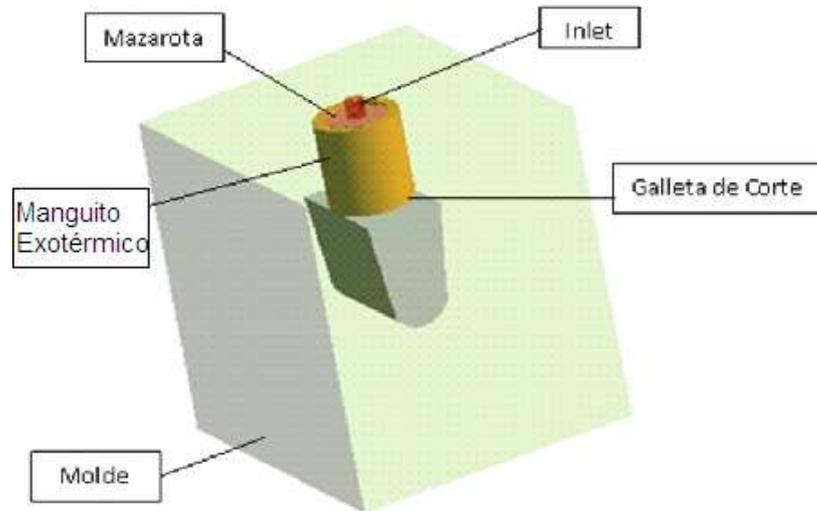


Figura 2.5. Modelo del Bloque de Estudio.

El único elemento nuevo utilizado en este modelo es la denominada “galleta de corte”, la cual tiene como finalidad generar el cuello de la mazarota, reduciendo la sección que comunica la mazarota con la pieza, con el fin de asegurar la ausencia de un punto caliente en la zona de unión pieza-mazarota y facilitar su remoción luego del desmoldeo.

Como se mencionó anteriormente, los materiales y parámetros utilizados para este modelo fueron los mismos que para el modelo del Carretel y del Keel Block. Para la discretización nuevamente se utilizó el mallado automático, dando como resultado 878592 elementos, con un tamaño promedio de 261 mm³ por elemento.

En la tabla 2.2 se muestran algunos de los parámetros más importantes de cada modelo.

	Pieza y Keel Block	Bloque de Estudio
Temperatura de colado	1595°C	1595°C
Tiempo de llenado	60 s	8 s
Temperatura molde	35°C	35°C
Tamaño promedio de elemento	1069mm ³	261 mm ³

Tabla 2.2. Parámetros utilizados en los modelos.

2.3.2 Descripción de los parámetros analizados

Con el fin de analizar y comparar las condiciones de enfriamiento y solidificación de las piezas, se observaron los siguientes parámetros arrojados por el Magma:

Curva de enfriamiento: el software permite elegir algún punto de la pieza arbitrariamente, y sobre este registrar los valores de temperatura en función del tiempo, una vez que finaliza la etapa de llenado del molde, lo cual permite construir la curva de enfriamiento (Temperatura vs. Tiempo) de dicho punto.

Tiempo de solidificación o Solidification time: este parámetro mide el tiempo que transcurre desde que se inicia la solidificación en cualquier parte del componente, hasta que la temperatura en el

punto de interés desciende por debajo de la de sólidos. Este parámetro tiene mucha utilidad a la hora de diseñar un sistema de alimentación, debido a que permite seguir el avance de la solidificación a lo largo de la pieza y analizar el direccionamiento de la misma hacia las mazarotas.

Líquidus to Sólidos: este parámetro mide el tiempo que transcurre desde que la temperatura en un punto de interés desciende desde la de líquido hasta la de sólido, es decir, aproximadamente, es el tiempo desde el inicio hasta el fin de la solidificación en ese punto particular. Este parámetro es de mayor utilidad que el anterior para analizar el etapa de solidificación, ya que este no tiene en cuenta el tiempo que el punto está por encima de la temperatura de líquido.

Velocidad de enfriamiento 1 o Cooling rate: este criterio permite saber la velocidad de enfriamiento a una temperatura determinada en los distintos puntos de la pieza. Esta temperatura está definida en este caso como 2°C por encima de la temperatura de líquido, es decir a los 1498°C para el acero utilizado. Por lo tanto este parámetro da una idea de la velocidad de enfriamiento con la que se entra al intervalo de solidificación

Velocidad de enfriamiento 2 o Solidification rate: este parámetro es igual al anterior salvo que en este caso mide la velocidad de enfriamiento a una temperatura que está dada por la de sólido mas el 10% del rango líquido-sólido, es decir a las 1403°C para el acero utilizado. Esto permite obtener un valor de la velocidad de enfriamiento al final del intervalo de solidificación.

2.4 Resultados

Antes de comenzar con la descripción de los resultados de las simulaciones, se recuerda que estos no han sido verificados experimentalmente, es decir que las simulaciones no fueron validadas, lo cual es un punto crítico de toda simulación y permite verificar su aproximación con la realidad. Sin embargo, al analizar todas las piezas bajo las mismas condiciones y estar interesado en la comparación de resultados entre una pieza y la otra, y no en valores absolutos de parámetros para cada una de las piezas, se considera que la falta de validación no descarta los resultados obtenidos y que estos sean de mucha utilidad frente al mencionado análisis comparativo.

En cuanto a los resultados encontrados, como era de esperarse, al analizar los tiempos de solidificación y las velocidades de enfriamiento (figuras 2.6 y 2.7), se puede ver que las zonas que último solidifican son aquellas cercanas a las mazarotas. A su vez, en la pieza se ve claramente como la presencia de los enfriadores aumenta considerablemente la velocidad de extracción de calor en las zonas cercanas a estos, generando el direccionamiento de la solidificación hacia las mazarotas, siendo estas las últimas en solidificar.

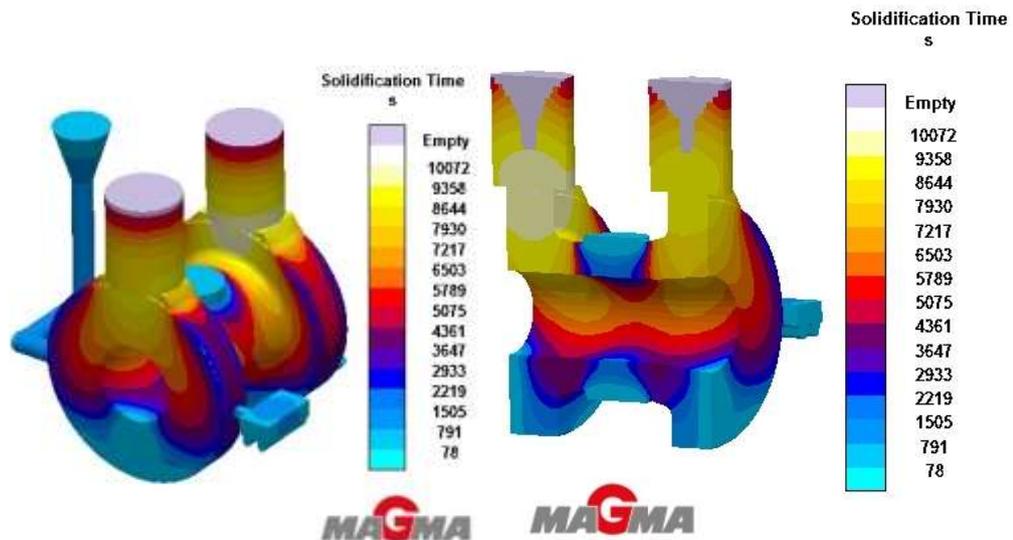


Figura 2.6. Tiempo de solidificación del carretel. Vista completa y corte longitudinal.

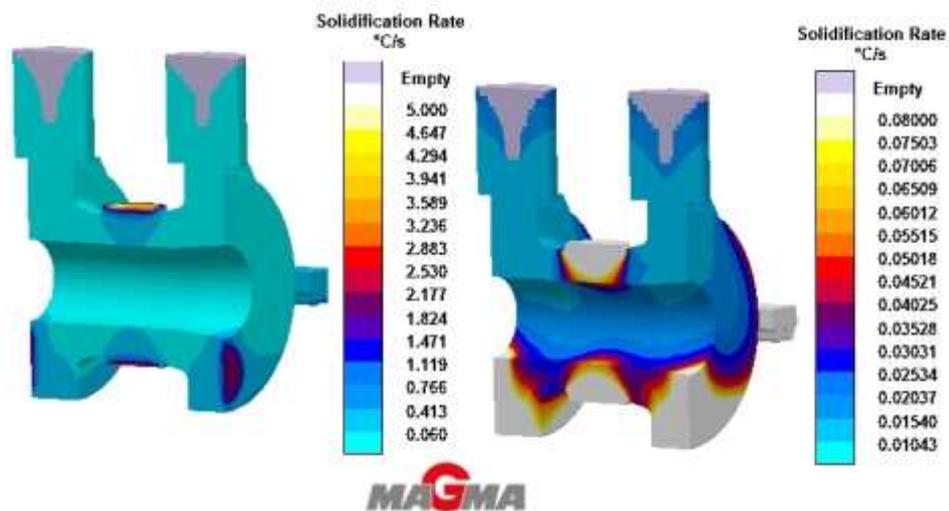


Figura 2.7. Velocidad de enfriamiento 2 (“Solidification Rate”) del carretel. Debido al gran rango de velocidades determinadas, se muestran dos imágenes con escales diferentes.

Los puntos elegidos para medir los parámetros a analizar fueron las zonas de extracción de las probetas, en el Keel Block y el Bloque de Estudio (BE1 y BE2), mientras que en el carretel se eligieron tres puntos de interés:

- (P1): la zona de menor velocidad de enfriamiento de la pieza, debajo de la mazarota.
- (P2): la zona del cambio de sección de la pieza, debido al efecto de concentración de tensiones, que a su vez va a estar influenciada por la mazarota.
- (P3): la zona de menor sección de la pieza, lejos de los enfriadores.

En la figura 2.8 se muestran dichos puntos, junto con los tiempos de líquido to sólido en todo el componente.

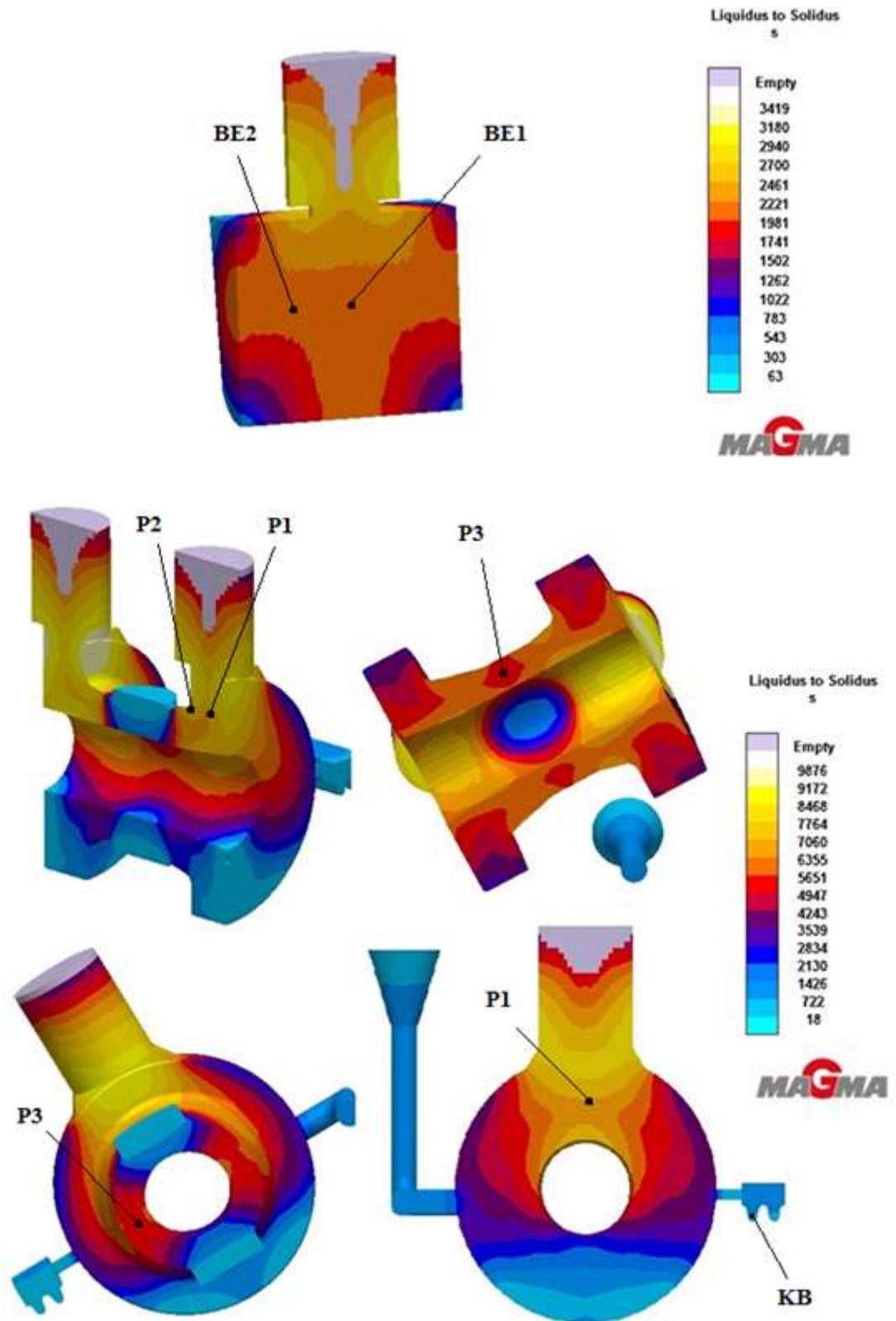


Figura 2.8. Tiempos líquidos to sólidos de para distintos cortes y vistas de las partes.

En la figura 2.9 se muestran los valores de “velocidad de enfriamiento 1” para el Carretel y el Bloque de Estudio.

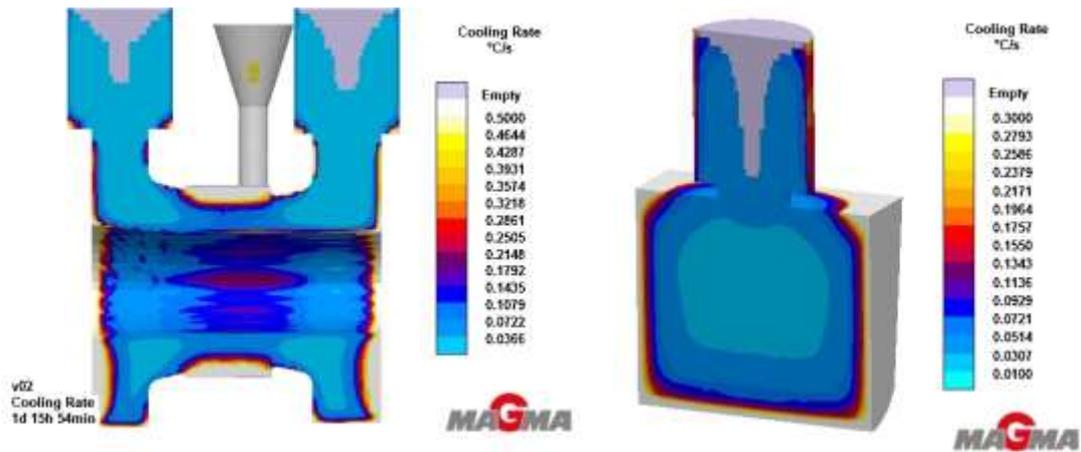


Figura 2.9. Valores de velocidad de enfriamiento previa al inicio de la solidificación.

En la tabla 2.3 se observan los valores de los parámetros analizados en los distintos puntos de las partes.

Parámetro	KB	BE1	BE2	P1	P2	P3
Tiempo de solidificación (s)	725	3106	2639	9416	9100	6328
Líquido to Sólido (s)	637	2140	2050	7620	7495	5494
Velocidad de enfriamiento 1 (°C/s)	0.31	0.029	0.033	0.017	0.029	0.06
Velocidad de enfriamiento 2 (°C/s)	0.162	0.048	0.05	0.014	0.012	0.019

Tabla 2.3. Valores de los parámetros en las zonas analizadas.

Se puede ver que el Keel Block en la zona analizada tiene un tiempo de líquido to sólido (de aquí en adelante a este se lo llamará tiempo de solidificación) de aproximadamente 11 minutos aproximadamente, mientras que en el Carretel la zona de menor velocidad de enfriamiento (P1) y la zona del cambio de sección (P2) lo hacen en 2.1 horas aproximadamente, y en las zonas de menor sección, lejos de los enfriadores (P3) en 1.5 horas. Como se mencionó anteriormente esta notable diferencia en los tiempos de solidificación hace que las propiedades en el Keel Block no sean representativas de la pieza. Por otro lado, si bien en el Bloque de Estudio se logra aumentar considerablemente los tiempos de solidificación a 37 minutos aproximadamente, en la figura 2.8 se puede observar que este valor solamente logra representar las zonas cercanas a los enfriadores en el Carretel. Sin embargo, este valor sigue estando muy alejado de los valores en las zonas de enfriamiento más lento de la pieza y de las zonas de menor sección, lejos de los enfriadores.

Por otro lado, es importante evaluar la velocidad de enfriamiento previo al comienzo de la solidificación, ya que esta va a permitir tener una idea, comparando entre los distintos puntos, del grado de subenfriamiento que es posible alcanzar, el cual va a determinar la tasa de nucleación de cristales. Este parámetro se obtiene a partir del valor de velocidad de enfriamiento 1, en el cual se observa que el Keel Block presenta una velocidad de enfriamiento de un orden de magnitud superior al Bloque de Estudio y del Carretel. Por otro lado, el bloque de estudio presenta valores de velocidad de

enfriamiento similares a los de la pieza e incluso llega a tener valores inferiores cuando se compara con el punto P3 (ver figura 2.9).

En la figura 2.10 se muestran las curvas de enfriamiento de los puntos analizados. En estas se puede ver claramente las diferencias en las velocidades de enfriamiento entre las partes, presentando el Keel Block un enfriamiento mucho más veloz con respecto al de los puntos analizados en el Carretel y en el Bloque de Estudio.

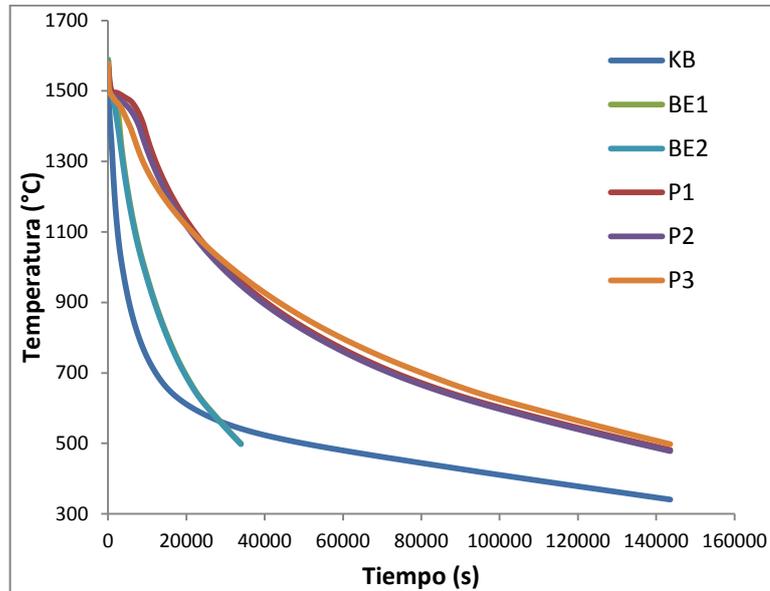


Figura 2.10. Curvas de enfriamiento de los puntos analizados.

En la figura 2.11 se muestran las mismas curvas de enfriamiento pero haciendo una ampliación de la región de solidificación. En esta se pueden notar claramente las diferencias en los tiempos de solidificación.

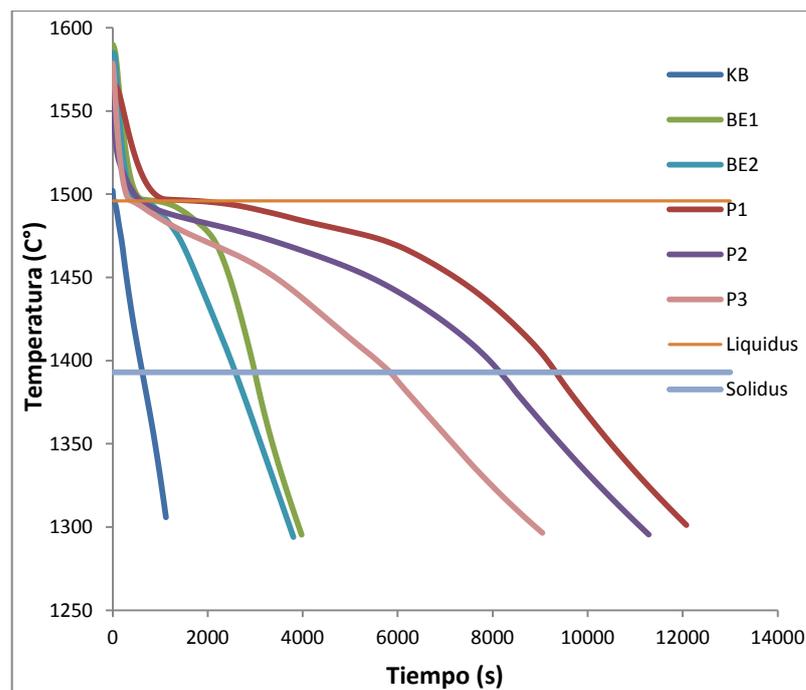


Figura 2.11. Curvas de enfriamiento en las zonas analizadas.

En la figura 2.11 queda claramente reflejado que las condiciones de enfriamiento del Keel Block, no representan de ninguna manera a las del Carretel. Por otro lado, se ve como el Bloque de Estudio llega a representar la velocidad de enfriamiento previa al comienzo de la solidificación del Carretel, sin embargo los tiempos de solidificación son marcadamente inferiores a los de los puntos de la pieza, lo cual también queda reflejado con el mayor valor de “velocidad de enfriamiento 2”.

Los resultados mostrados permiten concluir que el Bloque de Estudio puede llegar a representar las velocidades de enfriamiento previas al inicio de la solidificación en las zonas lejanas a los enfriadores del Carretel, pero el hecho de que presente tiempos de solidificación notablemente inferiores demuestra finalmente que el Bloque de Estudio no realiza una buena representación de las condiciones de solidificación y enfriamiento del Carretel.

2.4 Conclusiones

A partir de los resultados arrojados por las simulaciones se ve que el Keel Block no representa correctamente las condiciones de solidificación y enfriamiento del Carretel. Por otro lado se observa que si bien el Bloque de Estudio logra aumentar el tiempo de solidificación con respecto al Keel Block, e incluso posee tiempos de solidificación similares a las zonas cercanas a los enfriadores del Carretel, este sigue estando lejos de los tiempos que se dan en las zonas alejadas de los mencionados enfriadores, incluso en los lugares de menor sección.

Particularmente, los menores tiempos de solidificación del Bloque de Estudio con respecto a los puntos analizados del Carretel, permiten concluir que dicho bloque no representa las condiciones de enfriamiento de las zonas de interés pieza y por lo tanto tampoco su estructura de solidificación ni sus propiedades mecánicas. Teniendo en cuenta esta situación, se espera que las propiedades del Carretel sean todavía inferiores a las del Bloque de Estudio. Sin embargo, para cuantificar estas diferencias, habría que realizar una comparación entre las propiedades obtenidas de muestras extraídas del Bloque de Estudio y del Carretel, pero este análisis queda fuera del alcance de este trabajo.

Igualmente, debido a que la empresa solo ha entregado muestras extraídas del Bloque de Estudio y del Keel Block para su estudio, se realizaron los estudios sobre probetas extraídas de estas piezas para cuantificar al menos esta diferencia. Esto se detalla en los capítulos siguientes.

Capítulo 3

Estudio de microestructuras y propiedades mecánicas del “acero PC”.

3.1 Introducción y objetivos

En una primera instancia, para comenzar con los estudios, la empresa envió al INTEMA, una primera partida de material correspondiente a un acero denominado “acero PC”, utilizado por la empresa para el colado de carretes.

A partir de la problemática planteada, se decidió realizar un análisis microestructural y de propiedades mecánicas del acero PC a partir de muestras obtenidas del Keel Block y del Boque de Estudio, el cual pretende representar las propiedades del Carretel. Para ello, se plantearon para este capítulo, los siguientes objetivos:

- Realizar una caracterización microestructural de las muestras obtenidas del Keel Block y del Bloque de Estudio, para el estado As-cast y para los distintos ciclos térmicos a los que son sometidas, definiendo diferencias y similitudes.
- Analizar y comparar las propiedades mecánicas medidas a partir de probetas obtenidas del Keel Block y del Bloque de Estudio, y relacionarlas con su microestructura.
- Intentar establecer el motivo de la posible discrepancia entre las propiedades mecánicas encontradas entre las piezas analizadas y proponer posibles soluciones para mitigar estas diferencias.

3.2 Procedimiento experimental

Como se mencionó en el capítulo anterior, para evitar la destrucción de Carretes, las probetas “representativas” de este, fueron extraídas del Bloque de Estudio (BE). Por lo tanto, el análisis se realizó sobre muestras obtenidas de este bloque y del Keel Block (KB).

3.2.1 Descripción de las muestras

La empresa envió dos lotes de muestras para la caracterización microestructural. Uno de estos pertenecientes a muestras obtenidas del Keel Block (KB), y otro a muestras obtenidas del Bloque de Estudio (BE). Cada lote se compuso de cuatro muestras, cada una de estas con un historial térmico distinto. Las muestras identificadas como KB1 y BE1, corresponden a la pieza en estado bruto de colado (As-Cast) o estado 1. Las KB2 y BE2 corresponden a un Recocido o estado 2. Las KB3 y BE3 a un Normalizado o estado 3. Las KB4 y BE4 corresponden, a un estado que comprende varios ciclos térmicos: Recocido + Normalizado + Temple + Revenido, o estado 4. Una vez recibidas las muestras, se realizó el seccionamiento de las mismas para obtener las probetas. Las figuras 3.1 y 3.2 muestran nuevamente las zonas de extracción de las probetas. En la figura 3.3 y 3.4 se presentan las muestras

recibidas, y la forma en la que fueron seccionadas para poder realizar las metalografías, indicándose con flechas la zona de observación.

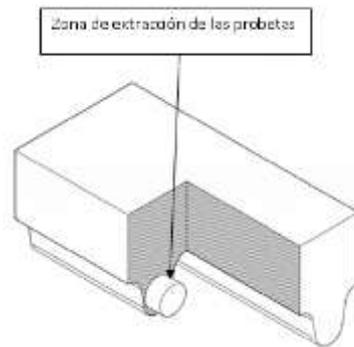


Figura 3.1. Zona de extracción de las probetas del Keel Block.

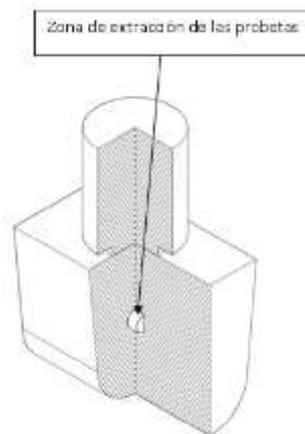


Figura 3.2. Zona de extracción de las probetas del Bloque de Estudio.

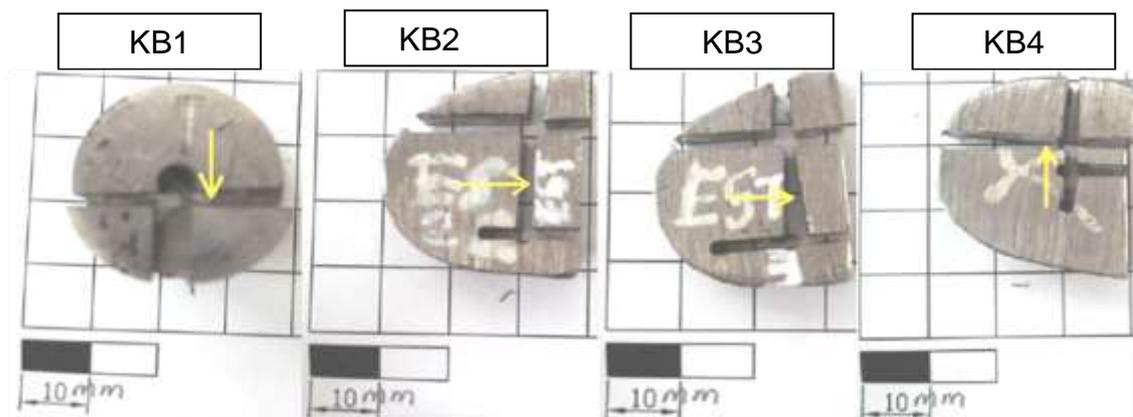


Figura 3.3. Set de muestras obtenidas del Keel Block. La flecha en amarillo indica la superficie observada en la metalografía.

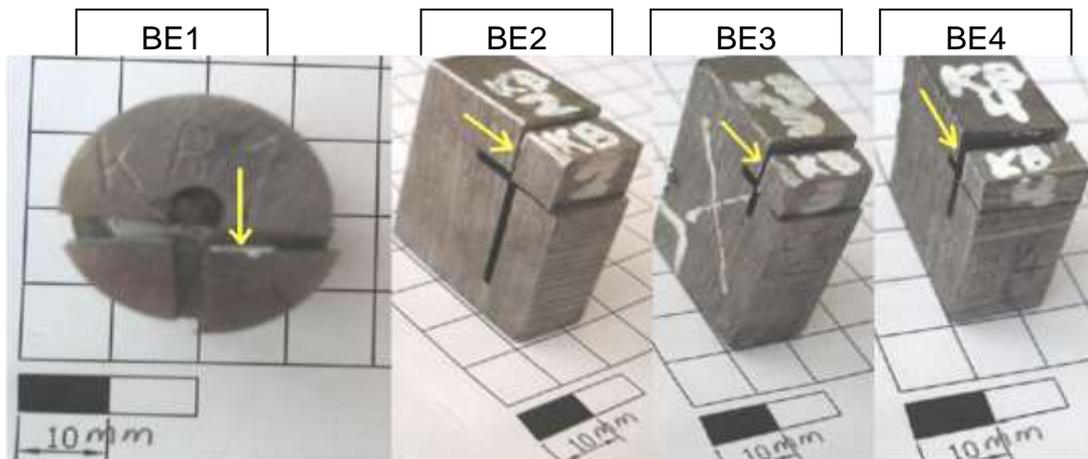


Figura 3.4. Set de muestras obtenidas del Bloque de Estudio. La flecha en amarillo indica la superficie observada en la metalografía.

A continuación, en la Tabla 3.1 se muestran los parámetros que caracterizan los tratamientos térmicos realizados sobre las piezas, según lo reportado por la empresa.

Tratamiento térmico	Temperatura máxima	Tiempo a temp. máxima	Enfriamiento
A-Recocido	~ 900 °C	~ 400 min	Horno
B-Normalizado	~ 900 °C	~ 400 min	Aire
C-Temple	~ 900 °C	~ 400 min	Agua
D-Revenido	~ 650 °C	~ 300 min	Horno

Tabla 3.1. Parámetros que caracterizan los tratamientos térmicos realizados.

3.2.2 Caracterización microestructural.

La caracterización microestructural de las muestras recibidas se realizó utilizando un microscopio Olympus, siguiendo los lineamientos de la norma ASTM E112 (1996) [31].

Las probetas fueron incluidas en Bakelita y se siguieron técnicas de desbaste y pulido tradicional, utilizando lijas al agua de distinto tamaño de grano, desde grano 80 hasta grado 1000, y paño con alúmina de 0.5µm. Finalmente las muestras fueron atacadas con Nital al 2%. La figura 3.5 muestra las muestras incluidas en bakelita utilizadas para la observación microestructural del Keel Block y del Bloque de Estudio. Cada bakelita contiene las 4 muestras correspondientes a cada ciclo térmico realizado.

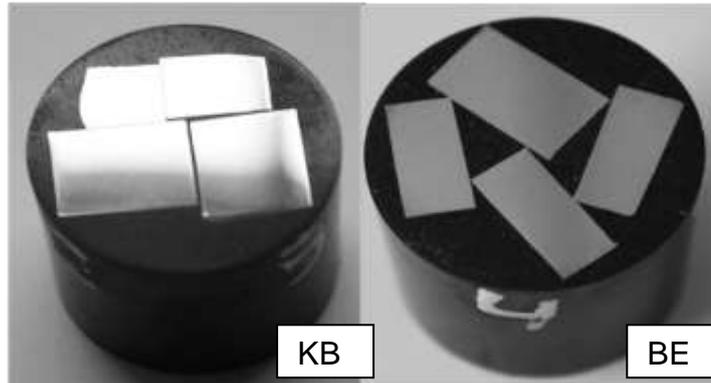


Figura 3.5. Muestras incluidas en bakelita.

Para observar la estructura de solidificación, se atacaron las muestras en estado As-cast con un reactivo específico que permite evidenciar mediante distintos colores y tonos la segregación de silicio generada por el avance del frente de solidificación, permitiendo revelar la estructura dendrítica. El ataque se realizó calentando el reactivo hasta alcanzar el punto de ebullición, luego se sumergió la muestra (sin incluir) en el reactivo y se mantuvo en constante agitación durante 2.5 minutos aproximadamente.

3.2.3 Ensayos de dureza

Se realizaron ensayos de dureza en tanto en el Keel Block como en el Bloque de Estudio para cada uno de los estados metalúrgicos analizados. Las mediciones se efectuaron sobre las muestras utilizadas para la caracterización microestructural, utilizando el método Brinell, con un indentador de 2.5mm de diámetro y una carga de 187.5 Kg. Los valores reportados corresponden a tres ensayos.

3.3 Resultados.

3.3.1 Composición química

Por cuestiones de confidencialidad de resultados, la composición química del acero con el que la empresa fabrica las piezas no se reporta en el presente trabajo. Sin embargo, como se mencionara anteriormente, este acero corresponde a un acero de la serie 13XX de la norma AISI para aceros colados de baja aleación que indica la presencia de Manganeso como elemento de aleación [33].

3.3.2 Caracterización microestructural

3.3.2.1 Análisis de inclusiones y porosidad

La figura 3.6 muestra dos metalografías correspondientes a distintas zonas del Keel Block, sin ataque químico. Se puede observar la presencia de una gran cantidad de inclusiones uniformemente distribuidas y la existencia de microrrechupes y porosidad dispersa. En la figura 3.7 se presentan dos metalografías pertenecientes al Bloque de Estudio, donde se puede apreciar una menor cantidad de inclusiones, de un tamaño sensiblemente mayor, y agrupadas en regiones más concentradas. A su vez también se puede observar la presencia de microrrechupes de un tamaño muy superior a los

encontrados en el Keel Block. Esto podría estar relacionado por el mayor tamaño de las zonas últimas en solidificar producto de la menor velocidad de enfriamiento. Por otro lado, podría estar relacionado con un funcionamiento deficiente de la Mazarota.

Es de esperarse que esta tendencia a la concentración de los defectos y al mayor tamaño de los microrrechupes sea mayor en el Carretel con respecto al Bloque de Estudio debido a su menor velocidad de enfriamiento. Sin embargo, para una correcta caracterización de la distribución y el tamaño de los defectos en el Carretel es necesario realizar un análisis sobre probetas extraídas de este.

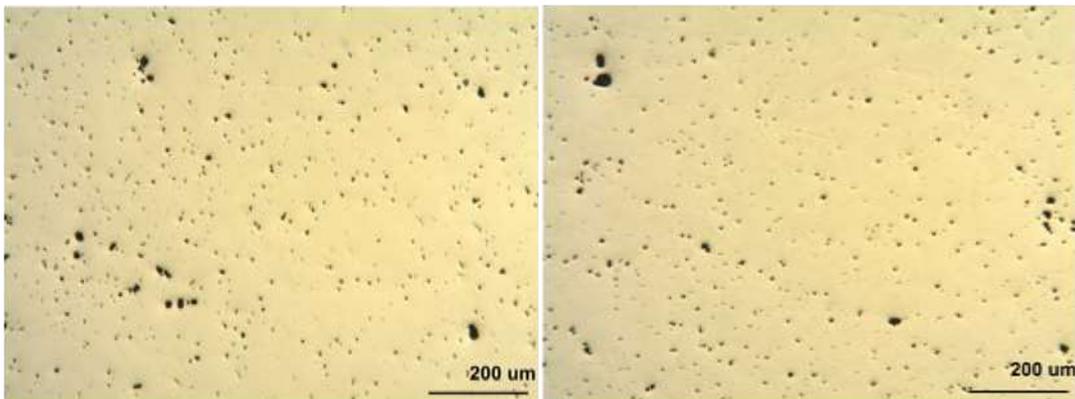


Figura 3.6. Metalografía del Keel Block sin ataque químico.

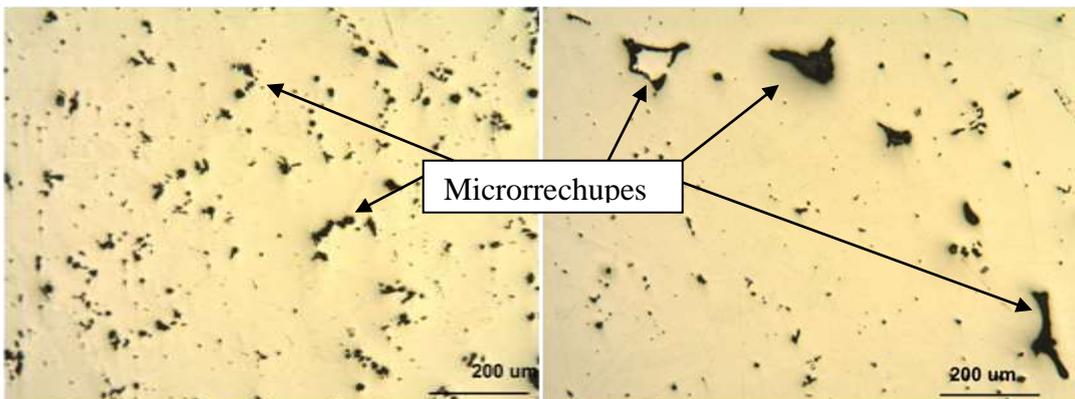


Figura 3.7. Metalografía del Bloque de Estudio sin ataque químico.

3.3.2.2 Análisis de la estructura de solidificación

En la figura 3.8 se pueden observar las estructuras de solidificación del Keel Block y del Bloque de Estudio, reveladas mediante ataque color. Las zonas marrones corresponden a las dendritas de la fase primaria, mientras que las zonas azuladas corresponden a las zonas interdendríticas. Claramente se ve el menor tamaño de las dendritas en el Keel Block producto de la mayor velocidad de enfriamiento o menor tiempo de solidificación. A su vez queda en evidencia que una estructura de solidificación más fina, permite una mayor dispersión de las zonas últimas en solidificar, (líquido interdendrítico), dando como resultado una microestructura más homogénea.

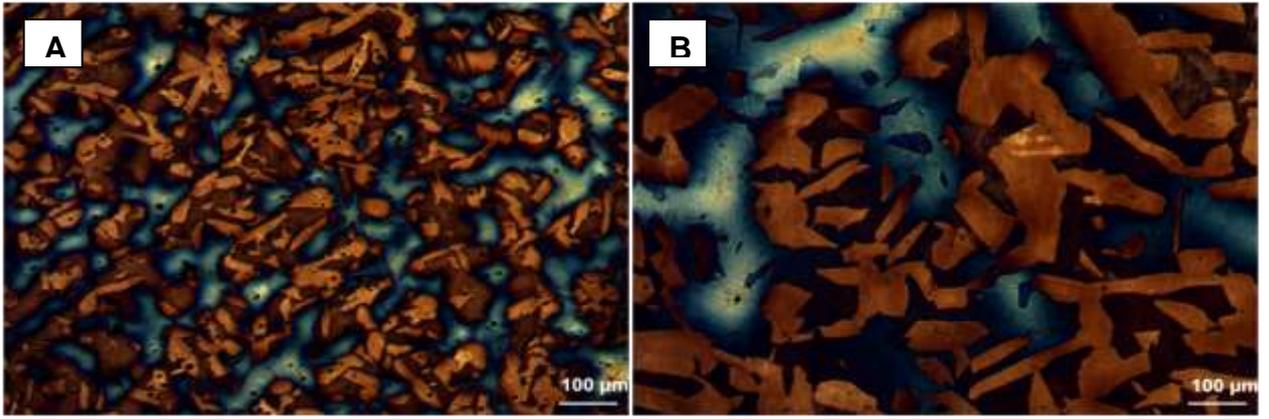


Figura 3.8. Estructura de solidificación revelada por medio de ataque color. A: Keel Block. B: Bloque de Estudio.

3.3.2.3 Análisis microestructural de muestras en estado As-cast

Las figuras 3.9 y 3.10 muestran, a distintas magnificaciones, las microestructuras en estado bruto de colado para el Keel Block (KB1) y el Bloque de Estudio (BE1). Se puede apreciar que ambas microestructuras están compuestas por una matriz ferrítico-perlítica, con porcentajes similares de ambas fases (aunque una ligera mayor proporción de perlita en la KB1). Sin embargo, la microestructura de KB1 presenta una morfología de fases más fina, consecuente con su mayor velocidad de enfriamiento.

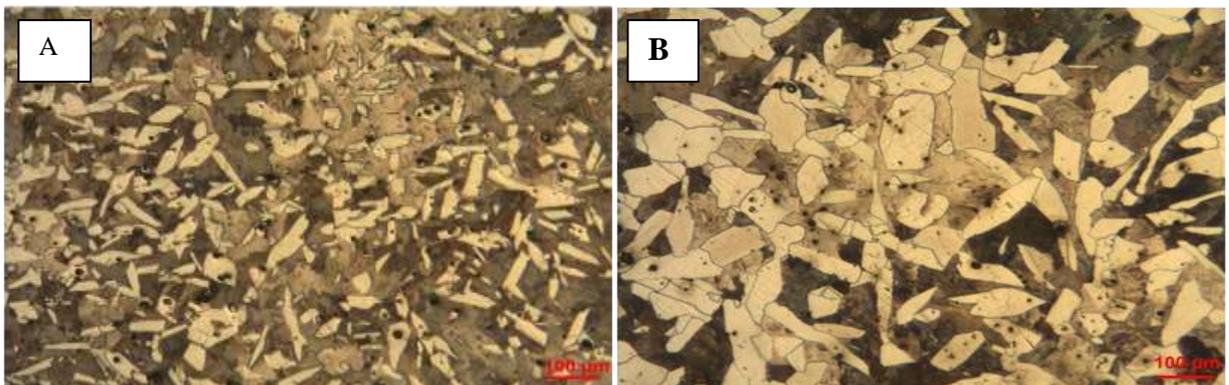


Figura 3.9. Microestructuras en estado bruto de colado. A: KB1. B: BE1

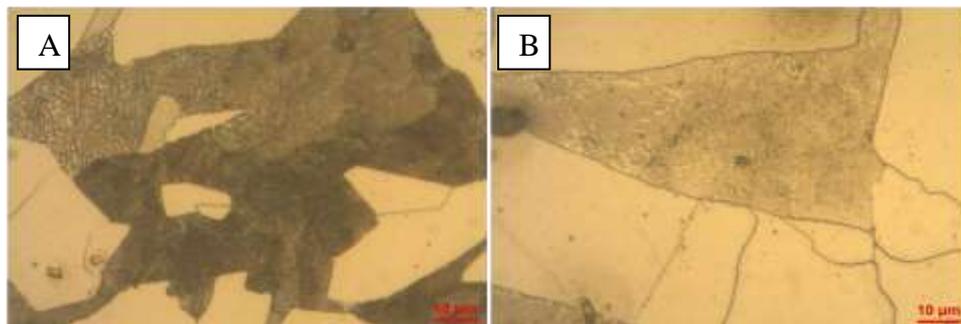


Figura 3.10. Microestructuras en estado bruto de colado a una mayor magnificación. A: KB1. B: BE1.

Por otro lado se, puede observar en ambos casos la presencia de ferrita intragranular con morfología de placas, identificada como ferrita idiomórfica [34]. Esta también se trata de ferrita

proeutectoide al igual que la alotriomórfica, sin embargo no nuclea en los bordes de grano de la austenita, si no que lo hace en inclusiones dentro del grano. La morfología en forma de placas se da debido al crecimiento lento de las intercaras coherentes o semicoherentes con respecto al de las intercaras incoherentes. Al mismo tiempo, se tiene que la observada en el Bloque de Estudio es más gruesa que en el Keel Block, debido al menor subenfriamiento [35] producto de la menor velocidad de enfriamiento.

La presencia de este tipo de ferrita es característica en aceros cuyo tamaño de grano austenítico es grande y poseen una gran cantidad de inclusiones [34], como es este caso. Esto se da debido a la baja densidad de bordes de grano de austenita, los cuales representan regiones de alta energía en la red cristalina, siendo sitios preferenciales para la nucleación de las nuevas fases. Es por esto que en un acero con un tamaño de grano chico (con alta densidad bordes de grano), no es de esperarse este tipo de ferrita, ya que esta fase va a nuclear en los bordes de grano preferentemente dando lugar al crecimiento de ferrita alotriomórfica.

3.3.2.4 Análisis microestructural de muestras en estado Recocido

Las figuras 3.11 y 3.12 muestran, a distintos aumentos, las microestructuras correspondientes al estado recocido para el KB (figuras 3.11-A y 3.12-A) y el BE (figuras 3.11-B y 3.12-B). Puede observarse que, como era de esperar para este tratamiento térmico, la matriz metálica está compuesta por ferrita y perlita, las mismas fases que las observadas en la muestras en estado bruto de colada. Sin embargo, existe una clara diferencia en la morfología y distribución de las fases al comparar estas muestras con las correspondientes al estado bruto de colada. En este caso, se observa una microestructura mucho más fina, debido al menor tamaño del grano de austenita dentro del cual se forman las fases durante el enfriamiento. Para el caso de las estructuras en estado bruto de colado, la austenita primaria (también denominada austenita no-recristalizada) posee un tamaño de grano grande, en este caso se observó que es del orden de los milímetros. Esto produce una morfología de fases gruesa. Sin embargo, cuando las muestras son sometidas a un tratamiento de recocido total, como en este caso, la austenización total produce la formación de una nueva austenita a partir de la estructura bruto de colado (denominada austenita recristalizada), la cual posee un tamaño de grano mucho menor con respecto a la primaria, debido a la mayor disponibilidad de sitios de nucleación, provistos por las interfases presentes en la microestructura como la ferrita/cementita en la perlita y bordes de grano. Este menor tamaño de grano de la austenita recristalizada hace que las fases que nuclean y crecen a partir de esta posean un tamaño mucho menor comparado con las obtenidas a partir de austenita no-recristalizada.

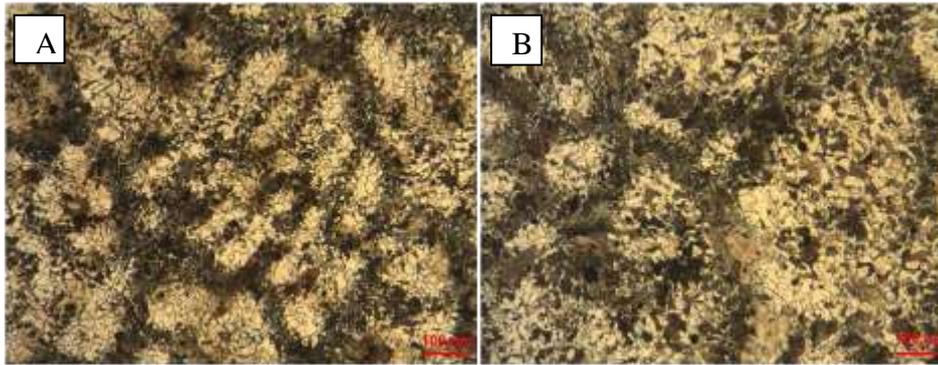


Figura 3.11. Microestructuras luego del Recocido. A: KB2. B: BE2.

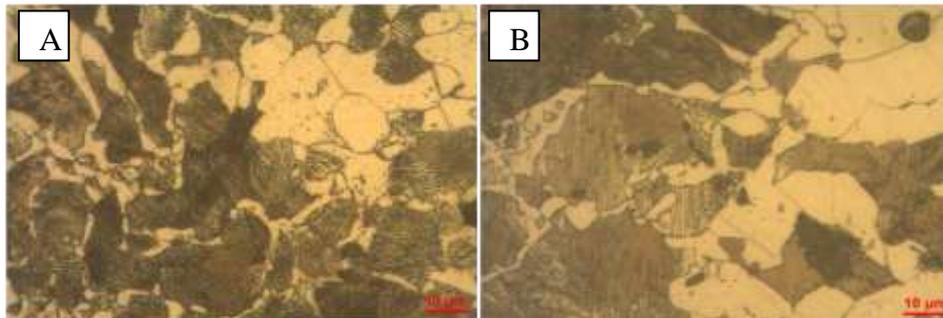


Figura 3.12. Microestructuras luego del Recocido a mayor aumento. A: KB2. B: BE2.

Comparando las microestructuras de la figura 3.12 A y B se puede observar que los granos de ferrita poseen una morfología levemente más fina en el KB con respecto al BE. Lo mismo ocurre con las colonias de perlita, según se observa en la figura 3.13 A y B. Esta situación se debe a un menor tamaño de grano de la austenita primaria producto de la mayor velocidad de enfriamiento durante la solidificación del KB respecto al BE.

Al mismo tiempo, en ambas metalografías de la figura 3.12 se puede observar el fuerte efecto de la segregación, dando como resultado que las colonias de perlita tengan mayor preferencia a formarse en las zonas últimas en solidificar, donde hay mayor concentración de carbono y elementos perlitizantes como el Mn. A su vez, se pudo observar que las zonas últimas en solidificar son de un tamaño superior en el Bloque de Estudio, producto del menor subenfriamiento y mayor tiempo de solidificación.

3.3.2.5 Análisis microestructural de muestras en estado Normalizado

Las figuras 3.13 y 3.14 muestran, a distintas magnificaciones, las microestructuras correspondientes al estado normalizado para el KB (figuras 3.13-A y 3.14-A) y para el BE (figuras 3.13-B y 3.14-B). La matriz nuevamente está compuesta por ferrita y perlita, en cantidades semejantes. Los microconstituyentes presentes son los mismos que para los casos anteriores, pero con una morfología más fina producto de la recrystalización de austenita durante el ciclo de austenizado y del enfriamiento más veloz, en aire (propio del Normalizado) en comparación con el enfriamiento en horno propio del Recocido. Por otro lado se observa que si bien las proporciones de fases son similares

en ambos bloques, el Keel Block presenta una morfología más fina producto del menor tamaño de grano de la austenita de partida y a la mayor velocidad de enfriamiento durante el normalizado.

Comparando las metalografías de la figura 3.13 con las de la 3.11 se puede observar que, en el estado normalizado, la formación de perlita en zonas interdendríticas, altamente segregadas, no es tan marcada como en el recocido. Esto podría deberse a que durante el enfriamiento más lento del recocido, la perlita nuclea y crece con menores subenfriamientos, y por lo tanto lo hace en las zonas donde sea necesaria una menor energía de activación para su formación, es decir las zonas segregadas con mayor contenido de C y Mn. En el Normalizado, los mayores subenfriamientos podrían generar que la perlita nucleee y crezca más homogéneamente en toda la microestructura. Sin embargo, las proporciones de fases son similares a las del estado recocido.

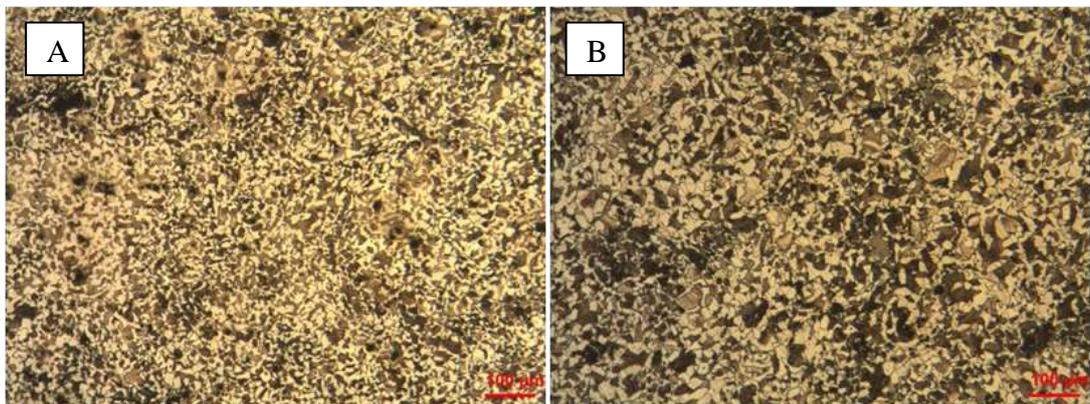


Figura 3.13 Microestructuras correspondientes al estado de Normalizado. A: KB3. B: BE3.

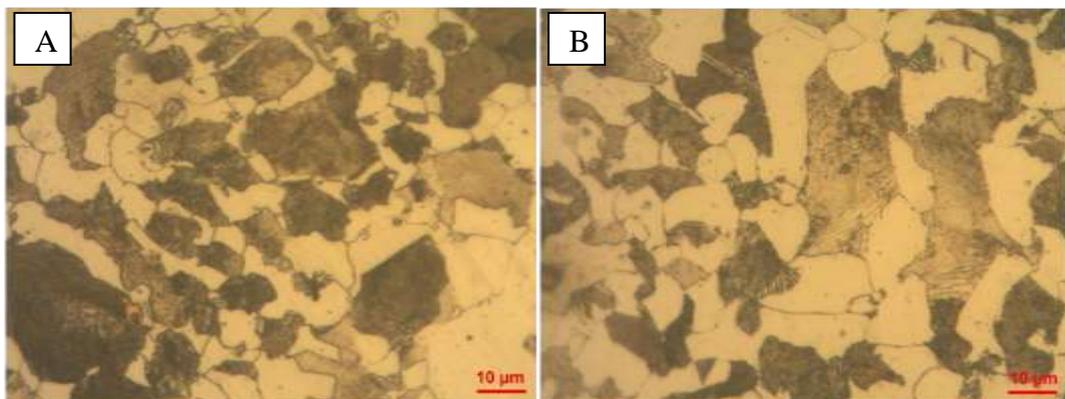


Figura 3.14. Microestructuras correspondientes al estado de Normalizado a un mayor aumento. A: KB3. B: BE3.

3.3.2.6 Análisis microestructural de muestras estado Recocido + Normalizado + Temple + Revenido

Las figuras 3.15 y 3.16 muestran a distintas magnificaciones, las microestructuras obtenidas luego de la secuencia de tratamientos térmicos de recocido + normalizado + temple + revenido (estado 4), para el Keel Block y el Bloque de Estudio. Se observa que la muestra correspondiente al

KB presenta una microestructura compuesta por bainita (zonas blancas) y martensita revenida (zonas oscuras). Por otro lado, la microestructura del BE está formada por ferrita y perlita. Como se observa en la figura 3.16-B la cementita de la perlita presenta una morfología globular producto del prolongado tiempo a alta temperatura (300 min a 650°C) durante el tratamiento de revenido, lo cual le permite tomar esta morfología de manera de reducir la energía del sistema, disminuyendo el área de interfase ferrita/cementita. Esto se produce, debido a que a esa temperatura la movilidad atómica es suficiente como para que se produzca el cambio en la morfología de la cementita durante el tiempo de mantenimiento a la temperatura de revenido.

Por otro lado, la diferencia microestructural entre ambas piezas se relaciona con que, debido a la diferencia de tamaños, la velocidad de enfriamiento durante la etapa temple, en las zonas analizadas promueve distintas microestructuras. Para el caso del Keel Block, al tener menor tamaño, se promueve la formación de fases de baja temperatura, mientras que el mayor tamaño del Bloque de Estudio genera que la zona analizada se enfríe a una menor velocidad y que la austenita se descomponga en productos de alta temperatura (ferrita y perlita).

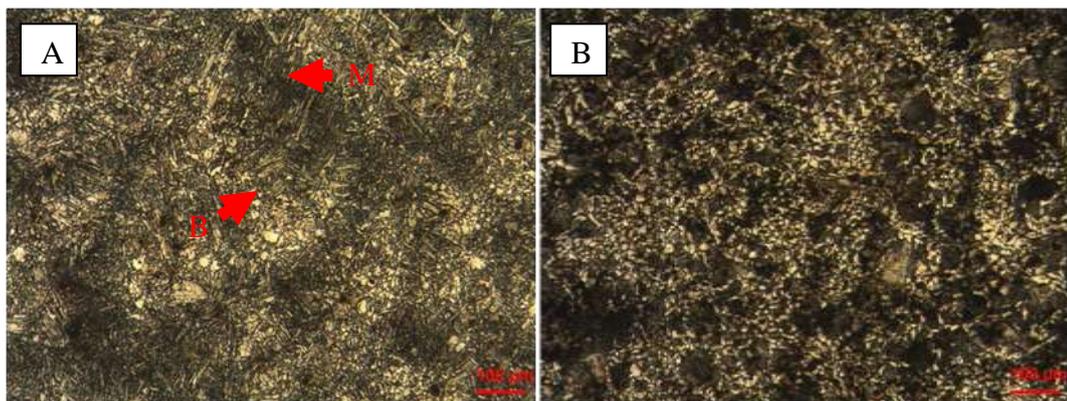


Figura 3.15. Microestructuras correspondientes al estado recocido + normalizado + temple + revenido. A: KB4. B: BE4.

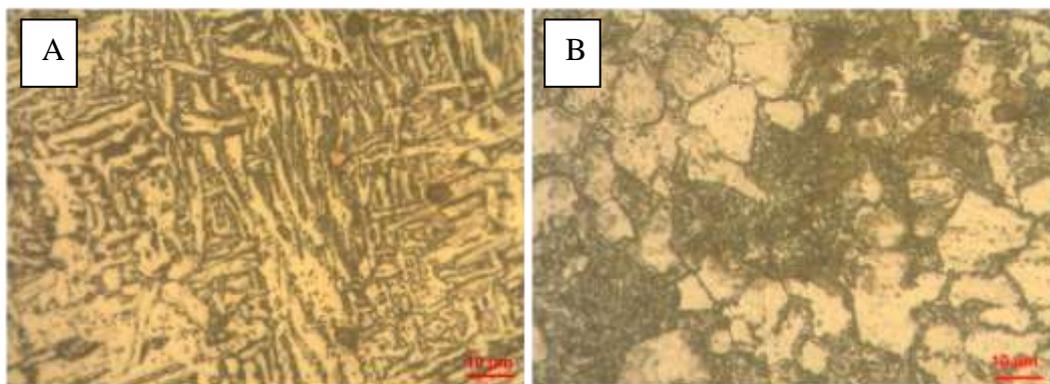


Figura 3.16. Microestructuras correspondientes al estado recocido + normalizado + temple + revenido a un mayor aumento. A: KB4. B: BE4.

En la figura 3.17 se pueden observar las microestructuras (para iguales aumentos) correspondientes a los cuatro estados metalúrgicos analizados, para el Bloque de Estudio. En esta se

puede observar claramente como los sucesivos tratamientos térmicos logran refinar en gran medida la microestructura obtenida en el estado As-cast. Este refinamiento tiene dos contribuciones, la primera es el refinamiento que se produce durante la etapa de austenizado por la recristalización de la austenita, y la segunda es producto de la velocidad de enfriamiento característica de cada tratamiento térmico. A su vez, el refinamiento generado por los austenizados, reduce en gran medida la diferencia el tamaño de grano austenítico entre el Bloque de Estudio y el Keel Block con respecto al estado As-cast.

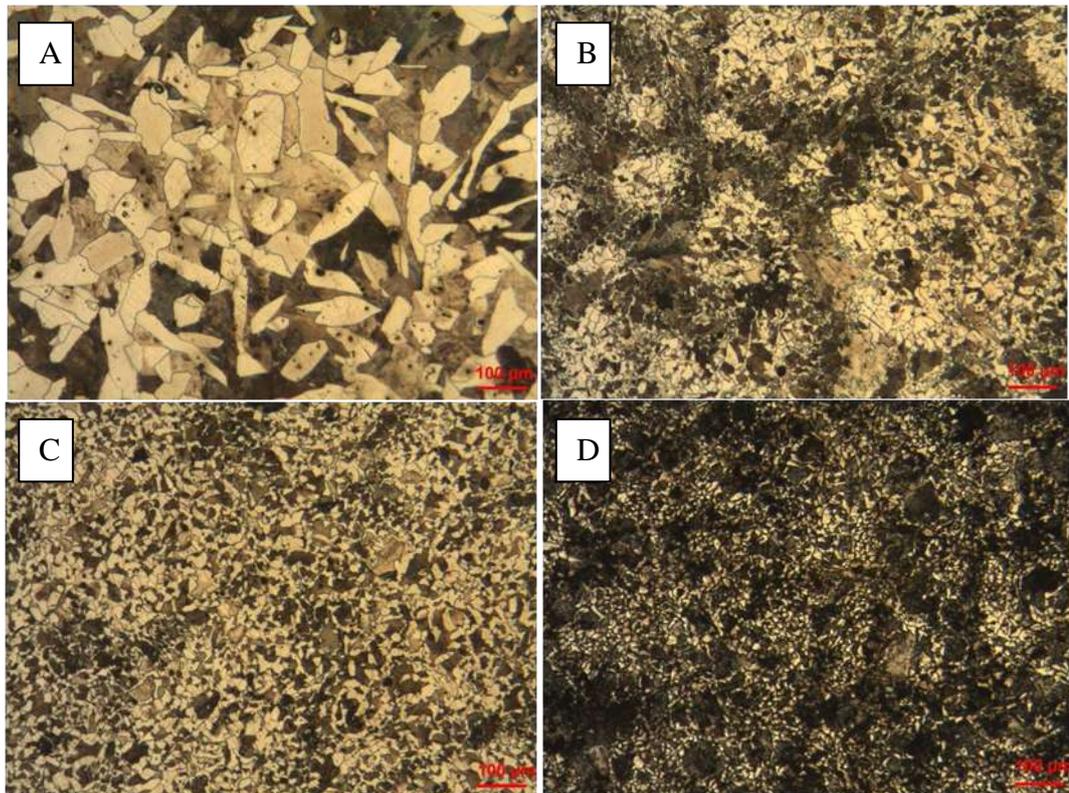


Figura 3.17. Microestructuras correspondientes al Bloque de Estudio para los 4 estados metalúrgicos analizados. A: BE1. B: BE2. C: BE3. D: BE4.

A partir de las observaciones microestructurales, es posible concluir que el ciclo térmico recocido + normalizado + temple + revenido, produce un gran refinamiento de la microestructura a partir de los sucesivos austenizados. Sin embargo, este ciclo es ineficiente ya que resulta en un gran consumo de energía y tiempo, y cada ciclo térmico realizado borra la microestructura del anterior. Una alternativa mucho más razonable, para refinar la microestructura sería la de realizar un ciclado en el que se lleve a la pieza a una temperatura por encima de la temperatura A3, es decir al campo austenítico, y posteriormente se la enfríe por debajo de la temperatura eutectoide dentro del horno, repitiéndolo tantas veces como sea necesario hasta lograr el refinamiento deseado.

3.3.3 Análisis de las propiedades mecánicas.

A continuación se analizarán las propiedades mecánicas obtenidas a partir de probetas mecanizadas del Keel Block y el Bloque de Estudio, y se las relacionará con su microestructura. La tabla 3.2 lista las propiedades a la tracción, evaluadas en la empresa, mostrando valores de tensión de rotura (σ_R), tensión de fluencia (σ_F), deformación porcentual a la rotura (δ) y dureza Brinell (evaluada en la DMI) para las probetas correspondientes a los distintos tratamientos térmicos. Es importante mencionar que los resultados reportados por la empresa surgen de una única probeta por muestra, por lo tanto las conclusiones que se puedan obtener son solo parciales ya que sería necesario por lo menos tres probetas por punto para tener un valor promedio confiable. Al mismo, no se contó con las probetas fracturadas y por lo tanto no se pudo determinar la causa de la falla de la misma. Sin embargo, en el caso del Keel Block, si bien la empresa ha reportado un solo valor, esto no resultaría un inconveniente ya que la empresa ha realizado numerosos ensayos sobre estos probetores y ha informado que los valores determinados caen dentro del rango que se obtiene normalmente. Pero, para el caso del Bloque de Estudio, no se han realizado más ensayos que los reportados, por lo tanto a la hora de analizar los resultados, estos no son muy confiables ya que hay que tener en cuenta la dispersión que hay para este tipo de ensayos, más aun teniendo en cuenta la cantidad de defectos que presentan las coladas. Es importante mencionar que las propiedades encontradas para el Keel Block son similares a reportadas en literatura para este tipo de aceros [33].

Probeta	Tratamiento Térmico	Rotura σ_R (Mpa)	Fluencia σ_F (Mpa)	Deformación δ (%)	Dureza D (HB)
KB	As cast	673,00	400,00	15,00	182
	Recocido	594,00	382,00	32,00	178
	Normalizado	630,00	425,00	29,00	190
	Rec+N+T+R	630,00	407,00	26,00	187
BE	As cast	337,00	-	-	180
	Recocido	516,00	334,00	10,00	175
	Normalizado	560,00	385,00	10,00	181
	Rec+N+T+R	565,00	371,00	25,00	168

Tabla 3.2. Propiedades mecánicas obtenidas del PE y el KB, para los distintos tratamientos térmicos realizados. Acero PC.

A continuación se muestra un análisis de la evolución de las propiedades mecánicas en función de la microestructura obtenida para los diferentes tratamientos térmicos realizados, tanto para el KB como para el BE.

3.3.3.1 Propiedades mecánicas para los distintos estados metalúrgicos del Keel Block

En la figura 3.18 se muestra la microestructura y los valores de propiedades mecánicas en tracción y de dureza, para las probetas obtenida a partir del KB en estado bruto de colado. En la figura 3.19 se presentan las propiedades para las probetas obtenidas luego del tratamiento de recocido.

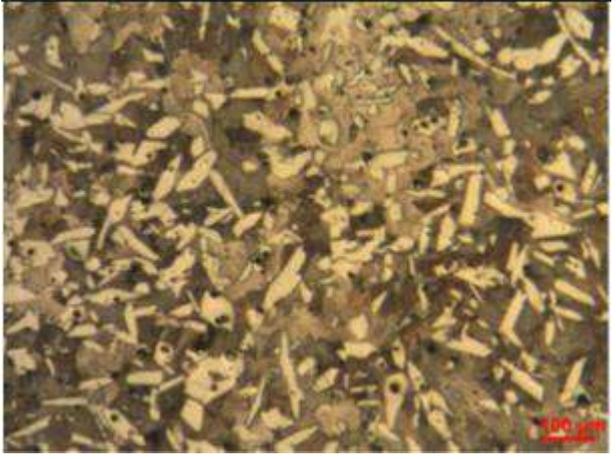
KB1	
$\sigma_R = 673$ MPa	
$\sigma_F = 400$ MPa	
$\delta = 15$ %	
D = 182 HB	

Figura 3.18. Propiedades en tracción y microestructura para las probetas KB1 (As-cast).

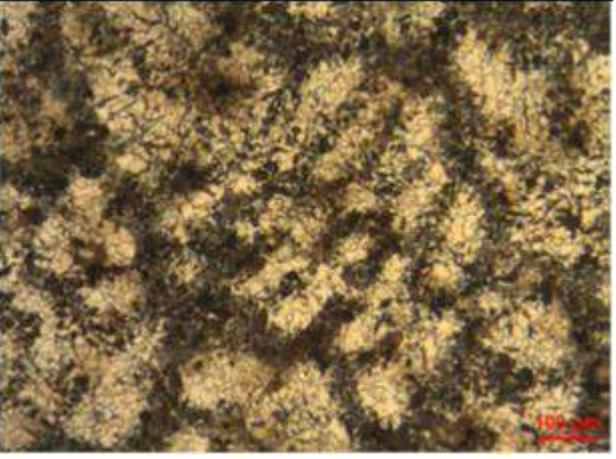
KB2	
$\sigma_R = 594$ MPa	
$\sigma_F = 382$ MPa	
$\delta = 32$ %	
D = 178 HB	

Figura 3.19. Propiedades en tracción y microestructura para las probetas KB2 (recocido).

Como se mencionó anteriormente, luego de realizar el tratamiento de recocido, se produce un refinamiento en la microestructura debido al austenizado total y un aumento en el porcentaje de ferrita, con respecto al estado bruto de colado, producto de la menor velocidad de enfriamiento. El incremento del porcentaje de ferrita con respecto al estado As-cast, se ve reflejado en las propiedades mecánicas obtenidas, ya que se verifica la disminución de las tensiones de rotura y de fluencia y al mismo tiempo un aumento en la deformación a la rotura.

En la figura 3.20 se muestran las propiedades en tracción y la microestructura correspondiente a las probetas sometidas al tratamiento de Normalizado. Esta microestructura presenta un leve incremento en la tensión de rotura y fluencia, manteniendo un valor elevado de deformación, con respecto a las probetas en estado de recocido. Para este caso, se observa nuevamente una microestructura ferrítico-perlítica con porcentajes de fases similares a los encontrados en el estado recocido, pero con una microestructura más fina producto de una mayor velocidad de enfriamiento. El aumento en la tensión de fluencia y rotura estaría directamente relacionado con el refinamiento en la microestructura mostrado anteriormente. A su vez, también se observa que los valores de dureza medidos son muy similares para estos tres estados, lo cual es consistente con que se hayan observado los mismos microconstituyentes.

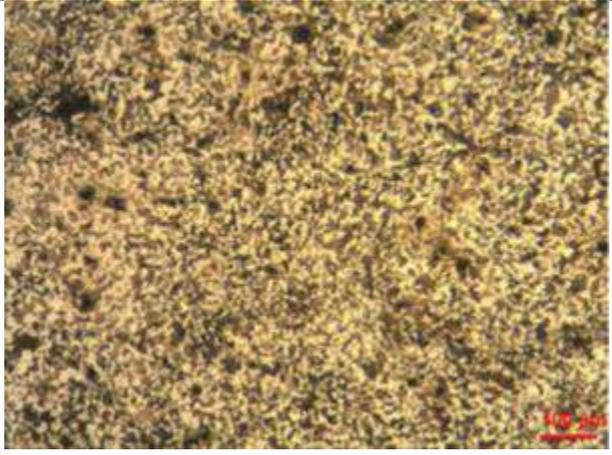
KB3	
$\sigma_R = 630 \text{ MPa}$	
$\sigma_F = 425 \text{ MPa}$	
$\delta = 29\%$	
D=190 HB	

Figura 3.20. Propiedades en tracción y microestructura para las probetas KB3 (Normalizado).

En la figura 3.21 se observan las propiedades en tracción y la microestructura para las probetas en el estado Rec + Norm + TyR. En este caso en particular si bien las propiedades mecánicas son similares a las obtenidas en el tratamiento de normalizado, la microestructura está compuesta por porcentajes similares de bainita y martensita revenida. Las propiedades mecánicas informadas son similares a las reportadas en la literatura para este tipo de acero y microestructura [33].

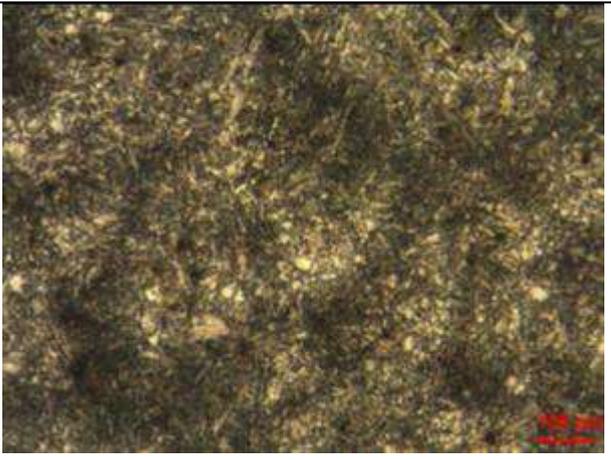
KB4	
$\sigma_R = 630 \text{ MPa}$	
$\sigma_F = 407 \text{ MPa}$	
$\delta = 26\%$	
D=187 HB	

Figura 3.21. Propiedades en tracción y microestructura para las probetas KB4 (recocido + normalizado + temple + revenido).

A partir de los requerimientos de propiedades mecánicas para la pieza bajo estudio, los cuales se incluyen en la Tabla 1, surge que las probetas en estado as-cast y recocido no cumplen con las propiedades mecánicas mínimas requeridas ya que la muestra en estado as-cast no llega al valor mínimo de tensión de fluencia (614 MPa) ni al de deformación a la rotura (18%), mientras que la muestra en estado Recocido no cumple con el requisito de tensión de fluencia.

Por otro lado la muestra en el estado Rec + Nor+ TyR está muy cerca de cumplir con los requisitos (solamente 7 MPa por debajo en la tensión de fluencia) y la única muestra que cumpliría con todas las propiedades requeridas, sería la sometida al tratamiento de normalizado, lo cual demuestra que con una microestructura ferrítico-perlítica, con aproximadamente 50% de cada

microconstituyente y con un determinado refinamiento microestructural, es posible alcanzar las propiedades requeridas.

3.3.3.2 Propiedades mecánicas para los distintos estados metalúrgicos del Bloque de Estudio

A continuación se muestran en la figura 3.22 las propiedades mecánicas y la microestructura correspondiente a la probeta obtenida del Bloque de Estudio, en estado As-cast. Las propiedades mostraron un marcado deterioro, en especial en la tensión de fluencia y en el alargamiento a la rotura, con respecto a las probetas extraídas del Keel Block en el mismo estado metalúrgico. Esto podría deberse a la gran cantidad de zonas de alta concentración de inclusiones y microrrechupes observadas, asociadas a las zonas últimas en solidificar (ver figura 3.7). La presencia de estos defectos justificaría el hecho de que la probeta se haya fracturado antes de registrarse la fluencia del material. A su vez, como ha sido mencionado en la sección anterior, la estructura de solidificación del BE es más basta, comparada con aquella obtenida a partir del KB, lo cual también iría en detrimento de las propiedades mecánicas. Sin embargo, en este caso particular la disminución de propiedades está claramente asociada a la presencia de defectos en la probeta. Por otro lado, este es un claro ejemplo de porque es necesario realizar varios ensayos para poder tener un valor representativos de las propiedades del material. El caso del valor de dureza, si es representativo, ya que este no está influenciado por la presencia de grandes defectos en la probeta.

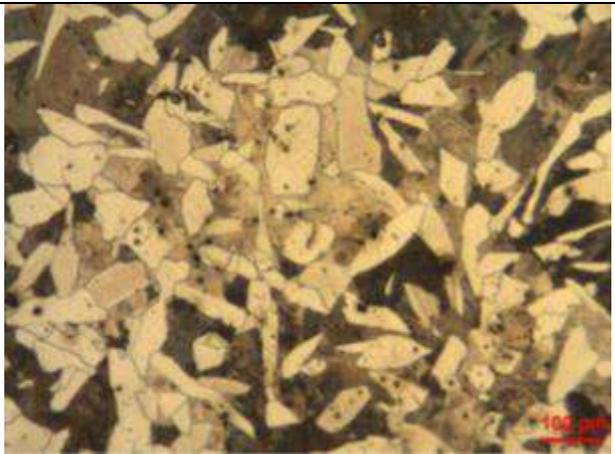
BE1	
$\sigma_R = 337 \text{ MPa}$	
$\sigma_F = -$	
$\delta = 0\%$	
D=180 HB	

Figura 3.22. Propiedades en tracción y microestructura para las probetas BE1 (bruto de colado).

En la figura 3.23 se muestran las propiedades y microestructura para la probeta sometida al tratamiento térmico de recocido. En este caso, se ha encontrado una mejora en todas las propiedades mecánicas, con respecto al estado As-cast. Al igual que en el Keel Block el refinamiento de la microestructura debería haber mejorado las propiedades mecánicas, sin embargo su contribución resulta despreciable frente a la mejora producida por el hecho de que no haya defectos tan grandes en la muestra como para provocar su fractura en el régimen elástico, como fue el caso de la muestra As-cast. Por otro lado, a pesar de que la microestructura es similar a la obtenida para la probeta KB2, esta

es más gruesa, correspondiente a una estructura de solidificación de mayor tamaño. Esta situación, sumada a la presencia de defectos de mayor tamaño, hace que las propiedades mecánicas para al mismo tratamiento térmico, sean menores en el caso de las probetas obtenidas del BE.

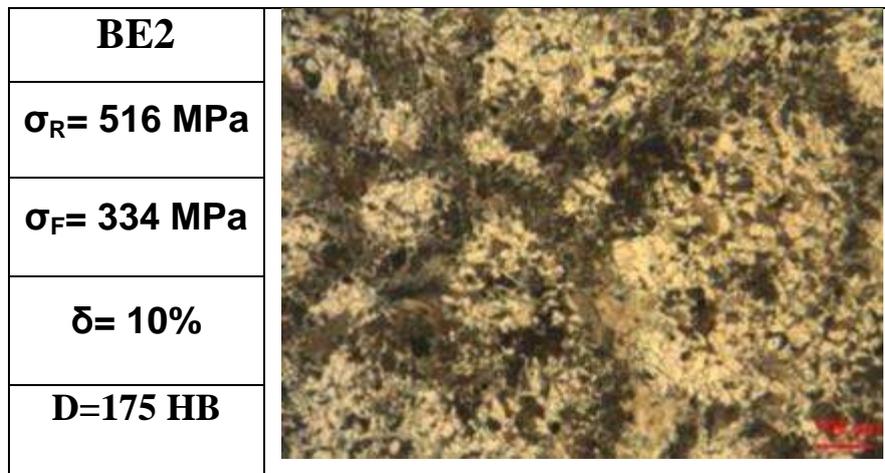


Figura 3.23. Microestructura y propiedades en tracción para las probetas BE2 (recocido).

Con respecto a las propiedades obtenidas luego del tratamiento de normalizado, se ha encontrado un incremento en la tensión de rotura y de fluencia respecto a las encontradas en el estado recocido (ver figura 3.24). Este aumento de las propiedades mecánicas se debe al refinamiento de grano. Nuevamente, por lo mencionado para el caso anterior, las propiedades mecánicas han sido inferiores a las obtenidas en la probeta del KB, para el mismo tratamiento térmico. Debido a que se observaron proporciones de fases similares en ambos probeteros, la disminución en la tensión de rotura y el alargamiento a la rotura, puede ser justificada por la presencia de defectos de un mayor tamaño en el Bloque de Estudio mientras que la disminución en la tensión de fluencia podría ser producto de la morfología de fases más gruesa con respecto al Keel Block.

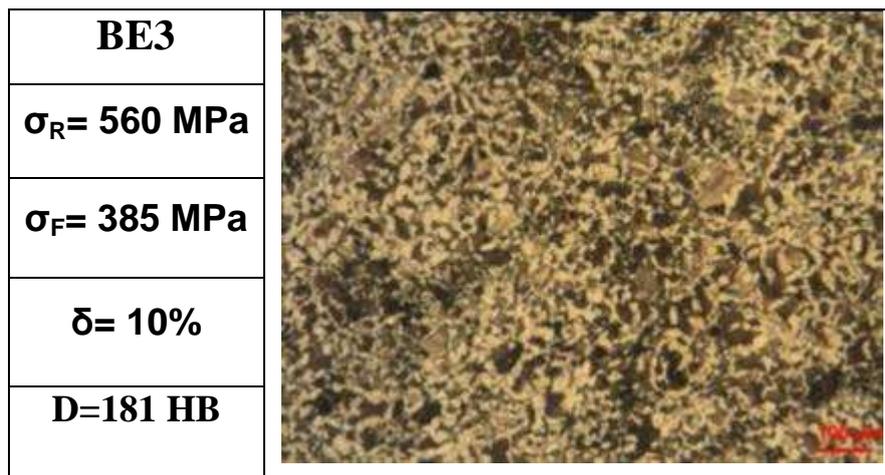


Figura 3.24. Microestructura y propiedades en tracción para las probetas BE3 (normalizado).

El último de los casos de análisis corresponde al estado 4. La microestructura en este caso corresponde a ferrita y perlita con cementita de morfología globular (ver figura 3.25). Para este tipo de microestructura, se ha encontrado un incremento en la elongación a la rotura y un aumento menos marcado en la resistencia a la rotura y tensión de fluencia, con respecto a los estados metalúrgicos

evaluados anteriormente. El refinamiento de grano, producto de los sucesivos austenizados, y la morfología globular de la cementita en la perlita serían los responsables de los cambios en las propiedades mecánicas. La morfología de la cementita es el factor más influyente en el aumento de la deformación a la rotura. Al mismo tiempo, este aumento en la elongación a la rotura también se encuentra influenciado por la menor cantidad de defectos observada en esta probeta (ver figura 3.26), con respecto a las probetas de los Bloques de Estudio de los restantes estados metalúrgicos analizados anteriormente. Por otro lado, la marcada inferioridad en las propiedades con respecto a las probetas sometidas al mismo tratamiento térmico del KB se debe a que, producto del menor tamaño de este, la velocidad de enfriamiento durante el ciclo de temple es lo suficientemente alta como para obtener bainita y martensita revenida, lo cual brinda una microestructura con mayores valores de tensión de rotura y fluencia con respecto a una microestructura ferrítico-perlítica, donde la cementita tiene morfología globular. Nuevamente se obtuvo que los valores de dureza medidos son muy similares para los estados metalúrgicos analizados, lo cual es consistente con que se hayan encontrado, en todos los casos, las mismas microestructuras con los mismos microconstituyentes, en proporciones similares. El estado 4 representa un caso especial, ya que la cementita posee una morfología globular.

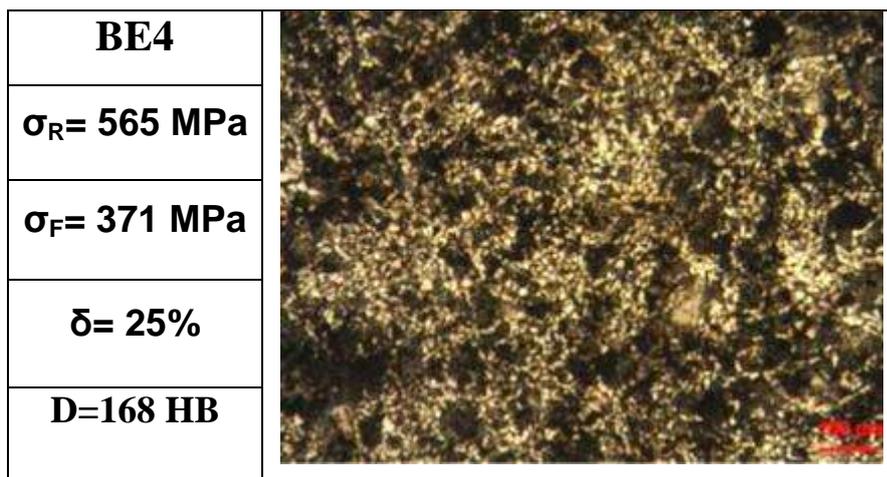


Figura 3.25. Microestructura y propiedades en tracción para la probeta BE4 (estado 4).

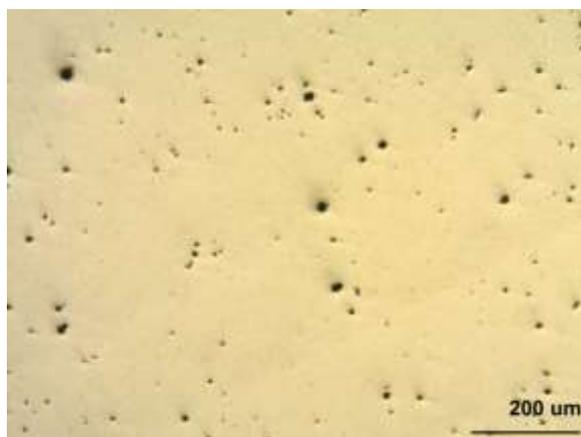


Figura 3.26. Metalografía sin atacar del Bloque de Estudio en el estado 4.

Finalmente, se observó que para el caso del Bloque de Estudio ningún estado metalúrgico ha logrado alcanzar las propiedades mínimas establecidas en la norma. La única propiedad que fue alcanzada fue la deformación a la rotura en el caso de la muestra sometida al ciclo térmico Rec+ Norm + TyR.

Nuevamente se menciona que el motivo de la discrepancia entre ambos bloques sea debe a la mayor concentración y tamaño de los defectos encontrados en las muestras metalográficas del Bloque de Estudio, ya que las fases que componen las microestructuras y sus cantidades relativas del BE en estado Normalizado, son similares a la encontradas en la muestra del KB para el mismo estado, situación que cumple con los requerimientos de la norma.

3.4 Conclusiones

Los resultados de la caracterización microestructural del acero PC permitieron concluir que existe una marcada diferencia en tamaño de la estructura de solidificación cuando se comparan el Keel Block y el Bloque de Estudio, la misma situación se encuentra en las microestructuras en estado As-cast. Por otro lado, se pudo observar la presencia de una gran cantidad de inclusiones y algunos microrrechupes, uniformemente distribuidos para el caso del Keel Block y de mayor tamaño y agrupados en regiones más concentradas, para el caso del Bloque de Estudio. El hecho de que los microrrechupes tengan un tamaño superior en el Bloque de Estudio podría estar relacionado con un problema de realimentación de líquido de la mazarota y con el mayor tamaño de las zonas últimas en solidificar producto de la menor velocidad de enfriamiento, lo cual a su vez también contribuye a la mayor concentración de las inclusiones. Es de esperarse que esta tendencia a la concentración de los defectos y al mayor tamaño de los microrrechupes sea mayor en el Carretel con respecto al Bloque de Estudio debido a su menor velocidad de enfriamiento. Sin embargo, en estas condiciones de realimentación pueden variar. Por lo tanto, como se mencionó en el capítulo 2 para poder cuantificar la distribución y el tamaño de los defectos en el Carretel es necesario realizar un análisis sobre probetas extraídas de este.

En cuanto a las microestructuras obtenidas en los distintos estados metalúrgicos, se observa que la misma es refinada en gran medida con respecto al estado As-cast, mediante el austenizado involucrado en los tratamientos térmicos. Las fases finales en la microestructura fueron similares en casi todos los casos analizados, lo que demuestra que la velocidad de enfriamiento propia de cada tratamiento tiene una influencia secundaria en la microestructura final. El primero de estos 2 aspectos queda evidenciado en el ciclo térmico recocido + normalizado + temple + revenido. Sin embargo es importante mencionar que el refinamiento generado por los sucesivos austenizados puede ser realizado sin la necesidad de llevar la pieza hasta la temperatura ambiente, por ejemplo ciclando en temperatura entre valores superiores a A3 y valores levemente inferiores a la temperatura eutectoide, reduciendo, de esta manera, los costos del proceso. Por otro lado se menciona que si el objetivo de dicho ciclo no fuese el de refinar la microestructura, sería aún más ineficiente ya que el estado metalúrgico va a quedar

determinado únicamente por las últimas dos etapas (temple y revenido), debido a que cada austenizado borra la microestructura anterior.

Por otro lado, el estudio de las propiedades mecánicas arrojó que los parámetros que gobiernan las propiedades mecánicas son la presencia de defectos, el grado de refinamiento de la microestructura y el tipo de fases obtenidos luego de los distintos tratamientos térmicos. Se observó que se produjo una notable mejora en las propiedades del Bloque de Estudio a partir de la reducción en la cantidad de defectos y el refinamiento de la microestructura de solidificación. La mejora producto del refinamiento se evidenció más claramente en el Keel Block, ya que en este no tuvo tanta influencia la presencia de defectos. A su vez, quedó demostrado que es posible alcanzar las propiedades mecánicas requeridas con una microestructura ferrítico-perlítica (como el caso del normalizado para el KB), siempre que la presencia de defectos no tenga mayor influencia sobre las propiedades. Esto además deja en evidencia que no es necesario la presencia de fases de elevada resistencia como bainita o martensita para cumplir con los requerimientos establecidos en la norma. Esta situación permite pensar que se pueden mejorar las propiedades mecánicas en el Bloque de Estudio disminuyendo la cantidad y el tamaño de los defectos y refinando la microestructura (como por ejemplo con dos austenizados previos al normalizado). Por otro lado se plantea la necesidad de realizar un mayor número de ensayos, por lo menos tres para cada situación analizada, con el fin de obtener valores más confiables de las propiedades, al mismo tiempo que tener un mayor control de las zonas de extracción de las probetas y poder contar con la probetas ensayadas de manera de poder determinar la causa de la falla de la misma.

A partir de estos resultados, surge que se podrían incrementar las propiedades del Carretel a partir de:

- 1- mejorar la calidad del acero disminuyendo la cantidad de inclusiones en este, a partir de modificación del proceso de fusión, refinamiento y colado.
- 2- refinar la estructura de solidificación, ya que esto permite una mayor dispersión de los defectos y va a contribuir a reducir el tamaño de los microrrechupes.
- 3- refinar la microestructura mediante un tratamiento térmico que involucre austenizados sucesivos, pero que sea más eficiente que el utilizado actualmente por la empresa.

Capítulo 4

Estudio de la templabilidad del acero PC y la influencia de la estructura de solidificación sobre esta.

4.1 Introducción y objetivos

Una de las alternativas que la empresa planteó para justificar la diferencia entre las propiedades mecánicas obtenidas entre el Keel block y el Carretel, fue que dicha discrepancia se debía a problemas de templabilidad del acero, considerando que era necesario obtener fases de elevada resistencia en el Carretel para alcanzar las propiedades requeridas.

Por otro lado, una baja velocidad de enfriamiento durante la solidificación del acero, lleva a una estructura gruesa de solidificación, caracterizada por una marcada segregación de los elementos de aleación y un gran tamaño de grano. Es ampliamente conocido que una microestructura con un mayor tamaño de grano, le confiere mayor templabilidad al acero debido a la menor cantidad de bordes de grano de la austenita y por lo tanto menor cantidad de sitios para la nucleación heterogénea, de las fases que nuclean a partir de la austenita, que permiten su formación con bajos subenfriamientos. Por lo tanto la menor cantidad de estos sitios de nucleación dificulta la descomposición de la austenita en productos de alta temperatura durante un enfriamiento continuo, es decir retrasa la cinética de transformación de la austenita (corre las “curvas de la C” hacia la derecha), confiriéndole mayor templabilidad al acero. En cuanto a los efectos de segregación, la concentración de elementos de aleación en las zonas últimas en solidificar, va a producir que haya una diferencia en la respuesta al tratamiento térmico en las distintas regiones de la microestructura, esta situación va a generar una heterogeneidad microestructural lo cual puede repercutir en las propiedades mecánicas de la pieza.

A su vez, resulta importante estudiar la templabilidad del acero PC, ya que conociendo la curva Jominy y las velocidades de enfriamiento en distintos lugares del Carretel para los diferentes tratamientos térmicos realizados, se podrían predecir microestructuras y propiedades mecánicas en distintas zonas de la pieza.

Por lo dicho anteriormente, el objetivo del presente capítulo es evaluar la templabilidad del acero mediante ensayos Jominy de probetas extraídas del Bloque de Estudio y del Keel y al mismo tiempo verificar si existe diferencia en esta propiedad producto de las diferentes estructuras de solidificación.

4.2 Procedimiento experimental

4.2.1 Descripción de las muestras

La empresa envió probetas Jominy obtenidas del Keel Block (KB1) y del Bloque de Estudio (BE1) ambas en estado As-cast. Las probetas fueron mecanizadas según la norma ASTM A781/A

781M (2000) [36]. En la figura 4.1 se muestran las probetas Jominy utilizadas para los ensayos.



Figura 4.1. Probetas Jominy utilizadas para los ensayos de templabilidad.

4.2.2 Condiciones de ensayo

Para el análisis de templabilidad de las dos probetas Jominy (KB1 y BE1), se siguieron los lineamientos de la norma ASTM A255 (1994) [37].

Las probetas se colocaron en una mufla eléctrica a la temperatura de austenizado, la cual fue de 885°C y se mantuvieron a esa temperatura aproximadamente tres horas. Una vez extraída del horno, la muestra fue colocada en la batea utilizada para hacer los ensayos Jominy, como se muestra en la figura 4.2. El tiempo de enfriamiento fue de 20 minutos. Es importante mencionar que con la intención de determinar la influencia de la estructura de solidificación sobre la templabilidad del acero, no se realizó el tratamiento de normalizado, requerido por la norma, previo al ensayo Jominy.

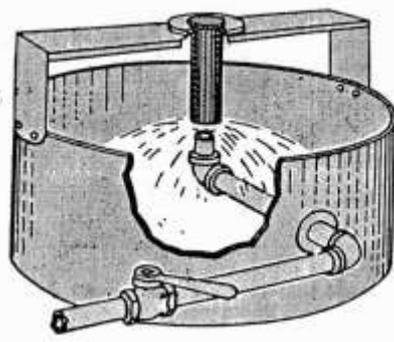


Figura 4.2 Esquema donde se muestra la batea y todo el dispositivo necesario para realizar el ensayo Jominy.

4.2 Resultados

4.2.1 Curva Jominy

En la figura 4.3 se muestran las curvas de dureza en función de la distancia Jominy, obtenidas para las probetas del Keel Block y del Bloque de Estudio.

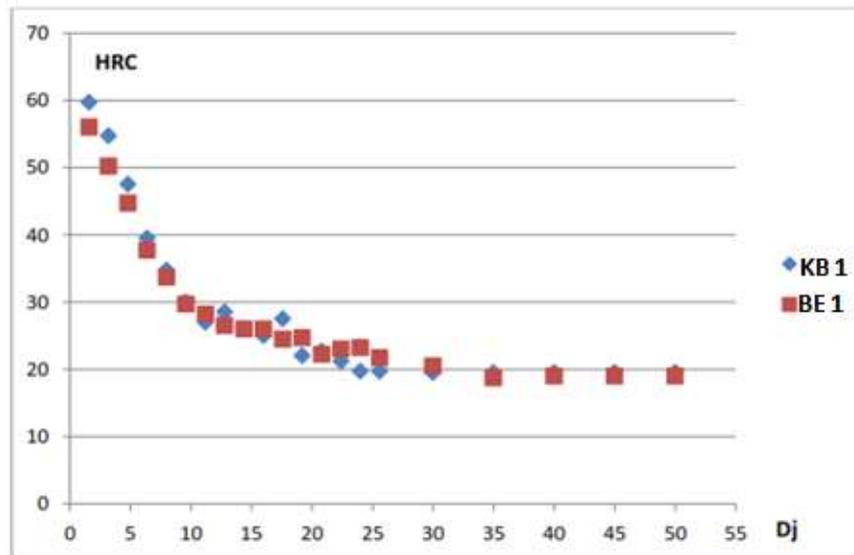


Figura 4.3 Curvas Jominy del acero PC obtenidas del Keel Block y el Bloque de Estudio.

En esta figura se puede observar que prácticamente no existe variación en los valores de dureza medidos en función de la distancia Jominy entre ambas muestras y que siguen la misma tendencia. Estos resultados permiten concluir que la variación en la estructura de solidificación, para este caso particular, no tiene influencia en la templabilidad del acero.

Como se mencionó anteriormente el Bloque de Estudio presenta una microestructura As-cast más gruesa que el Keel Block, por lo tanto sería de esperar que su templabilidad fuera mayor, sin embargo en este caso particular no se observaron diferencias. Una de las causas por las cuales no se observan diferencias podría ser que durante el austenizado previo al ensayo Jominy, se produce la recristalización de la austenita y un gran refinamiento en la microestructura, ya que la austenita (austenita recristalizada) nuclea y crece a partir de la interfase cementita/ferrita (preferencialmente), ferrita/perlita y ferrita/ferrita. Esto genera una gran cantidad de sitios de nucleación (principalmente por el número de interfases en la perlita). Por lo tanto, la gran cantidad de sitios de nucleación en la microestructura de partida hace que la diferencia en el tamaño de grano de la austenita (luego del austenizado) sea pequeña, y por ende que no se observen variaciones en la templabilidad.

Por otro lado, debido a que el patrón de segregación producto de la solidificación, no es modificado durante el austenizado, se observa que los efectos de segregación no tienen influencia en los valores de dureza en función de la distancia Jominy para este acero.

4.2.2 Determinación de diámetros críticos

Una vez determinadas las curvas de dureza vs. Distancia Jominy, con el objeto de cuantificar la templabilidad del acero PC, se calcularon el diámetro crítico ideal y real para severidad H=1 (agua), utilizando la curva obtenida a partir de la probeta del Bloque de Estudio.

Para la determinación del diámetro crítico se siguió la metodología mencionada en la norma, utilizando los gráficos y tablas reportados en la bibliografía [38], la cual se detalla a continuación. Primero se obtuvo, en función del contenido de carbono del acero, la dureza para 50% y 99.9% de martensita. Para ello se utilizó la figura de dureza vs. porcentaje de carbono y porcentaje de martensita (figura 4.4). Los valores encontrados fueron 36 y 48 Rockwell C (HRC) respectivamente.

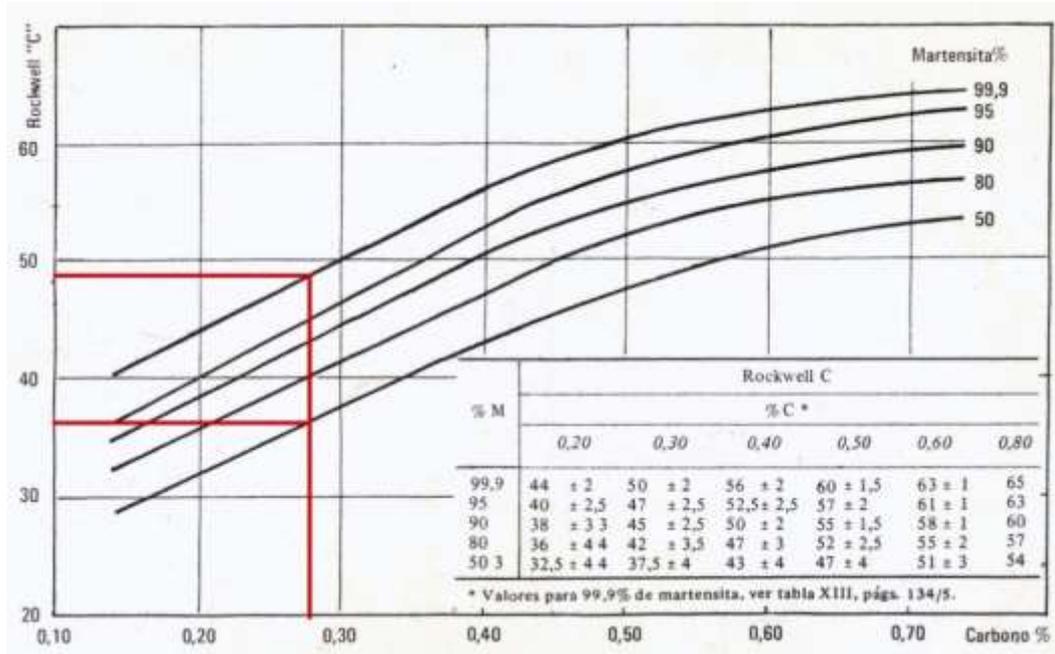


Figura 4.4. Curvas de dureza en función del contenido de carbono del acero, para distintos porcentajes de martensita en la microestructura.

Luego, con este valor de dureza se ingresó a la curva Jominy de la probeta BE1, para obtener la distancia Jominy, correspondiente a cada dureza (figura 4.5).

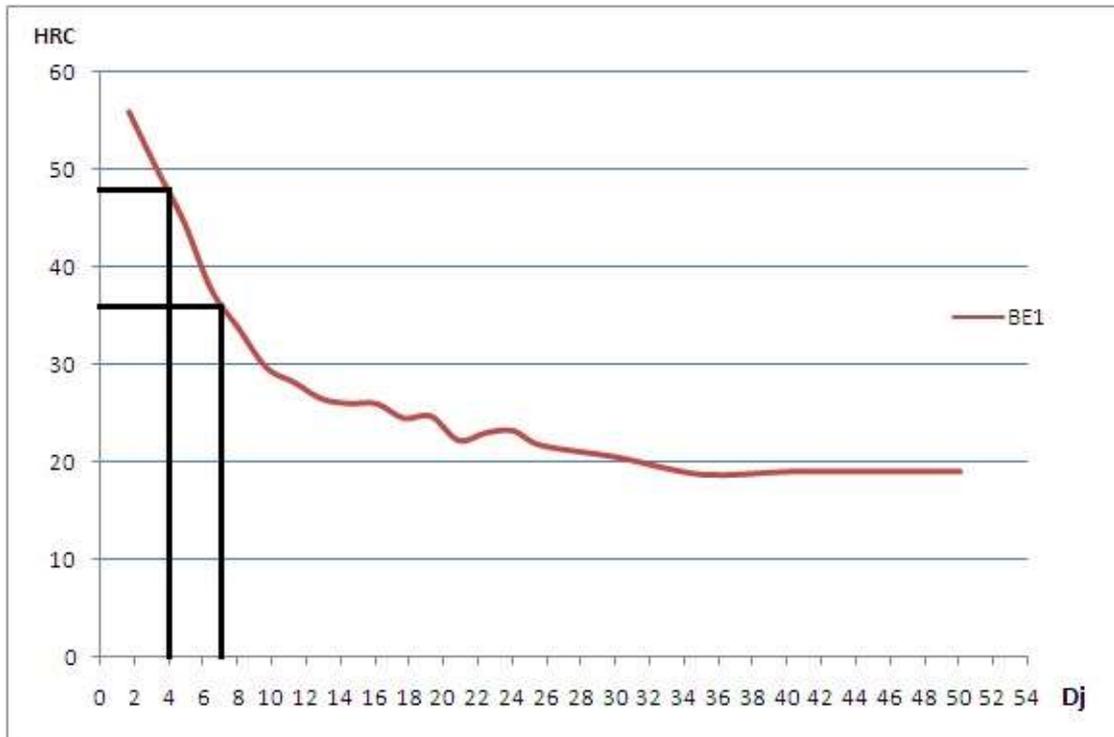


Figura 4.5. Curva Jominy de la probeta correspondiente al Bloque de Estudio en la que se marcaron las distancias Jominy para los valores de dureza requeridos.

Las distancias obtenidas fueron:

- Para 36HRC, 7mm.
- Para 48HRC, 4mm.

Con estas distancias Jominy, se utilizaron las curvas de Lamont correspondientes, mostradas en la figura 4.6, para calcular el diámetro crítico ideal. Entrando a la curva de Lamont para $H=\infty$ con cada una de las distancias Jominy, se obtiene que los diámetros críticos ideales para el acero en estudio son:

- Para 50% de martensita, 54mm
- Para 99.9% de martensita, 40mm

Luego, para determinar el diámetro crítico real para un valor de $H=1$ (agua), se ingresa a la curva de Lamont correspondiente a $r/R=0$, según se muestra en la figura 4.7.

Para este valor de H se obtiene:

- Para 50% de martensita, 32mm.
- Para 99.9% de martensita, 18mm.

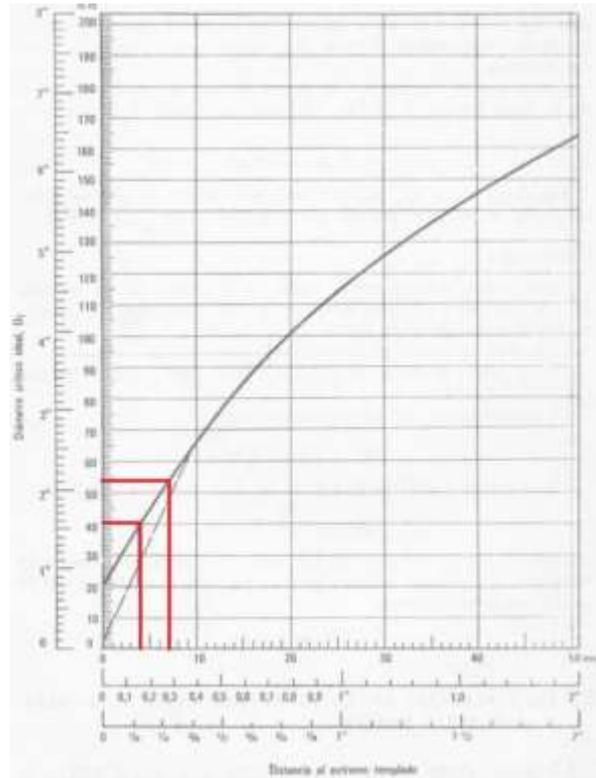


Figura 4.6. Curva de equivalencias entre diámetros críticos ideales y distancias Jominy.

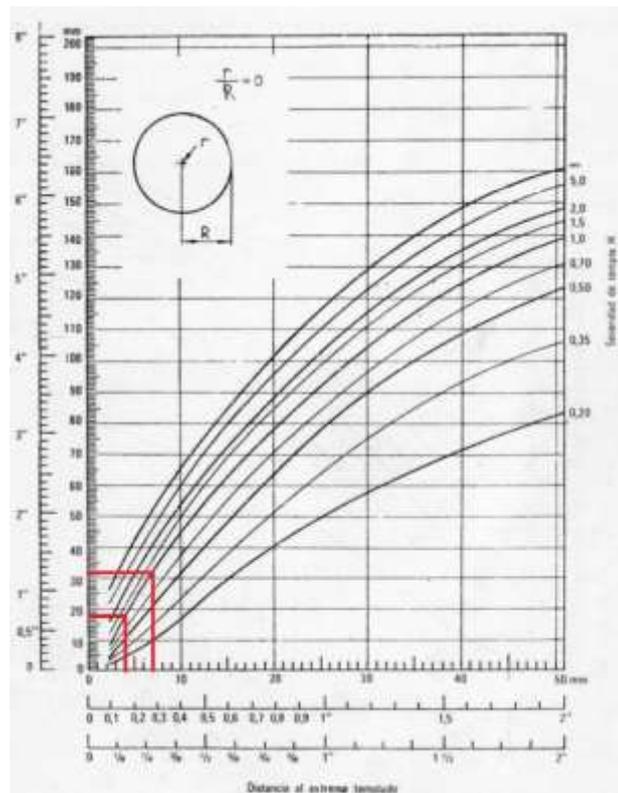


Figura 3.4. Curvas de Lamont para $r/R=0$.

Los diámetros críticos calculados son muy inferiores a las dimensiones de los espesores del Carretel (10 cm aprox. en las zonas de menor espesor). Esto representaría un problema si lo que se busca es obtener bainita o martensita en la microestructura del Carretel. Sin embargo, como se

mencionó en el capítulo anterior, las propiedades mecánicas establecidas en la norma son alcanzadas con microestructuras ferrítico-perlíticas. Por lo tanto surge el interés de analizar la influencia de las velocidades de enfriamiento sobre las microestructuras ferrítico-perlíticas (cantidades relativas de ambos microconstituyentes) obtenidas luego de los distintos ciclos térmicos. Este análisis se detalla en el punto siguiente.

4.2.3 Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre las microestructuras obtenidas en los distintos tratamientos térmicos.

Para analizar la influencia de la velocidad de enfriamiento sobre las microestructuras (ferrítico-perlíticas) en Bloque de Estudio y el Keel Block, se utilizaron los valores de dureza reportados en el capítulo anterior. En la tabla 4.1 se muestran nuevamente los valores de dureza para los estados recocido y normalizado. El estado Rec + Nor +TyR no se utiliza para este análisis ya que el efecto de la velocidad de enfriamiento del temple va a estar modificado por el tratamiento de revenido.

Estado metalúrgico	Dureza Brinell (HB)	
	Keel Block	Bloque de Estudio
Recocido	178	175
Normalizado	190	181

Tabla 4.1. Dureza Brinell para los distintos estados metalúrgicos del Bloque de Estudio.

En la tabla 4.1 se puede observar que los valores de dureza medidos para los distintos estados del Bloque de Estudio y el Keel Block son muy similares. A su vez, se observa que estos valores están por debajo de los 20HRC ($20 \text{ HRC} \approx 223 \text{ HB}$), el cual corresponde aproximadamente al inicio de la región plana de la curva Jominy para este acero (ver figura 4.5), es decir en el comienzo de la zona donde la variación de dureza con la distancia Jominy, o velocidad de enfriamiento, es muy pequeña. Por lo tanto las velocidades de enfriamiento involucradas en los tratamientos térmicos, en la región analizada del Bloque de Estudio y el Keel Block, van a producir muy poca variación en la proporción de los microconstituyentes presentes en la microestructura resultante (tal como se observó en la caracterización microestructural), y por lo tanto en las propiedades mecánicas.

Estos resultados permiten concluir que la templabilidad del material no tiene influencia en las microestructuras y propiedades mecánicas del Bloque de Estudio en las zonas analizadas, para las velocidades de enfriamiento involucradas en los tratamientos térmicos realizados.

4.3 Conclusiones

A partir de los resultados obtenidos se pudo verificar que las diferencias en la estructura de solidificación, entre el Keel Block y el Bloque de Estudio, producto de las diferentes velocidades de solidificación, prácticamente no producen una variación en la templabilidad de este acero. Esto se debe a que el gran refinamiento que ocurre en la microestructura cuando se realiza el tratamiento de austenización total involucrado en el ensayo Jominy, hace que haya muy poca diferencia en el tamaño

de grano austenítico. Por otro lado tampoco se observó que los efectos de segregación modifiquen esta propiedad.

A su vez, los valores de los diámetros críticos obtenidos, demuestran que la templabilidad del acero PC es muy baja. Esto permitió verificar que con las velocidades de enfriamiento involucradas en los tratamientos térmicos realizados, en las zonas analizadas, no se observó una gran modificación en el tipo y proporción de fases resultantes, obteniendo estructuras ferrítico-perlíticas con porcentajes semejantes de fases en todos los casos. Por otro lado, con la templabilidad medida para este acero es prácticamente imposible obtener fases de elevada resistencia como martensita o bainita en toda la sección de la pieza, debido a que los espesores de esta son marcadamente superiores a los diámetros críticos obtenidos.

A partir de lo explicado anteriormente, se puede inferir, en primera instancia, que la templabilidad tiene una influencia secundaria o nula en la problemática planteada por la empresa, los efectos de los defectos de colada y el refinamiento de la microestructura descritos en el capítulo anterior. Sin embargo, esta propiedad pasaría a tener una mayor relevancia si fuese necesario lograr establecer un determinado tipo y proporción de fases para cumplir con las propiedades requeridas en la pieza, por la norma.

Capítulo 5

Caracterización del acero SC con elementos refinadores

5.1 Introducción y objetivos

Como se mencionó en la Introducción de este proyecto final, la empresa realizó una nueva colada adicionando al acero elementos refinadores de grano, particularmente titanio y zirconio, con el objetivo de lograr el mejoramiento en las propiedades mecánicas del Carretel a través del refinamiento en la estructura de solidificación. La colada obtenida con el uso de refinadores se denominó, para el presente trabajo, acero SC, y se le agregó, en horno, elementos refinadores a base de Ti (en forma de ferrotitanio molido) y Zr (en forma de piedras de FeSiZr). A partir de esta colada se obtuvieron Keel blocks y Bloques de Estudio que fueron tratados térmicamente según los ciclos térmicos habitualmente utilizados por la empresa en el proceso productivo de las piezas (se recuerda que el Keel Block se trata térmicamente junto al Carretel). Posteriormente, la empresa obtuvo probetas de los Bloques de Estudio y Keel Blocks, de posiciones similares a las descritas anteriormente para el Acero PC, y las envió a la DMI para su estudio. Usando estas probetas, se realizó el estudio microestructural y mecánico, semejante al realizado con la colada anterior y presentado en el capítulo 3, pero evaluando, en esta oportunidad, el efecto de los refinadores agregados.

Particularmente y con el fin de evaluar el efecto del agregado de Ti y Zr sobre el refinamiento de la estructura de solidificación y la influencia de estos sobre las microestructuras y propiedades mecánicas, se plantearon los siguientes objetivos:

- Realizar una evaluación del refinamiento de la estructura de solidificación, a partir de la medición del tamaño de grano de la austenita primaria y la medición del espaciado dendrítico secundario.
- Realizar una caracterización microestructural de las muestras obtenidas del Keel Block y el Bloque de Estudio, para los distintos ciclos térmicos a los que son sometidas las piezas, definiendo diferencias y similitudes.
- Analizar y comparar las microestructuras obtenidas a partir de las probetas extraídas del Keel Block y el Bloque de Estudio de la segunda colada con aquellas encontradas y reportadas en la colada sin uso de refinadores (primer colada , capítulo 3).
- Determinar la influencia del uso de refinadores de grano y de los tratamientos térmicos a los que son sometidas las piezas sobre las propiedades mecánicas encontradas.

5.2 Procedimiento experimental

5.2.3 Descripción de las muestras

Se recibieron dos lotes de muestras para la caracterización microestructural. Uno de éstos perteneciente a muestras obtenidas del Keel Block, y otro a muestras obtenidas del Bloque de Estudio. Cada lote estuvo compuesto por cuatro muestras correspondientes a los distintos tratamientos térmicos. Los parámetros que caracterizan los tratamientos térmicos realizados, son análogos a los realizados para el acero PC (ver tabla 3.3). Las muestras fueron identificadas de la siguiente manera: KB1 y BE1 las correspondientes al estado As-cast, KB2 y BE2 al estado recocido, KB3 y BE3 al estado normalizado, y KB4 y BE4 al ciclo térmico de recocido + normalizado + temple + revenido. Las muestras enviadas se muestran en la figura 5.1.

La figura 5.2 muestra las probetas luego de su seccionamiento, mientras que en la figura 5.3 se observan a las muestras incluidas en baquelita.

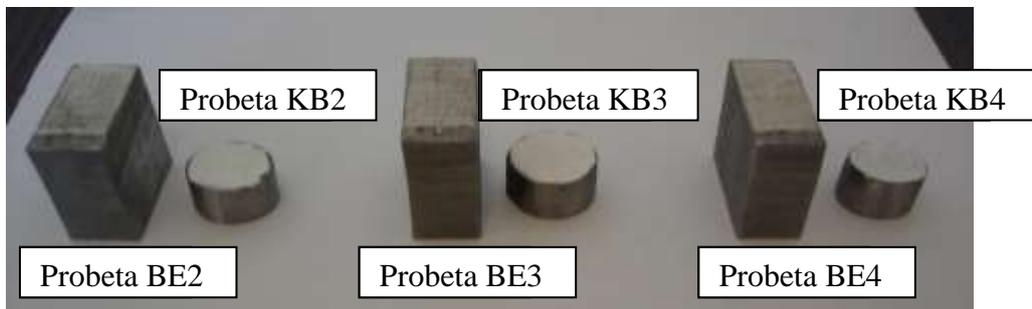


Figura 5.1. Set de muestras obtenidas del Keel Block y el Bloque de Estudio, para los estados metalúrgicos 2,3 y 4.

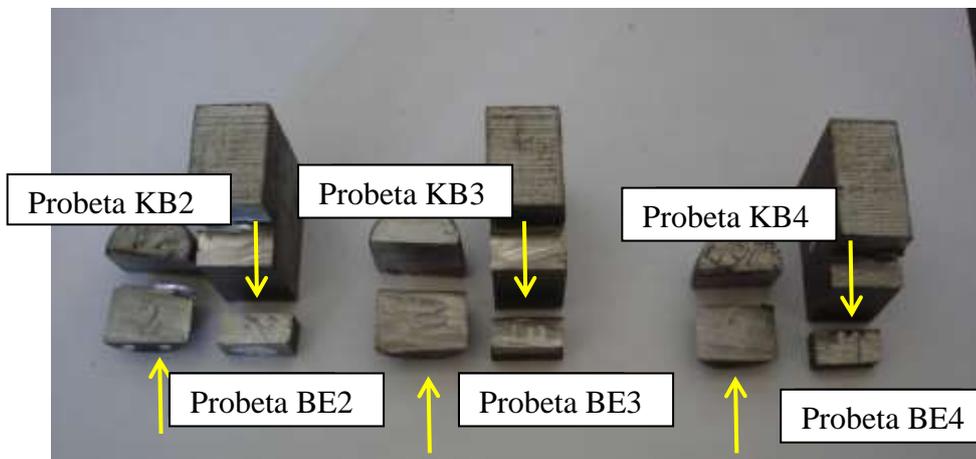


Figura 5.2. Probetas obtenidas del Keel Block y el Bloque de Estudio luego de su seccionamiento. La flecha en amarillo indica la superficie observada en la metalografía.

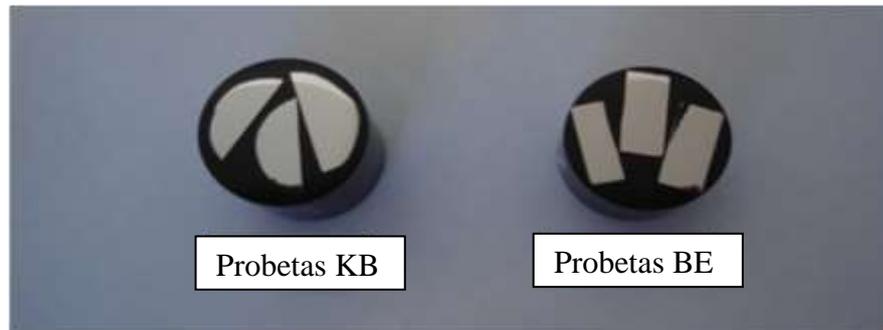


Figura 5.3. Probetas obtenidas del Keel Block y el Bloque de Estudio para los estados metalúrgicos 2,3 y 4, incluidas en baquelita.

En la figura 5.4 se muestran las probetas en estado As-cast, las cuales no fueron incluidas debido a que fueron utilizadas para realizar un ataque químico, utilizando reactivo color, el cual no puede ser realizado con la muestra incluida en baquelita.

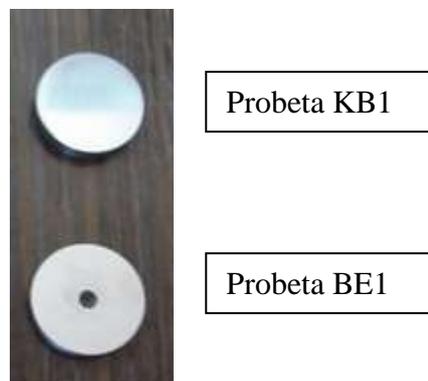


Figura 5.4. Probetas extraídas del Keel Block y el Bloque de Estudio en estado As-cast.

5.2.2 Caracterización microestructural

5.2.2.1 Preparación y ataque de las muestras

La caracterización microestructural de las muestras recibidas se realizó según lo descrito en la sección 3.2.2, para el caso del acero PC. Se siguieron técnicas de desbaste y pulido convencional utilizando para el desbaste lija al agua de diferentes tamaños de grano, desde grano 80 hasta grano 1000 y para el pulido se utilizó paño con alúmina de $0.5\mu\text{m}$. Finalmente, las muestras fueron atacadas con Nital al 2%.

Nuevamente, para observar la estructura de solidificación se realizó un ataque con reactivo color sobre las muestras As-cast, siguiendo la misma metodología que con el acero PC.

5.2.2.2 Medición del tamaño de grano de la austenita primaria

La medición del tamaño de grano austenítico primario se realizó sobre las microestructuras en estado as-cast, por el método de intercepción lineal, detallado en la norma ASTM E112-96, sobre las muestras obtenidas de los Keel Blocks de los aceros PC y SC. La medición no se realizó sobre los Bloques de Estudio, debido a que en estos, el tamaño de grano era demasiado grande, lo cual, debido al estrecho campo abarcado por el microscopio permitía realizar muy pocas mediciones.

Para poder observar los granos de austenita, se utilizaron las muestras atacadas con Nital 2%. Dicho ataque permitió revelar la microestructura e identificar la presencia de ferrita proeutectoide, la cual ha nucleado y crecido sobre los bordes de grano de la austenita previa. Con el objetivo de lograr abarcar varios bordes de grano con una sola línea, se tomaron 10 fotografías y luego se las unió para mostrar un mayor campo de la muestra, sobre la cual se realizó la medición. Las mediciones se realizaron tanto en la dirección radial (D), paralela a los granos de la zona columnar, como sobre una dirección, (d), perpendicular a dichos granos. En la figura 5.5 se muestran estas direcciones.

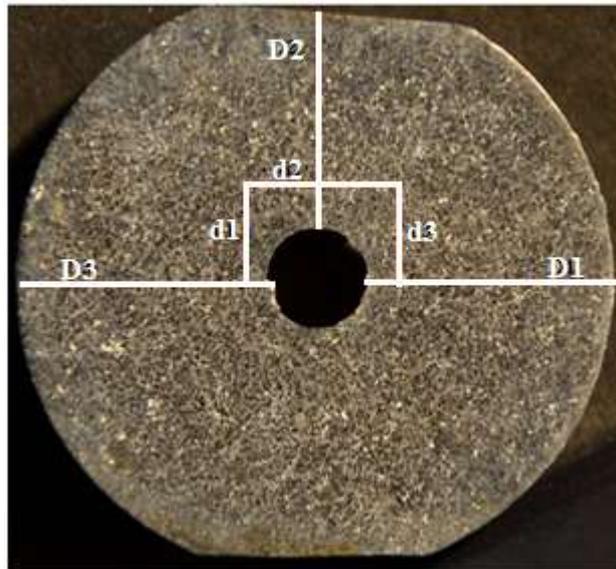


Figura 5.5. Direcciones utilizadas para trazar las líneas.

5.2.2.3 Medición del espaciado dendrítico secundario

Para realizar esta medición se utilizaron las muestras atacadas con reactivo color, lo cual permitió observar la estructura de solidificación. Se utilizó el software de análisis de imágenes QCapture Pro para medir el espaciado dendrítico secundario. Las probetas analizadas fueron solamente las obtenidas a partir del Keel Block, habiendo realizado 20 mediciones sobre cada una de las muestras, reportando los valores promedio. Con el fin de evitar los efectos de la variación del espaciado a partir de la variación en la velocidad de enfriamiento dentro de la pieza, durante la solidificación, la medición se realizó en la zona central de la probeta (zona equiaxial).

No fue posible realizar una correcta medición del espaciado secundario de las dendritas encontradas en los Bloques de Estudio debido a su gran tamaño, lo cual permitió realizar un número muy bajo de mediciones, obteniendo un valor muy poco confiable.

Las mediciones se realizaron tratando de abarcar la mayor cantidad de brazos secundarios posibles, con el fin de reducir la diferencia observada en el espaciado, producto de los distintos ángulos con los que son cortadas las dendritas.

5.2.3 Ensayos de dureza

Los ensayos de dureza fueron realizados de la misma manera que para el acero PC, utilizando el método Brinell, con un indentador de 2.5mm de diámetro y una carga de 187.5Kg. Los valores reportados corresponden a tres ensayos

5.3 Resultados

5.3.1 Composición química

Las composiciones químicas de los aceros PC y SC son enteramente comparables, salvo el contenido de elementos refinadores (Ti, Zr), presentes en el acero SC, en el cual se ha agregado 0.058% de Ti y 0.042% de Zr.

5.3.2 Caracterización microestructural

5.3.2.1 Evaluación del refinamiento de la estructura de solidificación.

Medición del tamaño de grano de la austenita primaria

Antes de comenzar con la descripción de los resultados se menciona que el gran tamaño de los granos de austenita, sumado al reducido campo obtenido con el microscopio utilizado, aún para el Keel Block, generó que el número de intercepciones de bordes de grano logradas por una línea, no fuese superior a cuatro. Por lo tanto este método no es adecuado para obtener un tamaño de grano ASTM confiable, como lo estipula la norma. Sin embargo, los resultados obtenidos se utilizaron a modo comparativo entre las dos coladas.

En la figura 5.6 se muestra una imagen del método utilizado (los círculos marcan cada intercepción con el borde de grano-línea trazada).



Figura 5.6. Detalle de la intercepción de bordes de grano con una línea trazada. Muestras correspondientes al acero SC.

Luego de identificar los cruces con los bordes de grano de austenita se calculó el número de intersecciones por unidad de longitud (n) y la longitud media libre de intersecciones (L) para cada dirección, de las que se obtuvieron los valores promedios para las direcciones D y d. En la tabla 5.1 se muestran los valores medidos.

	PC		SC	
	D	d	D	d
n (1/mm)	0,422	0,436	0,336	0,441
Desviación	0,078	0,030	0,147	0,037
L (mm)	2,419	2,299	3,313	2,277
Desviación	0,403	0,151	1,155	0,184

Tabla 5.1. Medición del tamaño de grano austenítico. Resultados de las mediciones.

Como surge de los valores mostrados en la tabla 5.1, el acero PC presentó un valor longitud media libre de intersecciones de bordes de grano de 2.4mm en la dirección radial (paralela a la zona columnar) y 2.3mm en la dirección perpendicular a los granos. En el acero SC estos valores fueron de 3.3mm y 2.3mm. Puede considerarse que estos valores son prácticamente iguales teniendo en cuenta la imprecisión del método. Sin embargo, a partir de estos resultados se puede ver que el agregado de elementos refinadores no logró reducir el tamaño de grano austenítico.

Medición del espaciado dendrítico secundario

En la literatura ha sido ampliamente reportada la relación entre la velocidad de enfriamiento o tiempo de solidificación y el espaciado dendrítico secundario [6]. A medida que aumenta la velocidad de enfriamiento, el espaciado secundario disminuye, al mismo tiempo que se produce una reducción en el tamaño de grano austenítico, debido a que un mayor subenfriamiento activa más sitios de nucleación. Esto permite relacionar un menor espaciado dendrítico secundario con un menor tamaño de grano. Sin embargo se encontraron muy pocos estudios referidos a la variación del espaciado dendrítico secundario con el refinamiento de la microestructura mediante el agregado de inoculantes. Si bien en la literatura solamente se menciona que el espaciado secundario depende de la composición química y de la velocidad de enfriamiento o tiempo de solidificación, se consideró de interés realizar la medición del espaciado dendrítico secundario en busca de verificar si hay alguna variación en este cuando se agregan inoculantes.

En la figura 5.7 se muestra una metalografía de la estructura dendrítica del acero PC, mostrando la forma en la que es realizada la medición del espaciado secundario.

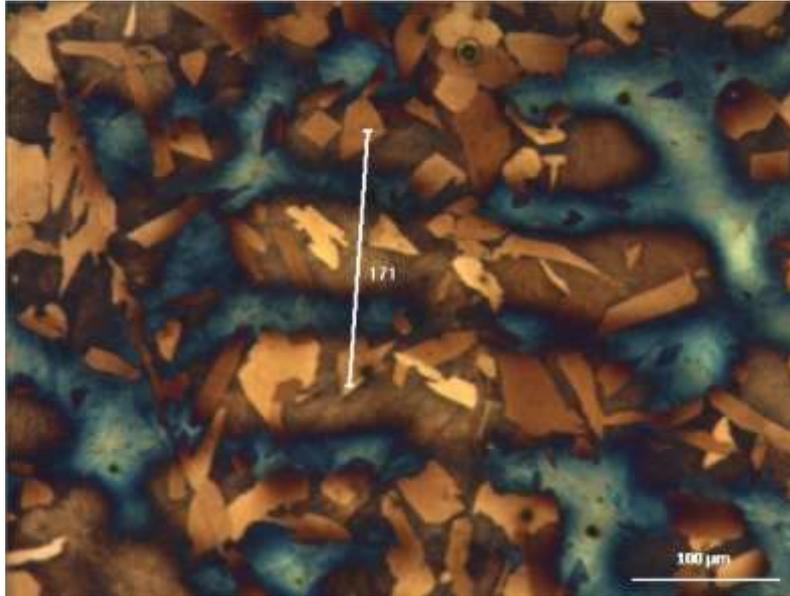


Figura 5.7. Imagen de la estructura dendrítica del acero PC, donde se muestra la forma de realizar la medición del espaciado secundario.

En la tabla 5.2 se muestran los valores promedios de las mediciones realizadas para los dos aceros bajo estudio.

Acero	Espaciado Secundario (μm)	Desviación estándar (μm)
PC	93	10
SC	108	12

Tabla 5.2. Valores de espaciado secundario para los aceros PC y SC.

Los resultados muestran que el agregado de elementos refinadores, en las cantidades utilizadas, no modificaron el espaciado secundario, ya que los valores medidos son semejantes.

Estos resultados, junto con los de la medición del tamaño de grano de la austenita primaria, permiten concluir que el agregado de elementos refinadores no ha logrado refinar la estructura de solidificación.

5.3.2.2 Análisis de inclusiones y porosidad

La figura 5.8-A muestra una metalografía correspondiente al Keel Block del acero SC sin ataque químico, mientras que en la figura 5.8-B se muestra la metalografía correspondiente al acero PC (sin uso de refinadores). La comparación permitió verificar que el acero SC mostró una menor cantidad de inclusiones y de menor tamaño que las encontradas en el acero PC. Por otro lado, en la probeta correspondiente a la segunda colada no se advirtió la presencia de microrechupes.

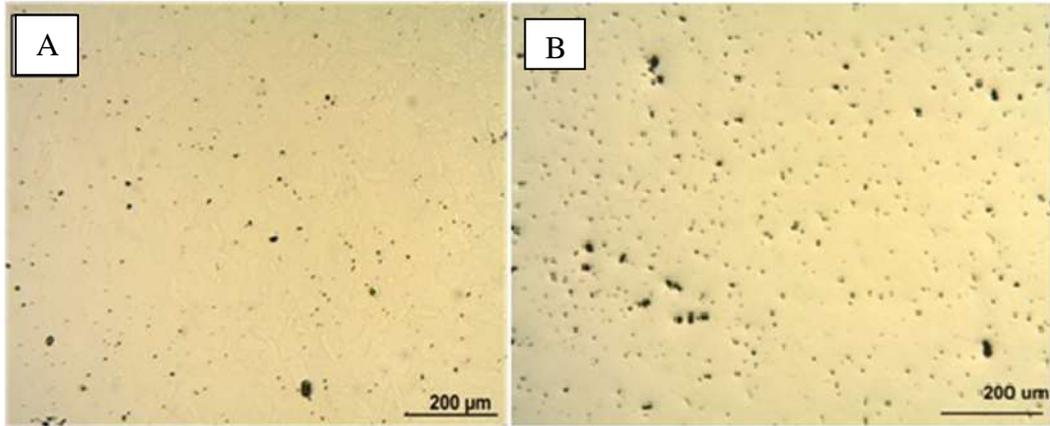


Figura 5.8. Microestructura sin ataque químico correspondiente al Keel Block. A: acero SC. B: acero SC.

En la figura 5.9 se muestran las metalografías correspondientes al Bloque de Estudio del acero SC (5.9-A) y del acero PC (5.9-B). Nuevamente, y al igual que en el caso anterior se pudo apreciar una menor cantidad de inclusiones y de menor tamaño en el acero correspondiente a la segunda colada. Sin embargo, la diferencia más marcada se encontró en la presencia de microrechupes. Como fue reportado anteriormente, la probeta correspondiente al BE del acero PC mostró una gran cantidad de cavidades de contracción de gran tamaño (figura 5.9-B). Sin embargo, en el acero SC se encontró una menor cantidad de microrechupes, de menor tamaño y distribuidos más uniformemente (figura 5.9-A). Es importante mencionar que las diferencias encontradas en cuanto al contenido inclusionario y la presencia de menor cantidad de microcavidades no puede ser adjudicado únicamente al efecto del uso de refinadores, sino que también pueden estar relacionadas con cambios introducidos en las operaciones de fusión y colado entre ambas coladas. Sin embargo, para poder verificar esto, sería necesario realizar nuevas coladas bajo idénticas condiciones de operación.

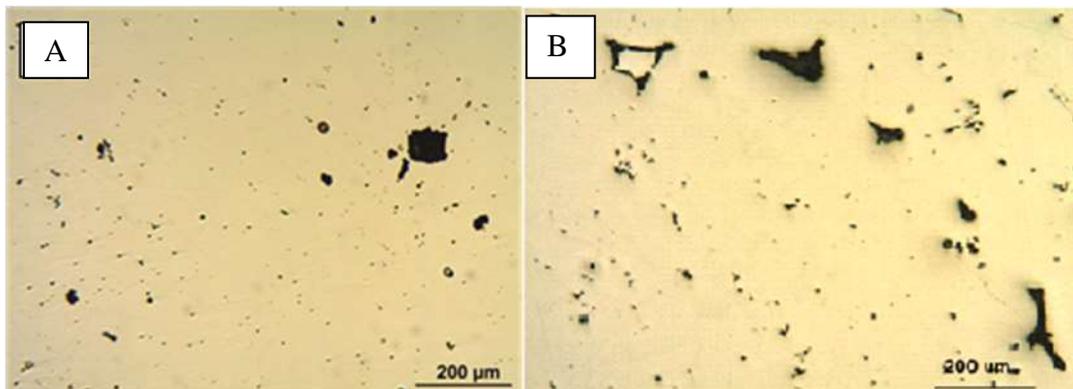


Figura 5.9. Microestructura del Bloque de Estudio, sin ataque químico, correspondiente al acero SC (A) y al acero PC (B).

5.3.2.3 Análisis de la estructura de solidificación

En la figura 5.10 se pueden observar las estructuras de solidificación del Keel Block y del Bloque de Estudio, reveladas mediante ataque a color. Nuevamente se observa que el KB presenta una

estructura de solidificación marcadamente más fina que el Bloque de Estudio. En la figura 5.11 se muestran, para su comparación, las estructuras de solidificación del acero PC. Tal como se mencionó en el punto 5.3.2.1, se puede observar una gran similitud entre las estructuras de solidificación de ambos aceros, producto de que los elementos refinadores no han logrado modificar la estructura de solidificación.

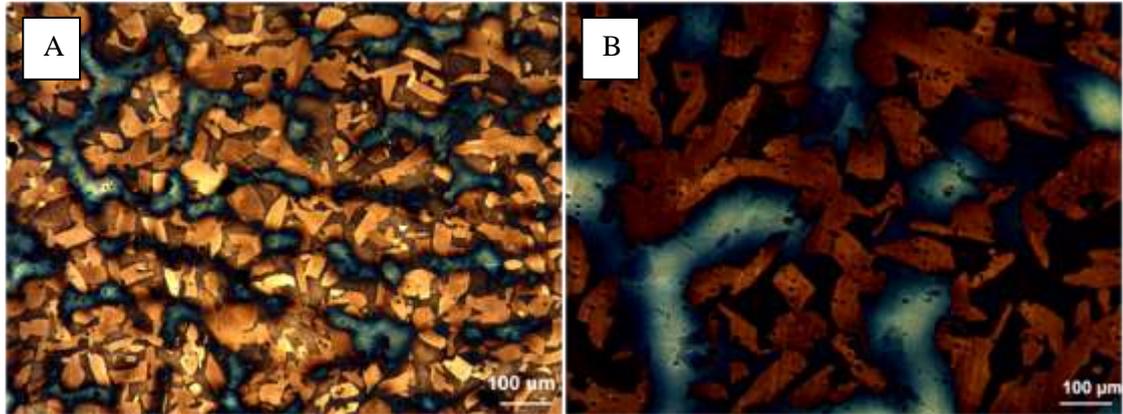


Figura 5.10. Estructura de solidificación. Acero SC. A: Keel Block. B: Bloque de Estudio

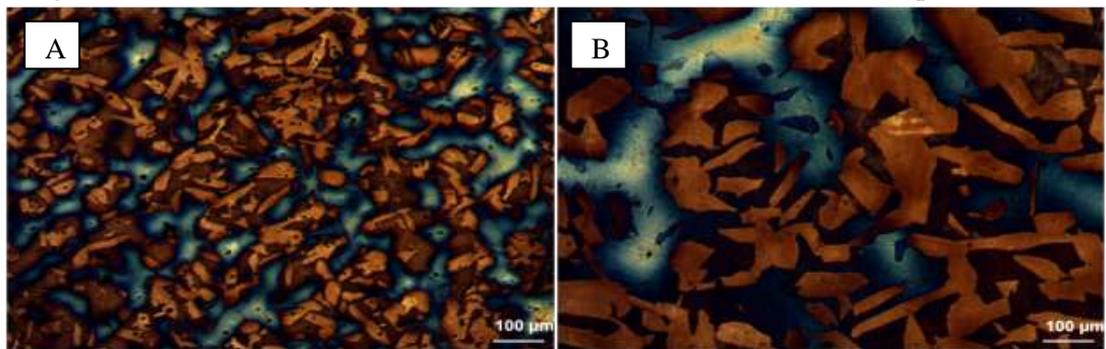


Figura 5.11. Estructura de solidificación. Acero PC. A: Keel Block. B: Bloque de Estudio

5.3.2.4 Análisis microestructural de muestras en estado As-cast

En la figura 5.12 se muestran las microestructuras en estado bruto de colado del acero SC para el Keel Block (A) y para el Bloque de Estudio (B). Se puede apreciar que ambas microestructuras están compuestas por una matriz ferrítico-perlítica, con la presencia de ferrita nucleada en inclusiones dentro del grano de austenita. Sin embargo, nuevamente la microestructura del KB presenta una morfología de fases notablemente más fina que la observada en el BE, consecuente con la mayor velocidad de enfriamiento. En la misma figura se anexan las microestructuras encontradas para la colada PC. Se puede observar que no existe una diferencia apreciable entre el tamaño de grano de la ferrita y las colonias de perlita entre ambos aceros, demostrando nuevamente que el agregado de Ti y Zr no ha logrado refinar la estructura de solidificación. En la figura 5.13 se muestran, a mayor aumento, las microestructuras del acero SC donde se puede apreciar claramente las fases ferrita y perlita.

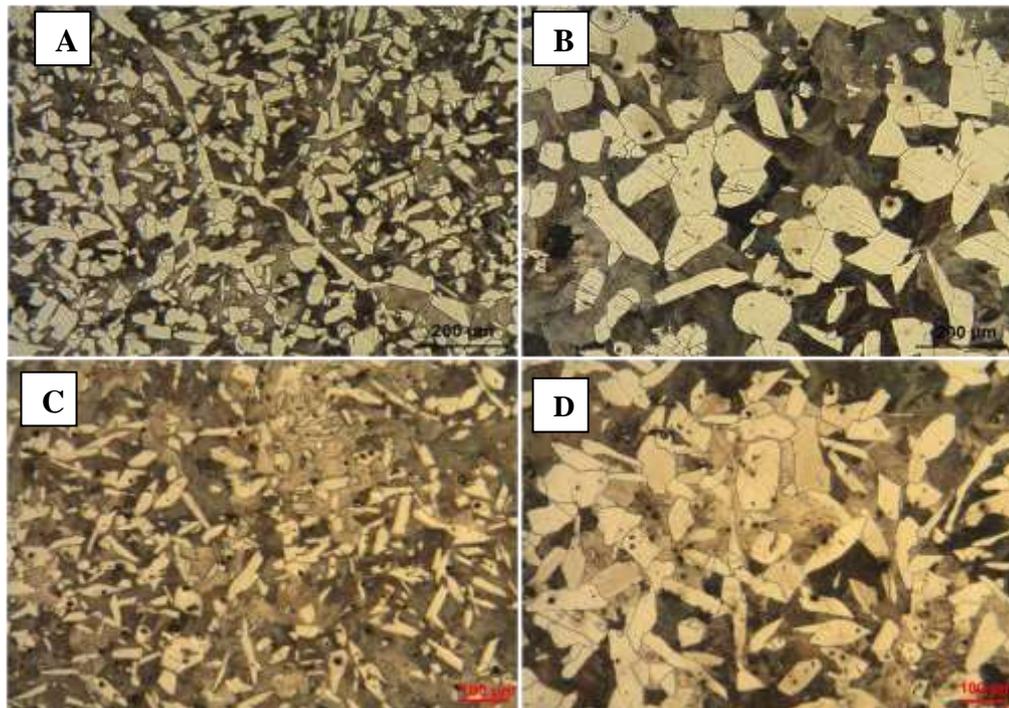


Figura 5.12. Microestructura en estado bruto de colado. A: KB acero SC. B: BE acero SC. C: KB acero PC. D: BE acero PC.

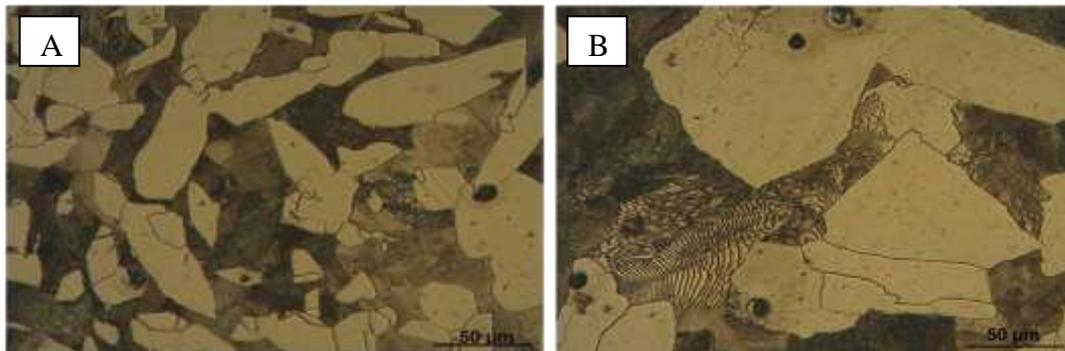


Figura 5.13. Microestructuras (a mayores aumentos) en estado bruto de colado del acero SC. A: Keel Block. B: Bloque de Estudio.

Por otro lado, en el acero SC se observó la presencia de inclusiones de color naranja, las cuales debido a sus características caras planas fueron identificadas como nitruros o carburos de titanio, o una combinación de ambos ($Ti(C,N)$), según lo reportado en literatura [20, 22]. En la figura 5.14 se muestran en detalle estas partículas, tanto en el Keel Block como en el Bloque de Estudio. Se puede observar también que los carburos o nitruros presentan un mayor tamaño en el Bloque de Estudio. Esta diferencia de tamaños puede deberse al mayor tiempo de solidificación, el cual permite un mayor tiempo para su crecimiento, y a los mayores efectos de segregación, lo cual genera una mayor concentración de los elementos necesarios para formar dichas partículas ($Ti(C, N)$). Por otro lado también se puede notar como estas partículas actúan como sitios de nucleación de ferrita, lo cual ha sido reportado en la literatura [25, 39].

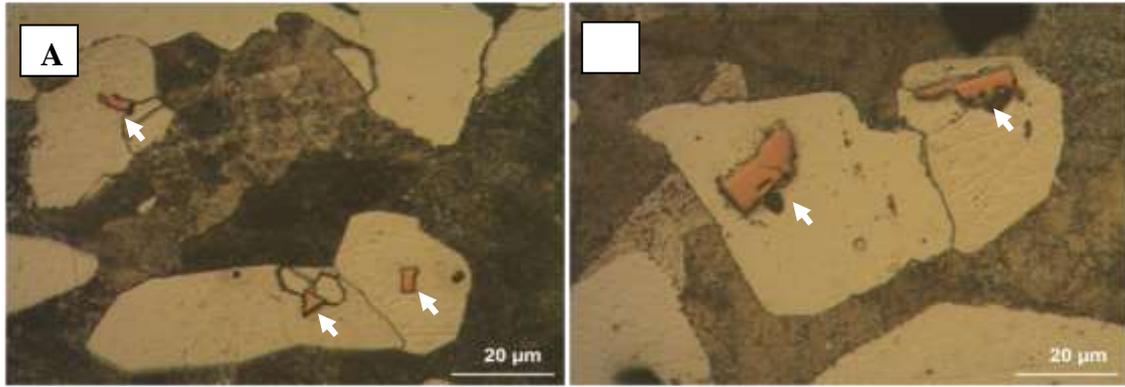


Figura 5.14. Inclusiones de titanio. A: Keel Block. B: Bloque de Estudio. Acero SC. As-cast.

5.3.2.5 Análisis microestructural de muestras en estado Recocido

La figura 5.15 muestra las microestructuras del acero SC correspondientes al estado recocido, para ambos bloques. A su vez, y a modo comparativo, también se muestran las metalografías correspondientes al acero PC.

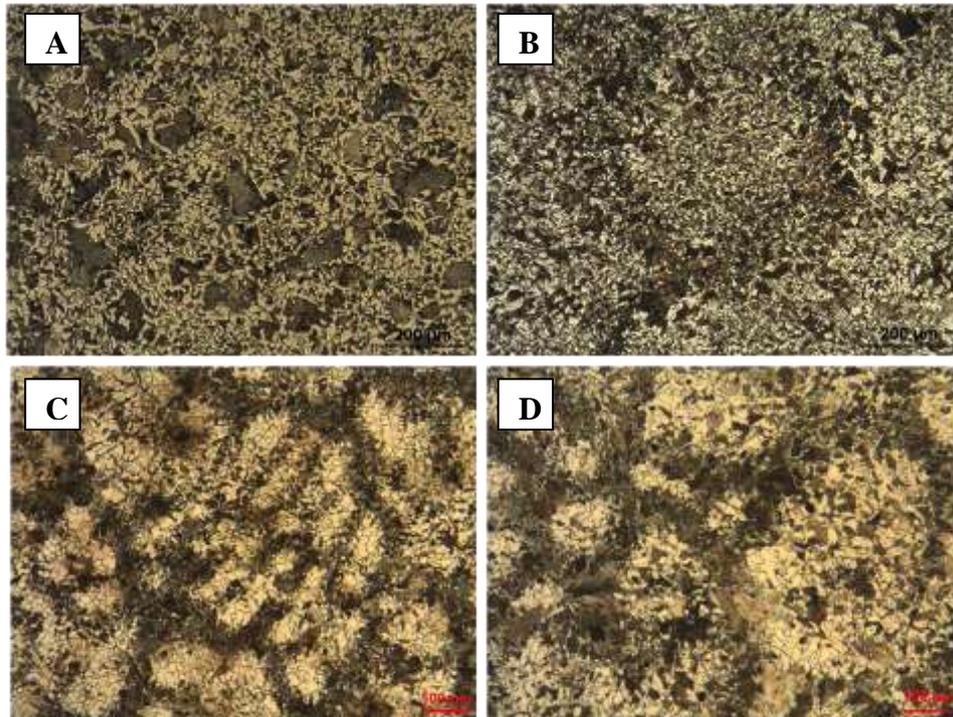


Figura 5.15. Microestructuras en estado recocido. A: Keel Block acero SC. B: Bloque de Estudio SC. C: Keel Block acero PC. D: Bloque de Estudio acero PC.

Al igual que en la colada PC, el acero SC presentó, en ambas muestras recocidas, una microestructura ferrítico-perlítica, la cual coincide con la encontrada en el estado As-cast. Al mismo tiempo, nuevamente se puede observar una clara diferencia en tamaño, morfología y distribución de las fases al comparar las muestras recocidas con las correspondientes al estado bruto de colada. Como se mencionó en el capítulo 3, las muestras recocidas poseen una morfología de fases mucho más fina, producto de la recristalización producida durante el ciclo de austenizado.

La figura 5.16 muestra, a mayor aumento, las microestructuras del acero SC en estado recocido. En esta se puede observar más claramente la morfología mas fina de la ferrita en el Keel Block con respecto al Bloque de Estudio, producto del menor tamaño de la austenita de partida.

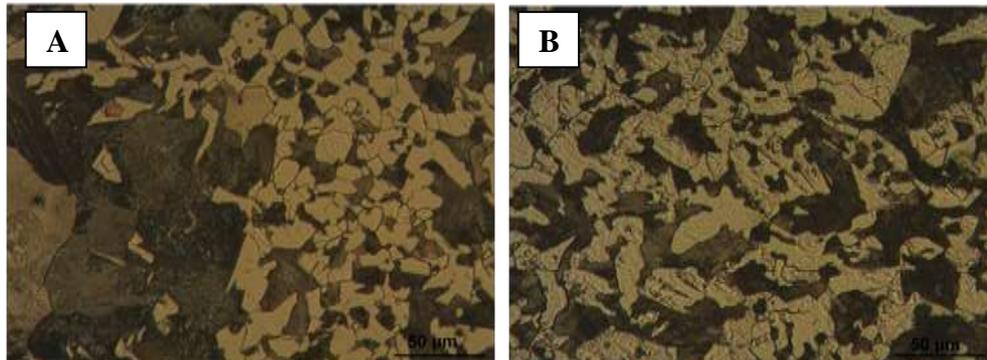


Figura 5.16. Microestructura para el estado recocido del acero SC, a un mayor aumento. A: Keel Block. B: Bloque de Estudio.

5.3.2.6 Análisis microestructural de muestras en estado Normalizado

En la figura 5.17 se muestran las microestructuras correspondientes al estado de normalizado para el acero SC para cada bloque analizado, mientras que a modo comparativo también se muestran las metalografías correspondientes al acero PC para el mismo estado metalúrgico. Al igual que en los casos analizados anteriormente, la matriz metálica está compuesta por ferrita y perlita, presentando una morfología más fina que en el estado as-cast y recocido, producto del refinamiento de grano de la austenita durante la etapa de austenización, y a la mayor velocidad de enfriamiento del tratamiento de normalizado respecto al recocido, lo cual también produce una mayor dispersión de las fases presentes. Comparando las figuras 5.17-A y 5.17-B se puede apreciar que la microestructura correspondiente al KB es más fina que la del BE (ver detalle en la figura 5.18), producto de la mayor velocidad de enfriamiento durante el normalizado, y que las zonas últimas en solidificar, caracterizadas por la mayor proporción de perlita, presentan una distribución más abierta en el BE.

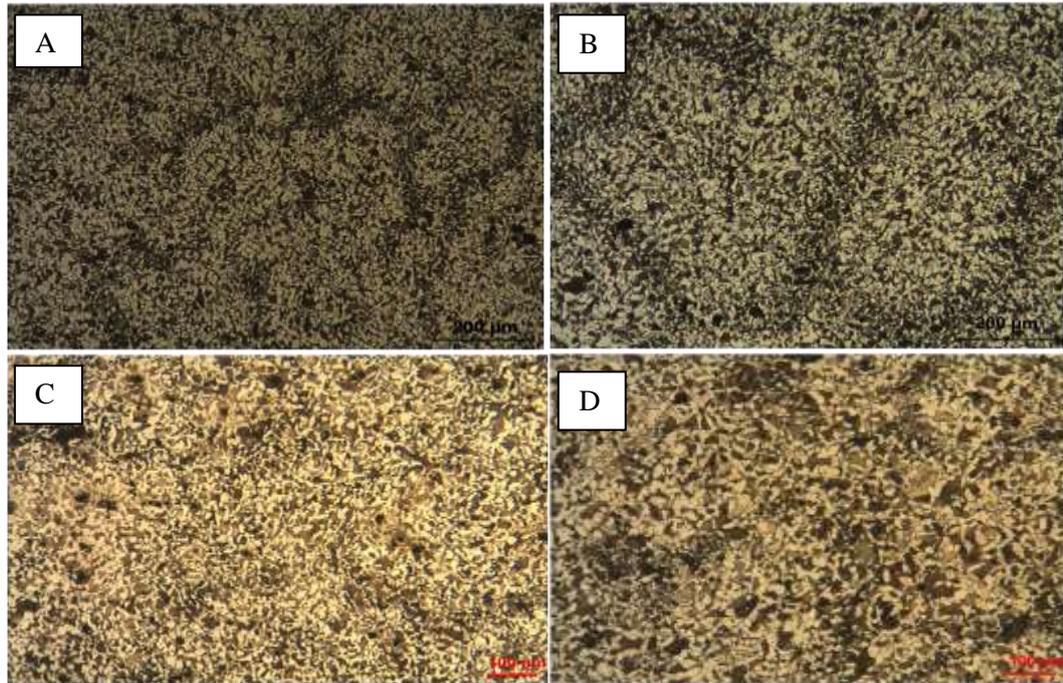


Figura 5.17. Microestructuras en estado normalizado. A: Keel Block acero SC, B: Bloque de Estudio acero SC. C: Keel Block acero PC. D: Bloque de Estudio acero PC.

Por otro lado, comparando las microestructuras del acero SC con las del PC para este estado metalúrgico, se puede apreciar que ambos aceros presentan un tamaño de grano similar, pudiéndose notar una microestructura levemente más fina por parte del acero SC. Esta situación podría deberse a la precipitación durante el recalentamiento, de finas partículas de carburos o nitruros de titanio que pueden actuar como puntos de anclaje de los bordes de los granos de austenita, reduciendo su crecimiento durante el mantenimiento a temperatura (400 min a 900 °C).

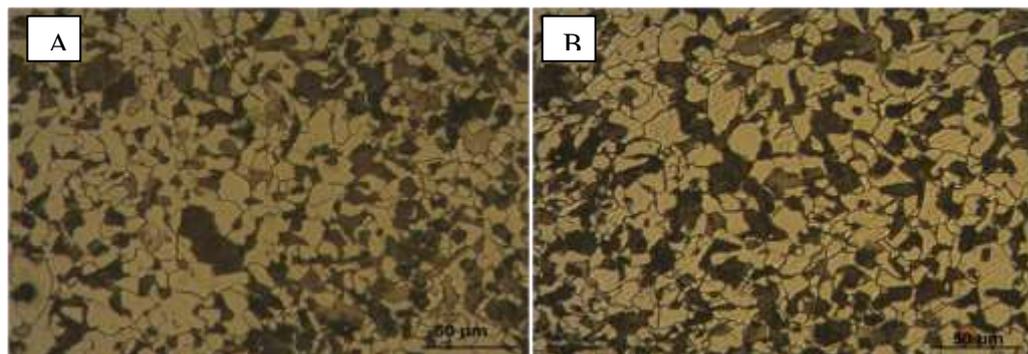


Figura 5.18. Microestructuras en estado recocido del acero SC. A: Keel Block. B: Bloque de Estudio.

5.3.2.7 Análisis microestructural de muestras estado Recocido + Normalizado + Temple + Revenido

Las figura 5.19 muestra, a distintos aumentos, las microestructuras del acero SC obtenidas luego del ciclo térmico Recocido + Normalizado + Temple + Revenido (o estado 4), para las muestras provenientes del Keel Block y el Bloque de Estudio. En las figuras 5.19-A y 4.19-B se puede ver que,

la microestructura del KB estuvo compuesta por bainita (zonas claras) y martensita revenida (zonas oscuras), al igual que en el acero PC. Por otro lado, el Bloque de Estudio (ver figuras 5.19-C y 5.19-D) mostró una microestructura compuesta por ferrita y perlita. La cementita de la perlita muestra una morfología globular debido a la alta temperatura de revenido y el prolongado tiempo a esta temperatura.

Al igual que con el acero PC, la diferencia en la microestructura entre el Keel Block y el Bloque de Estudio se debe a que en este último, la velocidad de enfriamiento durante el temple, no es lo suficientemente alta como para producir la descomposición de la austenita en productos de baja temperatura.

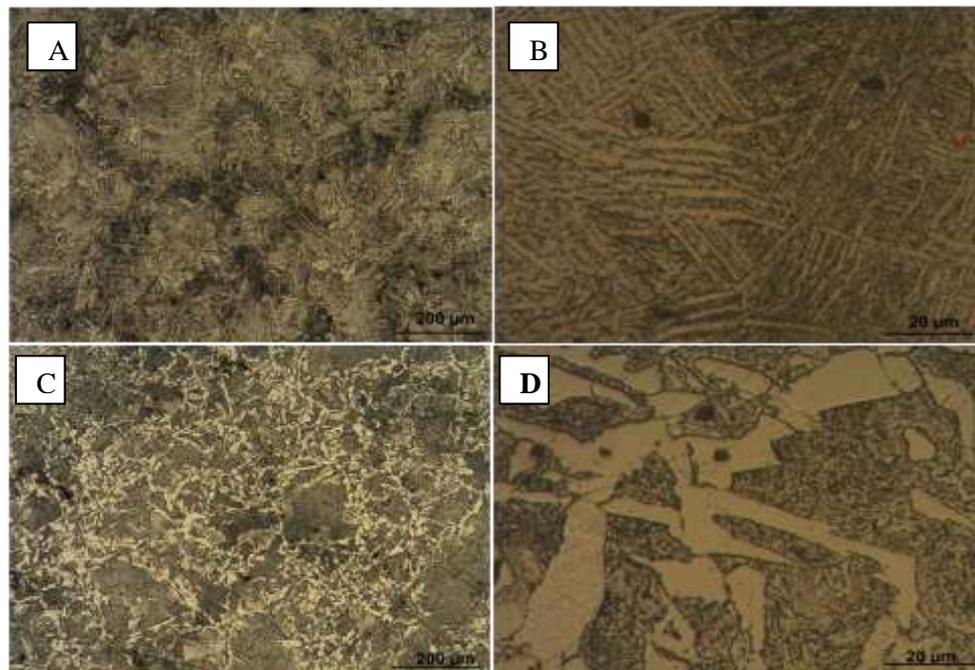


Figura 5.19. Muestras en el estado Rec+Nor+TyR del acero SC. A y B: Keel Block. C y D: Bloque de estudio.

Comparando las microestructuras encontradas, con respecto a las observadas en el acero PC, para el mismo estado metalúrgico, se pudo observar que ambos aceros muestran microestructuras similares.

5.3.3 Análisis de las propiedades mecánicas

5.3.3.1 Propiedades mecánicas para los distintos estados metalúrgicos del Keel Block y el Bloque de Estudio del acero SC

La empresa solicitante ha realizado ensayos de tracción sobre probetas extraídas del Keel Block y del Bloque de Estudio del acero -SC. Al igual que en el acero PC las propiedades reportadas para los Keel Blocks corresponden a un solo ensayo, sin embargo para el caso del Bloque de Estudio, los valores en este caso corresponden a un promedio tres ensayos, por lo que constituyen un valor más confiable. A su vez, para esta colada, la empresa solamente envió los resultados correspondientes a los

estados Normalizado y Recocido + Normalizado + Temple + Revenido. Las propiedades mecánicas se muestran en la tabla 5.3.

Estado	Probeta	σ_R (Mpa)	σ_f (Mpa)	$\delta\%$	Estricción %	N° de ensayos	Dureza D(HB)
Normalizado	KB	647.75	465.70	23.80	42.24	1	192
	BE	579.31	432.91	11.40	17.77	3	190
Rec+N+T+Rev	KB	595.95	426.01	24.80	62.05	1	187
	BE	547.13	349.07	16.87	22.56	3	166

Tabla 5.3. Propiedades mecánicas del acero SC.

De los resultados obtenidos se puede concluir que en ambos estados las propiedades mostradas por probetas extraídas del Keel Block son sensiblemente superiores a aquellas obtenidas a partir del Bloque de Estudio. Esta tendencia en los resultados ya había sido encontrada en el acero sin la adición de refinadores, como se mencionó capítulo 3. A su vez es importante mencionar que el Keel Block cumplió con las propiedades establecidas en la norma para ambos estados.

En las figuras 5.20 y 5.21 se observan las propiedades, junto con su microestructura para las muestras en el estado normalizado. Al igual que para el acero sin refinadores, el Keel Block presenta propiedades muy superiores a las del Bloque de Estudio producto de una microestructura más fina y una menor cantidad y tamaño de defectos. A su vez se puede observar que nuevamente el Keel Block cumple ampliamente con los requerimientos establecidos en la norma, lo que demuestra una vez más que es posible alcanzar las propiedades requeridas con una microestructura ferrítico-perlítica. Sin embargo, el Bloque de Estudio, a pesar de tener una microestructura similar, no cumple con lo establecido en la norma, estando considerablemente por debajo en los valores de alargamiento (11.4% contra 18% requeridos) y estricción (18% contra 35%). Esto podría deberse principalmente a la presencia de defectos en el Bloque de Estudio, aunque tal situación no pudo ser verificada por no poseer las probetas para su observación y determinar la causa de la falla.

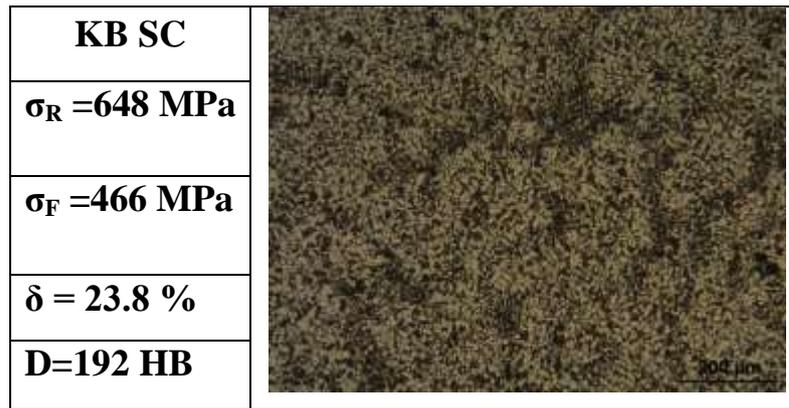


Figura 5.20. Microestructura y propiedades en tracción. Keel Bock del acero SC. Estado Normalizado.

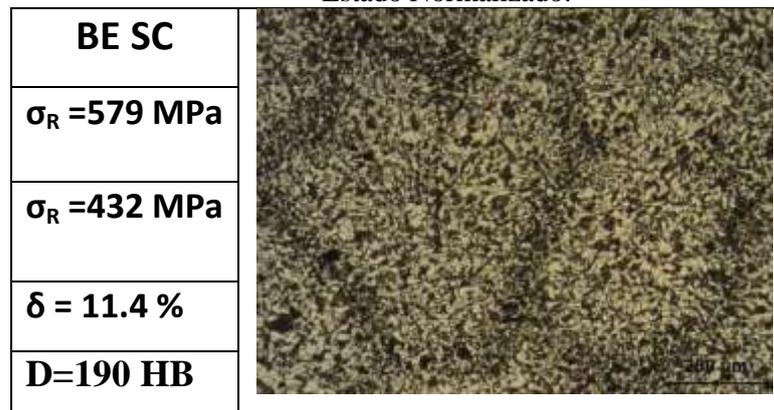


Figura 5.21. Microestructura y propiedades en tracción. Bloque de Estudio del acero SC. Estado Normalizado.

En las figuras 5.22 y 5.23 se muestran las propiedades medidas junto con las microestructuras correspondientes estado Rec + Nor+ TyR para el Keel Block y el Bloque de Estudio respectivamente. Al igual que en el estado normalizado, se observan mejores propiedades en el Keel Block. Las diferencias en las tensiones de fluencia y rotura y dureza, se debe a las diferentes microestructuras observadas, generadas por la distinta velocidad de enfriamiento de cada bloque durante el temple. Como se dijo en la sección anterior, el Keel Block presentó bainita y martensita revenida, fases de elevada resistencia y tensión de fluencia, mientras que la microestructura del Bloque de Estudio está compuesta por ferrita y perlita con cementita globular. La presencia de ferrita y la morfología globular de la cementita, producen una reducción en las tensiones de fluencia y rotura, y una disminución en la dureza. Sin embargo esto debería producir un aumento en el alargamiento a la rotura, lo cual no ha sido observado. Esta disminución en el alargamiento a la rotura del Bloque de Estudio, podría estar relacionada nuevamente con el mayor tamaño y cantidad de defectos que presenta con respecto al Keel Block.

Por otro lado, comparando las propiedades mecánicas obtenidas en el estado de Rec + Nor + TyR con respecto al de Normalizado, se observa que se redujeron los valores de tensión de fluencia y rotura y dureza, y se aumentó la deformación a la rotura, con respecto al tratamiento de normalizado. Para el caso del Keel Block si bien se observó la presencia de bainita y martensita, los menores valores

resistencia, tensión de fluencia y dureza, y la mayor ductilidad con respecto a la microestructura ferrítico-perlítica del Normalizado, son producidos por el tratamiento de revenido a alta temperatura (650°C) durante 5 horas. En el caso del Bloque de Estudio los cambios en las propiedades mecánicas podrían estar relacionados con el cambio en la morfología de la cementita de la perlita (de laminar a globular) que se produjo durante el revenido.

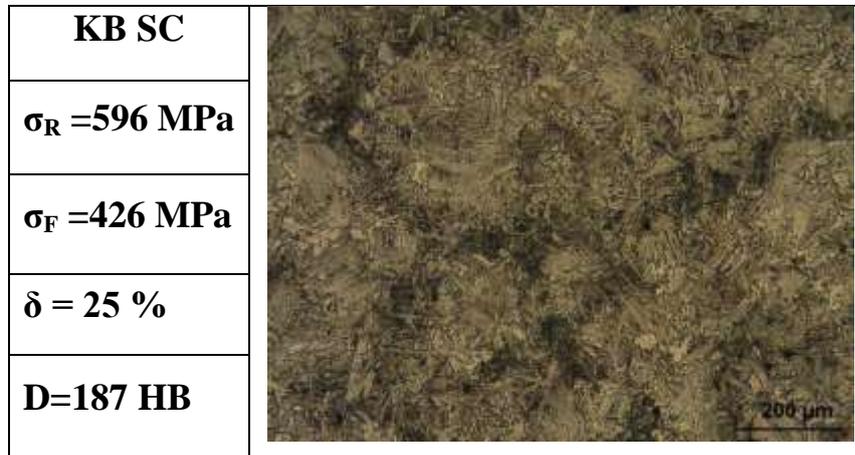


Figura 5.22. Microestructura y propiedades en tracción para el Keel Block del acero SC. Rec+Nor+TyR.

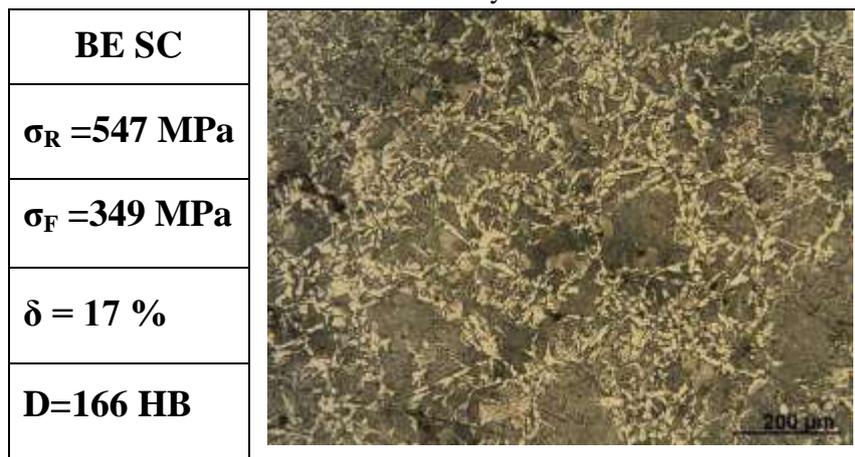


Figura 5.23. Microestructura y propiedades en tracción para Bloque de Estudio del acero SC. Estado Rec+Nor+TyR.

5.3.3.2 Comparación de las propiedades mecánicas entre el acero PC y SC

Finalmente se realizó una comparación sobre las propiedades mecánicas obtenidas en ambas coladas. La tabla 5.4 muestra las propiedades en tracción y dureza obtenidas sobre las microestructuras logradas a partir de los tratamientos de Normalizado, y Recocido + Normalizado + Temple + Revenido, para los aceros PC y SC, tanto para el Keel Block como para el Bloque de Estudio, al mismo tiempo se agregan los valores establecidos en la norma y se remarcan las probetas que han logrado superarlos. Si bien los valores de estricción no han sido informados para el acero PC, estos están estrechamente relacionados con los de alargamiento a la rotura. Por lo tanto si en esta propiedad

se cumple con el mínimo (ampliamente) se puede inferir que también la hace la otra, lo mismo cuando no cumple.

Estado	Probeta	Acero	σ_R (Mpa)	σ_f (Mpa)	$\delta\%$	Estricción %	N° de ensayos	Dureza D(HB)
Normalizado	KB	PC	630.00	425.00	29.00		1	190
		SC	647.75	465.70	23.80	42.24	3	192
	BE	PC	560.00	385.00	10.00		1	181
		SC	579.31	432.91	11.40	17.77	3	190
Rec+N+T+R	KB	PC	630.00	407.00	26.00		1	187
		SC	595.95	426.01	24.80	62.05	1	187
	BE		565.00	371.00	25.00		1	168
		SC	547.13	349.07	16.87	22.56	3	166
Valores requeridos			586.00	414.00	18.00	35.00		174-237

Tabla 5.4. Comparación de las propiedades mecánicas entre los aceros PC y SC.

Para el tratamiento de Normalizado se observa que la adición de elementos refinadores ha logrado incrementar la tensión de rotura, la tensión de fluencia y la dureza, tanto para el Keel Block como para el Bloque de Estudio. Si bien el acero SC presenta una microestructura levemente más fina (lo que promueve un incremento en las propiedades), el factor principal podría estar relacionado con la presencia de titanio. Como se explicó en la revisión bibliográfica, durante las transformaciones que ocurren en el tratamiento térmico se produce la precipitación de finas partículas (que no son observables por microscopía óptica), TiC y/o TiN, que generan endurecimiento por precipitación de la ferrita. A su vez este efecto también parecería explicar la disminución en la deformación a la rotura en el Keel Block. Contrariamente, en el Bloque de Estudio se ve un leve aumento en esta propiedad. Sin embargo hay que tener en cuenta que el valor reportado para el acero PC corresponde a un único ensayo, y por lo tanto esta diferencia podría deberse simplemente a la dispersión en los resultados.

Para el estado de Rec + Nor + TyR, se observó una leve disminución de las propiedades mecánicas del acero SC con respecto a las obtenidas en el acero PC. Estos cambios en la tendencia de los resultados con respecto a lo encontrado en probetas en estado normalizado, podría deberse a que las muestras son sometidas por tiempos largos a altas temperaturas durante los sucesivos tratamientos térmicos y principalmente durante el tratamiento de revenido. Esto podría provocar el crecimiento de los finos precipitados de titanio [29], disminuyendo su cantidad, y por lo tanto reduciendo su efecto endurecedor, tal como se mencionó en la Revisión Bibliográfica. Para el caso particular del Bloque de Estudio del acero SC la marcada disminución en la ductilidad podría deberse a la presencia de grandes partículas ricas en Titanio, Ti(C,N), (que poseen un tamaño sensiblemente mayor en el Bloque de Estudio, según lo visto en la figura 5.11), las cuales se forman a alta temperatura en el acero líquido. El gran tamaño de estos carburos y nitruros (ver figura 5.11) fragiliza la microestructura, actuando como sitios de nucleación para la iniciación de la fractura por clivaje [17, 18]. Por otro lado, en el Keel Block no se observó esta disminución en la ductilidad, lo cual podría estar relacionado con el menor

tamaño de las partículas y con la morfología sensiblemente más fina, situación que es más favorable para disminuir el efecto fragilizador de dichas partículas.

5.4 Discusión de la adición de elementos refinadores en el acero SC.

A partir de los resultados descritos en la sección de 5.3.2.1 se observó que el agregado de titanio y zirconio, en las cantidades mencionadas, no logró refinar la estructura de solidificación del acero. A continuación se describirá la razón por la cual se estima que no se produjo el refinamiento deseado.

Como se mencionó en la sección de caracterización microestructural, al observar las muestras del acero SC, tanto las provenientes del Keel Block como las del Bloque de Estudio, se pudo advertir la presencia de precipitados ricos en Titanio $Ti(C,N)$ (ver figura 5.14). Por otro lado, a partir de la observación de la estructura dendrítica mediante el ataque a color, se pudo advertir que la presencia de dichos precipitados se daba preferencialmente en las zonas últimas en solidificar. En la figura 5.24, se señala la presencia de dichas partículas en el líquido interdendrítico. Esto lleva a pensar que dichas partículas no actuaron como sitios de nucleación de la fase primaria, como se esperaba que lo hagan, sino que se formaron durante la última etapa de la solidificación, y por lo tanto lo lograron refinar la estructura de solidificación.

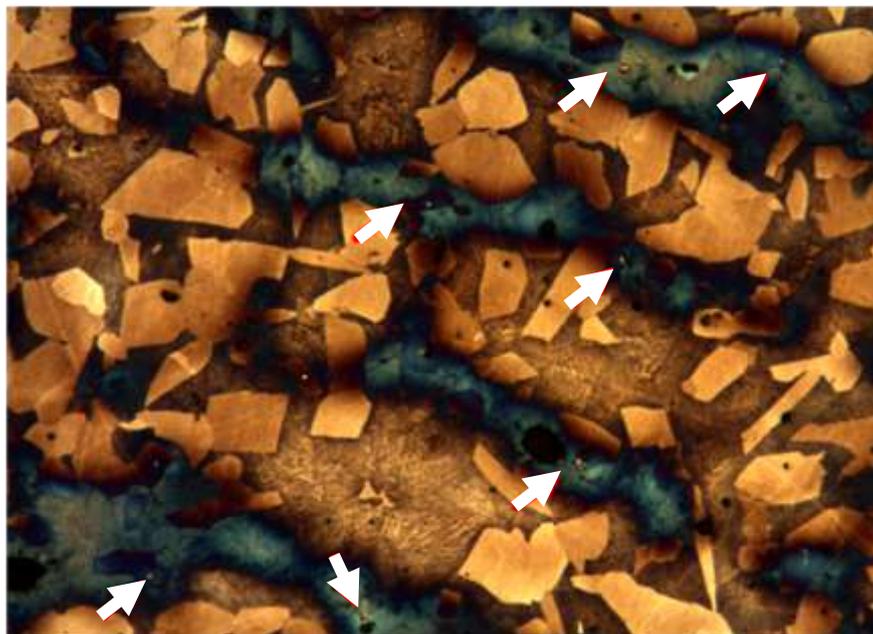


Figura 5.24 Partículas de $Ti(C,N)$, ubicadas preferencialmente en las zonas interdendríticas. Acero SC. As-cast

La presencia de las partículas de $Ti(C,N)$ en las zonas últimas en solidificar, podría deberse a que el líquido se va enriqueciendo en soluto a medida que avanza el frente de solidificación, debido a los efectos de segregación. Esto genera que en algún momento, en el líquido interdendrítico se alcance la concentración de Ti que, junto a los demás elementos segregados (C,N), permita la precipitación de carburos y nitruros de Titanio, o una combinación de ellos. A su vez, este comportamiento podría

deberse a que la cantidad de titanio agregado no fue suficiente como para que sea estable la precipitación de las partículas de Ti(C,N), en el metal líquido, al inicio de la solidificación.

En la figura 5.25 se muestran los diagramas de fases Fe-Ti, presentados anteriormente en el capítulo 1 correspondiente a la revisión bibliográfica, obtenidos de la literatura [15, 18], para dos aceros de distinto contenido de carbono (fig. 5.25-A: 0.435%C y fig. 5.25-B: 0.2%C). En cada uno de estos, se han superpuesto dos líneas, una de ellas, de color verde, que muestra la cantidad de titanio (fig. 5.25-A 0.125%Ti y fig. 5.25-B 0.142%Ti), a partir de la cual se hace estable la precipitación de las partículas de Ti(C,N) previo al comienzo de la solidificación de la ferrita- δ . Esta composición se denominará " Ti_{min} ". Por lo tanto, para cantidades de titanio mayores a Ti_{min} , la precipitación de las partículas de Ti(C,N) se va a producir previo al comienzo de la solidificación del acero, lo cual le va a permitir actuar como sitios de nucleación heterogénea. Por otro lado, para cantidades de titanio inferiores a Ti_{min} , la formación de dichas partículas se produce luego del comienzo de la solidificación, o incluso en la última etapa de la misma (en el líquido interdendrítico, como fue observado en las muestras), haciendo que el agregado de elementos refinadores no sea efectivo. La línea roja indica la cantidad de Ti presente en el acero SC (0.058%Ti) la cual está claramente por debajo de Ti_{min} .

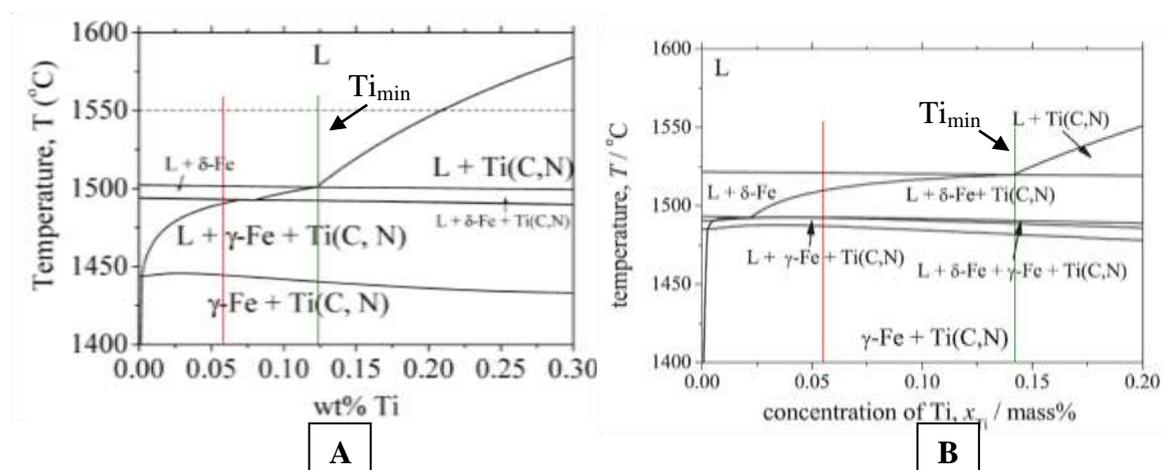


Figura 5.25. Diagramas de fases Fe-Ti (porcentaje en peso). A: 0.435%C, 0.0052%N [15]. B: 0.2%C, 0.006%N [18].

Es importante mencionar que el contenido de carbono en ambos aceros es de aproximadamente 0.25%, y que los diagramas mostrados fueron calculados con un software a partir del sistema cuaternario Fe-Ti-C-N (para un contenido de 0.435%C, 0.0052% N –Fig. 5.25-A y 0.2%C, 0.006%N –Fig. 5.25-B–). Esta situación permite suponer que para los aceros bajo estudio, la cantidad Ti_{min} va a estar dentro del rango 0.125%-0.142%, con lo cual el valor de titanio agregado en este acero va a estar claramente por debajo de Ti_{min} . Por lo tanto se podría concluir que el motivo fundamental por el cual no se observó un refinamiento en la microestructura del acero fue la cantidad insuficiente utilizada de elementos refinadores.

5.5 Conclusiones

A partir de las mediciones realizadas para verificar el refinamiento de la estructura de solidificación mediante el agregado de titanio y zirconio, se ha observado que el agregado de titanio estos no han logrado reducir el tamaño de grano de la austenita primaria, ni reducir el espaciado dendrítico secundario, con lo cual se puede concluir que no han logrado refinar la estructura de solidificación. A su vez, el agregado de los refinadores tampoco ha logrado que se reduzcan las diferencias en la estructura de solidificación entre el Keel Block y el Bloque de Estudio. Sin embargo, se ha observado que la modificación realizada produjo la formación de grandes partículas que corresponden a carburos o nitruros de titanio, o una combinación de ambas (Ti(C,N)).

Por otro lado se ha observado que en comparación con el acero PC, el acero SC presentó una menor cantidad de inclusiones y microrrechupes, siendo estos a su vez, de menor tamaño. Estas diferencias no podrían ser atribuidas al agregado de elementos refinadores, sino más bien al producto de cambios introducidos en las operaciones de fusión y colado del acero.

A partir de la caracterización microestructural de los distintos estados metalúrgicos del acero SC tanto para el Keel Block como para el Bloque de Estudio y su comparación con los del acero PC, se ha observado que los diferentes tratamientos térmicos han logrado los mismos efectos que en el acero PC (descritos en el capítulo 3). Se ha observado un refinamiento de la microestructura mediante los distintos tratamientos térmicos, al mismo tiempo que se observaron las mismas microestructuras con proporciones de fases similares a las del acero PC para cada estado metalúrgico analizado. Se encontró nuevamente una microestructura ferrítico-perlítica para los estados As-cast, Recocido y Normalizado, mientras que para el estado de recocido + normalizado + temple + revenido se observaron diferencias microestructurales entre el Keel Block y el Bloque de Estudio. Estas diferencias son producto de las distintas velocidades de enfriamiento durante el temple, presentando el Keel Block una microestructura compuesta por bainita y martensita revenida y el Bloque de Estudio una ferrítico-perlítica con cementita globular.

En cuanto al efecto del agregado de elementos refinadores sobre las propiedades mecánicas, se ha observado que, nuevamente, solamente las probetas extraídas de los Keel Blocks han logrado cumplir con las propiedades requeridas. Comparando las propiedades del estado normalizado del acero PC y SC se ha observado una mejora en las propiedades, lo cual puede ser producto de la formación de finos precipitados de carburos o nitruros de titanio (producto de la adición de Ti), que detienen el crecimiento de la austenita (permitiendo una microestructura levemente más fina) y producen endurecimiento por precipitación. Sin embargo para el estado Rec + Nor + TyR, se ha observado que la adición de elementos refinadores ha reducido levemente las propiedades del Bloques de Estudio del acero SC con respecto a la colada SC, principalmente en el valores de alargamiento a la rotura. Este comportamiento podría ser atribuido al crecimiento excesivo de los precipitados de Ti (formados en el líquido), que se han observado en la colada modificada; estos precipitados producen un detrimento en la tenacidad y ductilidad del material, según lo reportado en literatura.

Por último los estudios realizados permiten concluir que la razón por la que el agregado de titanio y zirconio no ha logrado refinar estructura de solidificación, se debe a la baja cantidad agregada de dichos elementos. Esto generó que la formación de las partículas ricas en titanio (que pueden actuar como sitios de nucleación heterogénea), se produzca en el líquido interdendrítico, es decir durante el final de la solidificación. Esto genera que dichas partículas no logren actuar como sitios de nucleación de nuevos cristales. Para lograr el refinamiento deseado, la cantidad de Ti debería incrementar a 0.15% aproximadamente.

Capítulo 6

Conclusiones

A partir de la problemática planteada por la empresa referida a la discrepancia entre las propiedades mecánicas obtenidas a partir de probetas obtenidas del Keel Block (probeta colada adjunta a la pieza para caracterizar la colada) y las extraídas usando probetas tomadas de las zonas de menor velocidad de enfriamiento del Carretel, se realizó una investigación enfocada al estudio del efecto del tamaño de la pieza en acero colado, sobre la microestructura, templabilidad y propiedades mecánicas.

Para evitar la destrucción de carretes y con el fin de reducir costos, para obtener las probetas para realizar este estudio, la empresa coló un bloque de prueba, denominado Bloque de Estudio, el cual representaría las condiciones de enfriamiento y solidificación de la pieza. Por lo tanto, en una primera instancia se realizó una comparación entre las condiciones de enfriamiento y solidificación entre el Carretel, Keel Block y el Bloque de Estudio. A partir de los resultados arrojados por las simulaciones se ve que el Keel Block, está muy lejos de representar las condiciones de solidificación y enfriamiento del Carretel. Por otro lado se observa que, el Bloque de Estudio posee un tiempo de solidificación mayor Keel Block. Sin embargo, este sigue estando lejos de los tiempos de solidificación medidos en puntos de interés del Carretel. A pesar de esto, al no contar con muestras pertenecientes al Carretel, se continuó analizando las microestructuras y propiedades mecánicas usando las muestras obtenidas del Keel Block y del Bloque de Estudio, teniendo en cuenta que sería esperable que las propiedades de la pieza sean todavía inferiores a las del Bloque de Estudio.

Los resultados de la caracterización microestructural del acero bajo estudio (acero PC) permitieron concluir que existe una marcada diferencia en tamaño de la estructura de solidificación entre el Keel Block y el Bloque de Estudio, lo cual ha sido verificado a través de la observación de las microestructuras en estado As-cast. Por otro lado, se pudo observar la presencia de una gran cantidad de inclusiones y algunos microrrechupes, uniformemente distribuidos para el caso del Keel Block y de mayor tamaño y agrupados en regiones más concentradas, para el caso del Bloque de Estudio. El hecho de que los microrrechupes tengan un tamaño superior en el Bloque de Estudio, podría estar relacionado con un problema de la realimentación de líquido de la mazarota y con el mayor tamaño de las zonas últimas en solidificar, producto de su menor velocidad de enfriamiento, lo cual a su vez también contribuye a la mayor concentración de las inclusiones.

En cuanto a las microestructuras obtenidas en los distintos estados metalúrgicos analizados, se observa que se logra un gran refinamiento de las fases que componen las distintas microestructuras con respecto al estado As-cast. Este refinamiento se logra principalmente, cuando se realiza la etapa de austenizado involucrado en los tratamientos térmicos, donde se produce la recristalización de la austenita; y secundariamente por la velocidad de enfriamiento propia de cada tratamiento. Por otro lado, se observó que se obtienen las mismas microestructuras, que en el estado As-cast (ferrítico-perlítica), con proporciones de fases similares para ambos bloques para los estados Recocido y

Normalizado, presentando el Keel Block una microestructura levemente más fina. Cuando las piezas son sometidas a tratamientos complejos de Recocido+ Normalizado + Temple y Revenido se obtiene una microestructura compuesta por bainita y martensita revenida en el Keel Block y ferrítico-perlítica en el Bloque de Estudio.

El estudio de las propiedades mecánicas sobre las probetas extraídas del Keel Block y el Bloque de Estudio arrojó que los parámetros que gobiernan las propiedades mecánicas son la presencia de defectos, el grado de refinamiento de la estructura y tipo de fases obtenidos luego de los distintos tratamientos térmicos. Los resultados permitieron concluir que la presencia de defectos es la principal causante de las diferencias entre el Keel Block y el Bloque de Estudio. Se observó que se produjo una notable mejora en las propiedades del Bloque de Estudio a partir de la disminución en el tamaño de defectos y el refinamiento de la microestructura de solidificación, teniendo la primera la mayor influencia. A su vez, quedó demostrado que es posible alcanzar las propiedades mecánicas establecidas en la norma con una microestructura ferrítico-perlítica (como el caso del normalizado para el Keel Block), con un determinado grado de refinamiento y que la presencia de defectos no tenga mayor influencia sobre las propiedades, sin la necesidad de la presencia bainita o martensita en la microestructura.

Por otro lado, con el fin de obtener valores más confiables de las propiedades y poder realizar conclusiones más precisas, se plantea la necesidad de realizar un mayor número de ensayos, por lo menos tres para cada situación analizada. Al mismo tiempo que tener un mayor control de las zonas de extracción de las probetas y poder realizar los ensayos en la facultad de manera de poder observar la superficie de fractura e identificar la causa de la falla.

En lo que refiere a los estudios realizados sobre la templabilidad del acero, se encontró que las diferencias en la estructura de solidificación entre el Keel Block y el Bloque de Estudio no tienen influencia apreciable sobre esta propiedad. A su vez, los diámetros críticos obtenidos, demuestran que la templabilidad del acero PC es baja. Por otro lado, con la templabilidad medida para este acero es prácticamente imposible obtener fases de elevada resistencia como martensita o bainita en toda la sección de la pieza, debido a que los espesores de esta son marcadamente superiores a los diámetros críticos obtenidos.

Por otro lado, para la templabilidad de este acero, las velocidades de enfriamiento involucradas en los tratamientos térmicos realizados (recocido y normalizado), en las zonas analizadas del Bloque de Estudio y el Keel Block, no van a producir una gran modificación en el tipo y proporción de fases resultantes. Esto permitió verificar que con las velocidades de enfriamiento involucradas en los tratamientos térmicos realizados, en las zonas analizadas, no se observó una gran modificación en el tipo y proporción de fases resultantes, obteniendo estructuras ferrítico-perlíticas con porcentajes semejantes de fases en todos los casos.

De manera paralela a los estudios anteriores, la empresa realizó una nueva colada agregando elementos refinadores, particularmente (Ti, Zr), en con el objetivo de lograr el mejoramiento de las propiedades mecánicas del Carretel a través del refinamiento de la estructura de solidificación.

La caracterización de probetas obtenidas de Keel Blocks y Bloques de Estudios colados con acero con elementos refinadores (acero -SC), permitió verificar no se ha logrado refinar la estructura de solidificación con las cantidades agregadas por la empresa. Se observó que la adición de estos elementos generó la formación de grandes partículas de Ti(C,N), las cuales se formaron en las zonas últimas en solidificar y por lo tanto no actuaron como sitios de nucleación. La modificación realizada tampoco ha generado cambios apreciables en la microestructura para los distintos estados analizados con respecto al acero PC.

Con respecto a las propiedades mecánicas, se observó nuevamente la diferencia en propiedades entre el Keel Block y el Bloque de Estudio, ya que no se observó refinamiento en la estructura de solidificación. Sin embargo, en relación con el acero PC, se mejoraron levemente las propiedades para ambos bloques en el estado Normalizado, mientras que para el estado Rec+Nor+TyR, las propiedades en el Bloque de Estudio han disminuido, principalmente el alargamiento a la rotura, razón que podría ser atribuida a la presencia de las partículas Ti(C,N) las cuales fueron de un tamaño sensiblemente mayor en el Bloque de Estudio, con respecto al Keel Block.

Finalmente a partir de los estudios realizados, surge en una primera instancia, que la manera de mejorar las propiedades del Bloque de Estudio o del Carretel podría obtenerse mediante:

- 1- Mejorar los procesos de fusión, refinamiento del acero y colado del mismo, de manera de disminuir los defectos relacionados en las piezas coladas, relacionadas con las operaciones de fusión y colado (inclusiones, microrrechupes, porosidad, etc.).
- 2- Refinar la microestructura mediante un tratamiento térmico que involucre austenizados sucesivos pero que sea más eficiente que el utilizado actualmente por la empresa. Como por ejemplo uno que involucre un doble austenizado y un posterior enfriamiento en aire.
- 3- Refinar la estructura de solidificación, con el fin de reducir el número y tamaño de microrrechupes y mejorar la dispersión de los defectos. Sin embargo, se considera que es necesario primeramente realizar coladas en donde se logre el refinamiento y evaluar luego su influencia en microestructuras y propiedades mecánicas.

En cuanto al plano personal, este trabajo ha sido de gran interés, ya que se trata de un problema concreto de la industria, en el cual pude aplicar algunos de los conocimientos de metalurgia adquiridos durante la carrera, lo cual demuestra que no son tan abstractos y sin aplicación, como uno piensa cuando cursa las materias. A su vez, permitió familiarizarme con la simulación numérica, mediante uso de un software de simulación de coladas y solidificación de metales, el cual constituye una herramienta muy útil hoy en día.

Por otro lado, la realización de este trabajo me permitió conocer cómo es la modalidad de trabajo en un grupo de investigación como el de la División Metalurgia del INTEMA, lo cual

representa una de las posibilidades del desarrollo de la profesión, y a tomar conciencia de que los niveles de precisión manejados en el ámbito de la investigación científica distan mucho de lo que se puede alcanzar en la industria.

Trabajos futuros

En base a los resultados obtenidos en el presente trabajo se plantean los siguientes trabajos a futuros que tienen como objetivo lograr reducir las discrepancias en las propiedades entre el Keel Block y el Bloque de Estudio, el Carretel, haciendo que este logre cumplir con las propiedades requeridas en la norma.

- Mejorar los procesos de fusión, refinamiento del acero y colado del mismo, de manera de disminuir los defectos relacionados en las piezas coladas, relacionadas con las operaciones de fusión y colado (inclusiones, microrrechupes, porosidad, etc.).
- Diseñar un ciclo térmico más eficiente que el realizado por la empresa, en busca de mejorar las propiedades mecánicas de la pieza. Como por ejemplo el propuesto en el desarrollo, donde se plantea realizar un ciclado de la pieza en temperatura entre valores superiores a A3 y valores levemente inferiores a la temperatura eutectoide, repitiéndolo las veces que sea necesario, y posteriormente finalizar con un tratamiento de normalizado.
- Verificar el posible refinamiento de la estructura de solidificación mediante la realización de una colada de un mismo material base, colando Keel Blocks y Bloques de Estudio con distintos tenores de titanio (0.12%, 0.15%, 0.18%). A su vez, se propone la caracterización microestructural y el ensayo de propiedades mecánicas con el fin de evaluar el efecto del refinamiento y del agregado de titanio sobre las propiedades mecánicas. Se propone realizar dicha evaluación sobre 2 estados metalúrgicos distintos: As-Cast y Normalizado. Y en caso de que se obtengan resultados positivos, combinarlo con un ciclo térmico como el mencionado en el punto anterior.

Bibliografía

- [1] D. V. Edmonds, «Advanced bainitic and martensitic steels with carbide free microstructures containing retained austenite,» vol. 638, n° 110-117, 2010.
- [2] H. k. D. H. Bhadeshia, «Bainite in steels. Transformations, Microstructure and properties.,» vol. 1, n° 360, 2001.
- [3] J. Fekete, «New Developments in Advances High-Strength Sheet Steels,» n° 1-5, 2008.
- [4] «Metals Handbook Vol.1,» *Properties and selection: Iron, Steels and High performance alloys*, ASM, 1990, p. 373.
- [5] G. Krauss, «Solidification, Segregation and Banding in Carbon Alloy Steels,» *Metall. and Materials Transactions.*, vol. 34B, pp. 781-792, 2003.
- [6] H. Fredriksson and U. Akerlind, *Solidification and Crystallization processing in metals and alloys*, 2012, pp. 550-551.
- [7] Robert W. Cahn and Peter Haasen, *Physical Metallurgy Vol.1*, 1996, pp. 792-794.
- [8] Xiang Chen and Yankiang Li, «Effects of Ti, V, and Rare Earth on the MEchanical Properties of Austempered High Silicon Cast Steel,» *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37A, pp. 3215-3220, 2006.
- [9] Xiang Cheng and Yanxiang Li, «Fracture toughness improvement of asutempered high silicon steel by titanium, vanadium and rare earth elements modification,» *Materials Science and Engineering A*, vol. 444, pp. 298-305, 2007.
- [10] Hanguang Fu, Yinu Qu, and Jiandong Xing, «Investigation of Solidification Structures of High Carbon Low Alloy Cast Steel Containing Re-V-Ti,» vol. 18, n° 4, 2009.
- [11] H. Wang, J. Tan, L. Huang, «Effects and Mechanism of Titanium Modification on Structures of Cast Steel ZG270-500,» *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.*, vol. 27, pp. 634-639, 2012.
- [12] E. S. Dahle, *Garin Refinement of High Alloyed Steel*, Norewegian University of Science and Technology, 2011.
- [13] D. A. Porter and K. E. Easterling, *Phase Transformation in Metals and Alloys*, 1992.
- [14] H. Fredriksson and U. Akerlind, *Solidification and Crystallization Processing in Metals and Alloys*, 2012.
- [15] M. Ohno and K. Matsuura, «Refinement of As-cast Austenite Microstructure in S45C Steel by Titanium Addition,» *ISIJ International*, vol. 48, n° 10, pp. 1373-1379, 2008.
- [16] M. Sasaki, K. Matsuura, K. Ohsasa and M. Ohno, «Refinement of As-cast Austenite Grain in Carbon steel by Addition of Titanium,» *ISIJ International*, vol. 49, n° 9, pp. 1362-1366, 2009.
- [17] B. L. Bramfitt, «The Effect of Carbide and Nitride Addition on the Heterogeneous Nucleation Behavior of Liquid Iron,» *Metallurgical Transactions*, vol. 1, pp. 1987-1995, 1970.
- [18] M. Ohno, C. Murakami, K. Matsuura and K. Isobe, «Effects of Ti addition on austenite grain growth during reheating of as-cast 0.2 mass% carbon steel,» *ISIJ International*, vol. 52, pp. 1830-1840, 2012.
- [19] Y. Han, J. Shi, L. Xu, W. Q. Cao, H. Dong, «Effects of Ti addition and reheating quenching on grain refinement and mechanical properties in low carbon medium manganese steel,» *materials and Design*, vol. 34, pp. 427-434, 2012.
- [20] A. Ghosh, A. ray, D. Chakrabarti, C. L. Davis, «Cleavage initiation ins steel: Competition between large grains and large particles,» *Materials Science and Engineering*, vol. A561, pp. 126-135, 2013.
- [21] M. Vedani and A. Mannucci, «Effects of Titanium addition on precipitate and microstructural control in C-Mn microalloyed steels,» *ISIJ International*, vol. 42, pp. 1520-1526, 2002.
- [22] D. P. Fairchild, D. G. Howden, W. A. T. Clark, «The mechanism of brittle fracture in a microalloyed steel: Part I. Inclusion-induced Cleavage,» *Metallurgical Transactions*, pp. 641-

652, 200.

- [23] H. Najafi and J. Rassizadehghani, «Effects of vanadium and titanium on mechanical properties of low carbon as-cast microalloyed steels,» *International Journal of Cast metals Research*, vol. 19, n° 6, pp. 323-329, 2006.
- [24] J. Rassizadehghani, H. Najafiy, M Emamy and G. Eslami-Saeen, «Mechanical properties ov V-Nb, and Ti-bearing As-cast microalloyed steels,» *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 23, n° 6, pp. 779-784, 207.
- [25] H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, pp. 241, 2001.
- [26] C. García De Andrés, C. Capdevila, D. San Martín, F. G. Caballero, «Effect of the Microalloying elements on Nucleation of Allotriomorphic Ferrite in Medium Carbon-Manganese Steels,» vol. 328, n° pp. 156-160, 2002.
- [27] N. Hansen, «Hall-Petch relation and boundary strengthening,» *Sriptamaterialia*, pp. 801-806, 2004.
- [28] Robert W. Cahn and Peter Haasen, de *Physical Metallurgy*, 1996, pp. Vol. 2 1589-1590, Vol. 3 2168-2169.
- [29] J.H. jang, C-H. Lee, H.N. Han, H.K.D.H. Bhadeshia, D-W. Suh., «Modelling the coarsening behaviur of TiC precipitates in high-strenght, low-alloy steels,» *Materials Science and Technology*, pp. 1074-1079, 2013.
- [30] A. Ray, S. Sivaprasad, D. Chakrabarti, «A crititcal grain size concept to predict the impact transition temperature of Ti-Microalloyed Steels,» *Int. J. Fract.*, vol. 173, pp. 215-222, 2012.
- [31] A. Echeverría, J. M. Rodriguez-Ibabe, «the role of grain size in brittle particle induced fracture of steels,» *Materials Science and Engineering*, vol. A 346, pp. 149-158, 2003.
- [32] J. M. San Martín, J. M. Rodriguez-Ibabe, «Determination of energetic parameters controlling cleavage fracture in a Ti-V microalloyed ferrite-pearlite steel.,» *Scriptamaterialia*, vol. 40, pp. 459-464, 1999.
- [33] ASM Handbook Vol. 15 Casting, pp. 1580, 1992.
- [34] M. J. S. Navarro, La transformación bainítica sin formación de carburos en aceros, Madrid, 2006.
- [35] D. A. Porter and K. E. Easterling, Phase Transformation in Metals and Alloys, pp. 320, 1992.
- [36] ASTM A781/ A781M Standar Specification for Castings, Steel and Alloy, Common Requirements for General Insdustrial Use., 2000.
- [37] ASTM A255 Standar Specification for End-Quench Test for Hardenability of Steel, 1994.
- [38] P. J. Maroni, Templabilidad.
- [39] C. García De Andrés, C. Capdevila, D. San Martín, F. G. Caballero, «Effect of the Microalloying elements on Nucleation of Allotriomorphic Ferrite in Medium Carbon-Manganese Steels».
- [40] C. García de Andrés, C. Capdevilla, D. San Martín, F. G. Caballero, «Effect of titanium on the allotriomorphic ferrite transformation kinetics in medium carbon-manganese steels.,» *Materials Science and Engineering*, vol. 328, pp. 156-160, 2002.
- [41] ASTM E112 Standar Specification for Determining Average Grain Size, 1996.
- [42] M. Atkins BSc, M Met, FIM, Atlas of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels, ASM, 1980.

