

**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO**



FACULTAD DE QUÍMICA

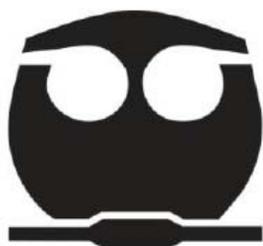
**EFFECTO DE LA RELACIÓN Cr/V 1/0.25 Y 2/0.25 EN LA
TEMPERATURA EUTÉCTICA DEL HIERRO NODULAR Y LA
FORMACIÓN DE CARBUROS**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

PRESENTA

JOSÉ ROBERTO VELASCO SAINZ



MÉXICO, D.F.

2015



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: EUSEBIO CÁNDIDO ATLATENCO TLAPANCO

VOCAL: JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA

SECRETARIO: ADRIÁN MANUEL AMARO VILLEDA

1er. SUPLENTE: AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO

2° SUPLENTE: VÍCTOR ANTONIO ARANDA VILLADA

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

EDIFICIO "D", FACULTAD DE QUÍMICA, CIUDAD UNIVERSITARIA, UNAM.

ASESOR DEL TEMA:

Dr. José Alejandro García Hinojosa

SUPERVISOR TÉCNICO:

I.Q.M. Víctor Antonio Aranda Villada

SUSTENTANTE:

José Roberto Velasco Sainz

Índice:

Introducción	1
Resumen	1
Planteamiento del problema	2
Objetivos	2
Hipótesis	3
Capítulo I: Antecedentes	3
1.1 Hierros nodulares	3
1.2 Técnica de fusión	3
1.2.1 Inoculación	4
1.2.2 Nodularización	5
1.3 Métodos de tratamiento de nodularización	6
Capítulo II: Fundamentos teóricos	9
2.1 Diagramas Fe-G y Fe-Fe ₃ C y temperatura eutéctica	9
2.2 Efecto de los elementos de aleación y aleantes	9
2.3 Velocidad de enfriamiento	11
2.4 Técnica de análisis térmico (curvas de enfriamiento)	12
Capítulo III: Desarrollo experimental	14
3.1 Fabricación de los moldes	14
3.2 Fabricación de los bloques “Y”	16
3.3 Análisis metalográfico	17

3.4 Análisis térmico	19
Capítulo IV: Resultados y discusión	20
4.1 Composición química	20
4.2 Caracterización microestructural del hierro	21
4.2.1 Conteo de carburos	23
4.2.2 Conteo de la fase de grafito	29
4.3 Análisis térmico	34
4.3.1 Temperatura estable y metaestable considerando únicamente el contenido de silicio en las aleaciones experimentales	35
4.3.2 Temperatura estable y metaestable tomando en cuenta el contenido de elementos aleantes en las aleaciones experimentales	36
4.4 Comparación de la fracción de carburo con la de grafito precipitado	44
4.5 Relación entre porcentaje de fases, temperatura eutéctica y diferencia de temperaturas eutécticas	46
Capítulo V: Conclusiones	47
Referencias	48
Anexo 1. Imagen de la pieza de colada completa.	49
Anexo 2. Cuantificación de carburos y grafito por pieza.	50
Anexo 3. Imagen con efecto estereoscópico.	53
Anexo 4. Curvas de enfriamiento.	54

Introducción

Resumen

Los hierros CADI son materiales de última generación que pertenecen a la familia de los hierros nodulares, en los que la presencia de carburos en una matriz de ausferrita promueve elevadas propiedades de resistencia al desgaste y a la abrasión con una aceptable tenacidad. La fabricación de piezas de hierro CADI tiene dos etapas importantes ligadas entre ellas. La primera es la fabricación de hierro nodular con carburos y la segunda etapa es aplicar un tratamiento de austemperizado manteniendo la mayor cantidad de carburos sin disolver. La formación de carburos en la etapa de solidificación puede ser promovida mediante la adición de aleantes como el Cr, V y Mo, considerados como fuertes elementos blanqueadores (formadores de carburos).

Para obtener un hierro CADI con propiedades específicas se debe partir de un hierro nodular con una fracción de carburos determinada, por lo que se requiere que esta cantidad de carburos sea controlada con las variables del proceso de fundición.

En el presente trabajo se estudió mediante análisis térmicos (curvas de enfriamiento) el efecto que tienen las relaciones en porcentajes de Cr/V de 1/0.25 y 2/0.25, sobre la temperatura eutéctica y la formación de carburos durante la solidificación. Los hierros nodulares fueron fabricados en horno de inducción y colados para formar piezas tipo bloque "Y" (ASTM A536 (2014), Standard Specification for Ductile Iron Castings, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014), a las que se les colocaron termopares conectados a un adquisidor de datos y a una computadora, con lo que se obtuvieron las correspondientes curvas de enfriamiento. Las curvas fueron analizadas, y la magnitud del sobreenfriamiento experimental fue comparada con la cantidad de carburos precipitados y con otros parámetros de las curvas de enfriamiento para determinar las relaciones correspondientes. La fracción de carburos y el carbono libre, fueron evaluadas mediante análisis de imágenes.

Planteamiento del problema

Los hierros CADI son materiales útiles en ciertas industrias por sus propiedades mecánicas y su costo de producción, sin embargo algunas aplicaciones requieren una mayor dureza y resistencia al desgaste, propiedades que se incrementan con el aumento de carburos en la matriz de un hierro CADI.

Este trabajo tiene como objeto de estudio la primera etapa de fabricación del hierro CADI, es decir la fabricación del hierro nodular base con altos contenidos de carburos. Para poder obtener las características mencionadas se experimentó con elementos aleantes formadores de carburos, en específico cromo y vanadio en diferentes proporciones para poder determinar su alcance en la formación de carburos y relacionarlo con el proceso de solidificación, con el propósito de encontrar variables que puedan ser usadas para mejorar el diseño del material y el proceso de fabricación.

Objetivos

- Evaluar el efecto que tiene la adición conjunta de Cr y V sobre la fracción de carburos formada.
- Explicar el efecto que tiene la adición conjunta de Cr y V sobre la fracción de carbono grafito precipitado y relacionarla con la formación de carburos.
- Determinar y explicar el efecto de la adición conjunta de Cr y V en niveles diferentes sobre las temperaturas eutécticas.
- Determinar si hay una relación entre la “velocidad de enfriamiento local” y la fracción de carburos precipitados.

Hipótesis

- La adición conjunta de Cr y V en hierros nodulares provocará la formación de una elevada fracción de carburos que puede ser asociada a los parámetros de la curva de enfriamiento en la solidificación del material.
- La formación de carburos reducirá la fracción de grafito precipitado.

Capítulo I: Antecedentes

1.1 Hierros nodulares

Los hierros nodulares son un subconjunto de aleaciones pertenecientes al conjunto de hierros colados, este tipo de aleaciones se distinguen de los demás hierros por dos características generales, la primera es que tienen grafito libre en su microestructura, y la segunda es que este grafito se encuentra en forma de esferoides también llamados nódulos. La morfología del esferoide de grafito en la microestructura se logra con ayuda de elementos como el cerio, el magnesio y algunas tierras raras, sin embargo por el costo, el elemento más utilizado es el magnesio, que debe encontrarse en una cantidad de magnesio residual (es decir el que se encuentra en la aleación sólida) de entre 0.03 y 0.07% [1].

1.2 Técnica de fusión

En la fabricación de cualquier hierro existen técnicas para obtener un buen producto, llamadas técnicas de fusión, estas técnicas abarcan desde la elección de las materias primas hasta los tratamientos del metal líquido, estos tratamientos juegan un papel fundamental al obtener las características buscadas en un hierro nodular, como el tamaño del esferoide y el porcentaje de nodularidad.

Los tratamientos del metal líquido requeridos para la fabricación de este hierro son: la nodularización y la inoculación, a continuación se describe cada tratamiento.

1.2.1 Inoculación [2]

Durante la solidificación, en un metal puro normalmente se lleva a cabo una nucleación homogénea, si se desea provocar durante la solidificación una nucleación heterogénea se debe agregar un elemento externo que tenga la función de formar núcleos, es decir que inicie la solidificación en varios puntos, este proceso aumenta el número de cristales formados, lo que a menudo aumenta algunas propiedades del metal, este mecanismo se denomina “inoculación” en los hierros colados. En las fundiciones de hierro, el propósito principal de la inoculación es reducir el riesgo de producir una fundición blanca o moteada. Para reducir este riesgo y promover la formación de hierro gris o nodular en la solidificación de la fundición, es importante aumentar el número de núcleos para promover la nucleación del grafito.

La mayoría de los aditivos de inoculación, incluyendo el ferrosilicio, contienen diferentes cantidades de Ca y Al, también se incluyen pequeñas cantidades de Ba, Sr, Zr o Ce. Todos estos elementos al estar en contacto con el oxígeno disuelto en el material fundido forman óxidos, los cuales son los núcleos sobre los que se forman fases sólidas. El área del frente de solidificación se hace más grande y el calor de solidificación cederá más rápidamente. Simultáneamente, la estructura del grafito será más gruesa, debido al menor subenfriamiento.

La adición de inoculantes se puede hacer de tres maneras, ya sea de forma temprana o tardía.

- Temprana: En la inoculación temprana, el inoculante se agrega dentro de la olla de colada, ya sea con material granular que se vierte sobre la masa fundida en la olla de colada o como partículas pequeñas con aire soplado que se inyectan dentro de la masa fundida en la olla, también se puede agregar con un alambre de inoculante que alimenta la masa fundida en la olla de tratamiento.

- Tardía: Esta inoculación se realiza mientras el metal fundido llena el molde, el inoculante se puede agregar de dos formas, en forma granular directamente en el chorro de metal fundido, o bien en forma de alambre, también directamente aplicado al chorro de metal fundido. Otra forma de incorporar el inoculante es agregarlo en el molde, en este caso el inoculante es colocado dentro de una cámara de tratamiento incorporada al sistema de colada dentro del molde, normalmente esta técnica requiere de un filtro cerámico.

1.2.2 Nodularización [3]

La nodularización es un proceso que consiste en introducir a la solución líquida una determinada cantidad de un elemento formador de esferoides. Como se menciona anteriormente, los elementos nodulizantes son el magnesio, el cerio y algunas tierras raras, sin embargo el magnesio es el metal más utilizado actualmente para la nodularización.

En el caso del magnesio, el problema más importante involucra la neutralización o minimización de los efectos de su relativamente baja temperatura de evaporación (1090°C) y la limitada solubilidad en hierro. Ya que las temperaturas normales de tratamiento al hierro están por encima de su temperatura de ebullición (1107°C), la volatilidad es un severo problema. En un intento por superar este problema, muchos métodos y aleaciones han sido empleados.

Otro obstáculo a superar es el contenido de azufre que se encuentra en la materia prima o carga, ya que el azufre es un elemento que al estar en contacto con el magnesio a la temperatura de tratamiento forma sulfuro de magnesio, el cual se disuelve en la matriz y puede tener dos consecuencias según la concentración de azufre, la primera es una baja en la concentración de magnesio residual, y la segunda es la transformación de todo el magnesio en sulfuro de magnesio.

1.3 Métodos de tratamiento de nodularización [1]

Uno de los métodos más utilizados por los pioneros de este tratamiento fue el método de la olla abierta. En este proceso el magnesio puro nunca es utilizado (se utilizan aleaciones nodulizantes como las series de noduloy, que son ferroaleaciones FeSiMg), y los aditivos de alta concentración raramente son colocados en el fondo de la olla. Una cantidad previamente pesada de hierro base se vierte sobre la aleación nodulizante colocada en el fondo de la olla (**Figura 1**) lo más rápido posible. Normalmente el magnesio recuperado o magnesio residual en este proceso está en el rango del 20 a 30%, pero aleaciones de nodularización más densas pueden aumentar este rendimiento. Para una olla con una relación altura diámetro de 3:1 se obtienen los mejores resultados de recuperación.

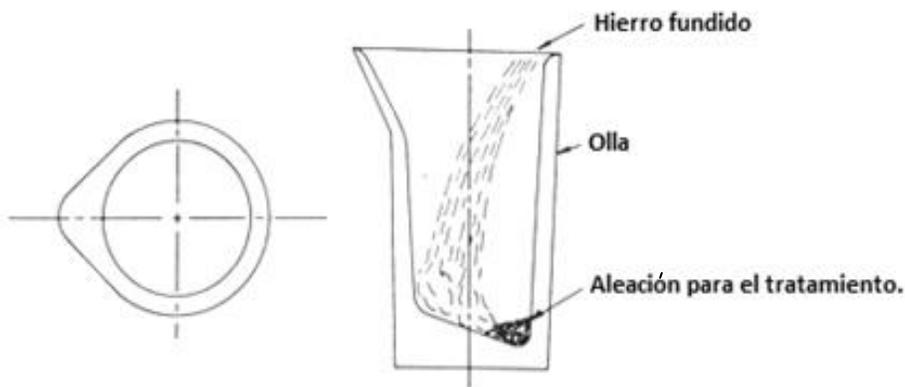


Figura 1. Esquema del método de olla abierta para el tratamiento de un hierro nodular.

Otro método importante para la fabricación de hierro nodular es el método sándwich, este método es el descendiente directo del proceso de la olla abierta, conservando la configuración básica y la simplicidad del proceso. La principal diferencia se ubica en el diseño del fondo de la olla y en que la aleación para el tratamiento está cubierta con un material específico en una especie de bolsillo, el termino sándwich deriva de la copa y del material de cobertura (**Figura 2**).

El material de cobertura es de 1 a 2% de la capacidad de la olla, usualmente de rebaba de acero o placa, pero en varios procesos continuos es utilizado el ferrosilicio 50% como cobertura. Otros materiales, incluidos la arena, son usados por algunas fundiciones. El material de cobertura funciona retardando la reacción del magnesio hasta que se forme una columna metálica arriba del mismo. Como en el método de la olla abierta, una alta y delgada olla, así como un rápido llenado promueve la recuperación de magnesio. Muchos fundidores reportan recuperación del orden de 40 a 50 % utilizando el método del sándwich.

Existe una pequeña desventaja que proviene de la pequeña cantidad de calor perdido debido a la fusión del material de cobertura, esto se ve reflejado en la temperatura disminuida. El proceso es fácilmente adaptable para todos los tamaños de ollas, la mejor estimación arroja que el método sándwich se utiliza para fabricar del 75% al 80% del hierro nodular producido en Estados Unidos.

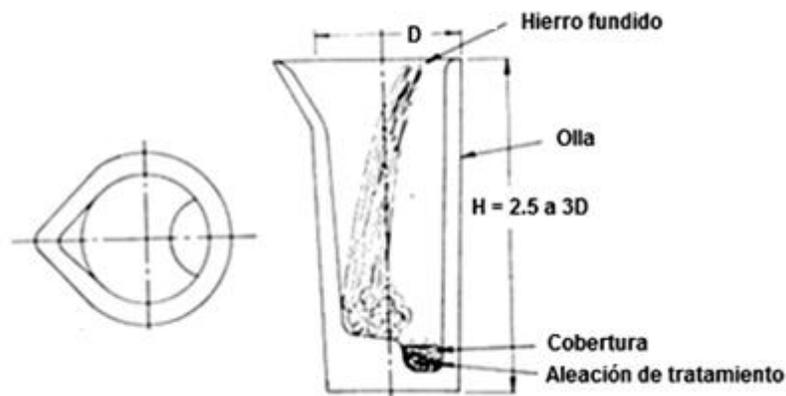


Figura 2. Esquema del método sándwich para el tratamiento de un hierro nodular.

Los métodos más importantes en la historia de la industria son, como se menciona anteriormente el método de olla abierta y el método sándwich, sin embargo existen otros métodos, que son: el método de inmersión, el método del reactor inclinado, el proceso de inyección, el método de la lanza porosa, el método de la cámara y olla a presión y el método de tratamiento en molde.

La **Tabla 1** muestra de forma resumida las características generales de cada método.

Tabla 1. Métodos utilizados en la producción de hierro nodular. [1]

Método.	Proceso.	Recuperación.	Desventajas.
Método de inmersión (Campana).	En este proceso una campana refractaria que contiene el nodulizante se sumerge dentro del metal líquido.	Cerca del 50%	Equipo muy caro (campana refractaria) y pérdidas en la temperatura.
Método del reactor inclinado.	Se abren hendiduras dentro de la pared de un reactor que puede ser sellado, para hacer reaccionar el Mg se inclina el reactor para que el metal tenga contacto con el magnesio y este se incorpore.	Del 50 al 60%	El proceso es lento y muy violento, perdidas de temperatura y los agujeros en el refractario causan un exceso de escoria.
Proceso de inyección.	En este proceso se sumerge un tubo de grafito o refractario que tiene en su pared agujeros, posteriormente es inyectado gas inerte mezclado con polvo de Mg.	Cerca del 60%	El proceso es muy caro, violento y la temperatura se pierde fácilmente.
Método de la lanza porosa.	En este caso se inyecta gas inerte al metal formando una gran turbulencia, posteriormente se agrega nodulizante en la superficie del metal y por la turbulencia es succionado e incorporado rápidamente.	Del 40 al 50%	Pérdida de temperatura y proceso caro, por lo que se usa más para desulfurar.
Método de la cámara y olla a presión.	En este método, una olla es colocada dentro de una cámara a presiones cercanas a las 30 atm, se agrega el lingote de Mg, que no puede evaporarse.	Alrededor de 70%	El proceso es muy caro debido al gran trabajo que se requiere para alcanzar esa presión.
Método de tratamiento en molde.	En este método el nodulizante se coloca en una cámara en el interior del molde, en el sistema de colada.	Del 90 al 100%	Requiere moldeo automático y altas propiedades de resistencia en arena.

Capítulo II: Fundamentos teóricos

2.1 Diagramas Fe-G y Fe-Fe₃C y temperatura eutéctica

Ya que el interés de este trabajo se enfoca en la temperatura eutéctica se muestra a continuación una fracción del diagrama de fases Fe-G y Fe-Fe₃C (**Figura 3.**), en el cual se puede notar la temperatura eutéctica a 1154°C para el sistema Fe-Grafito, mientras que para el sistema Fe- Cementita la temperatura eutéctica es de 1148°C.

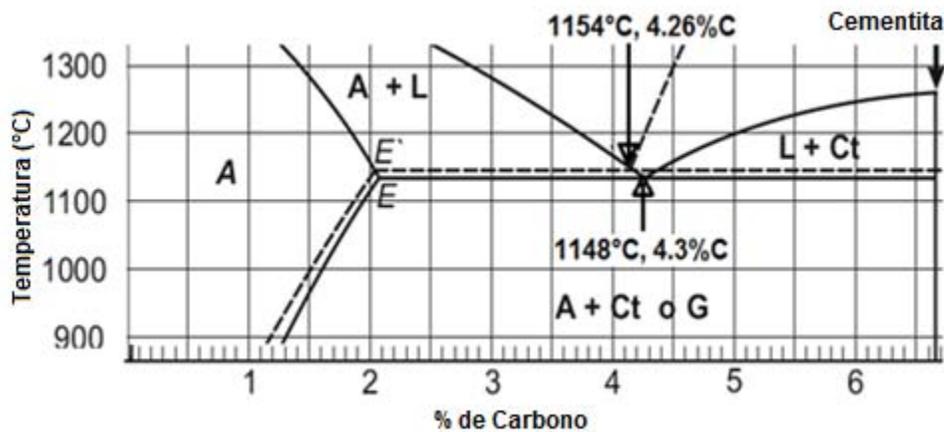


Figura 3. Fracción del diagrama Fe-Grafito y Fe-Cementita sobrepuestos, donde "A" es austenita, "L" es líquido, "Ct" es Cementita, "G" es grafito, "E'" es eutéctico estable y "E" es eutéctico metaestable. [4]

Con el diagrama de la **Figura 3** y con la ayuda de técnicas de análisis térmico se podrá determinar las variaciones causadas por la adición de elementos formadores de carburos.

2.2 Efecto de los elementos de aleación y aleantes [5]

La variación en composición de elementos aleantes y de aleación puede llevar a un efecto de blanqueamiento y/o la formación de carburos aleados, lo que significa un cambio en la microestructura final. La mayoría de estos elementos alteran el

equilibrio de la temperatura eutéctica de los dos diagramas, estable y metaestable, como se muestra en la **Figura 4**. En general, los elementos grafitizantes como el silicio y el níquel aumentan la temperatura eutéctica del diagrama estable y disminuyen la temperatura eutéctica del diagrama metaestable. Los elementos estabilizadores de carburos reducen la temperatura eutéctica estable y aumentan la temperatura eutéctica metaestable, por lo tanto los promotores de grafito libre inhiben el blanqueamiento por el incremento del intervalo entre la temperatura eutéctica estable y la temperatura eutéctica metaestable, mientras que los formadores de carburos promueven el blanqueamiento y reducen dicho intervalo (**Figura 4**). En el caso del cromo y el vanadio tienen un efecto parecido al que se explica anteriormente, ya que son promotores de carburos, estos dos reducen la temperatura eutéctica estable y aumentan la temperatura eutéctica metaestable (**Figura 4**), sin embargo, cada elemento tiene un efecto diferente (**Figuras 6 y 7**).

Por otro lado el efecto en la profundidad de blanqueado del vanadio es mayor que el del cromo con una cantidad menor en la composición química (**Figura 5**).

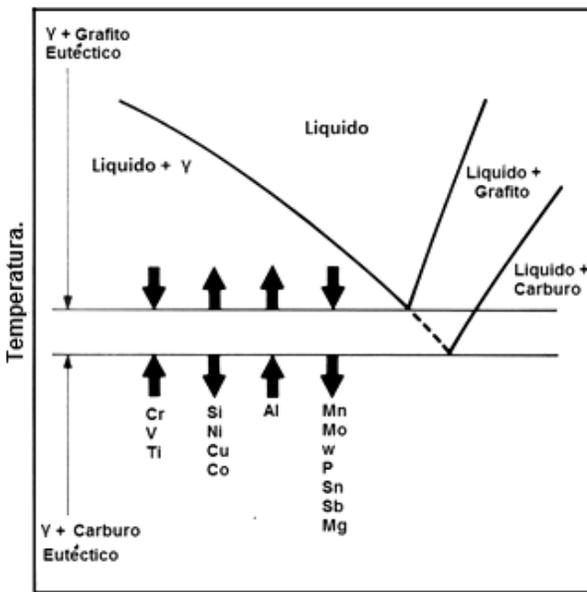


Figura 4. Influencia de los elementos aleantes y de aleación en la línea del equilibrio eutéctico estable y metaestable. [5]

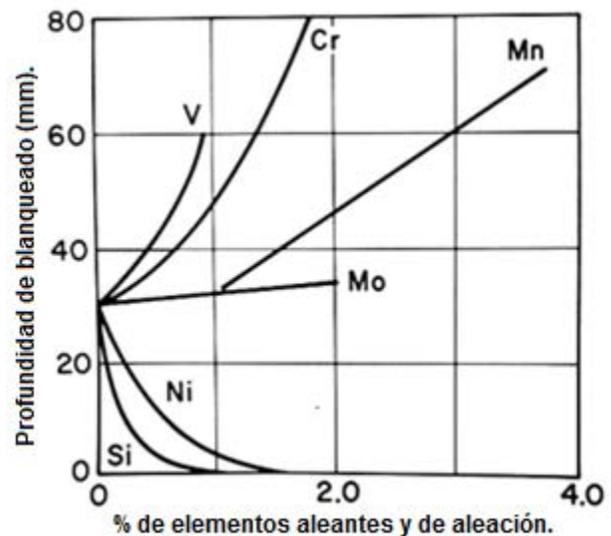


Figura 5. Efecto de los elementos aleantes y de aleación sobre la profundidad del blanqueado para un intervalo de 3-3.3% de C. [5]

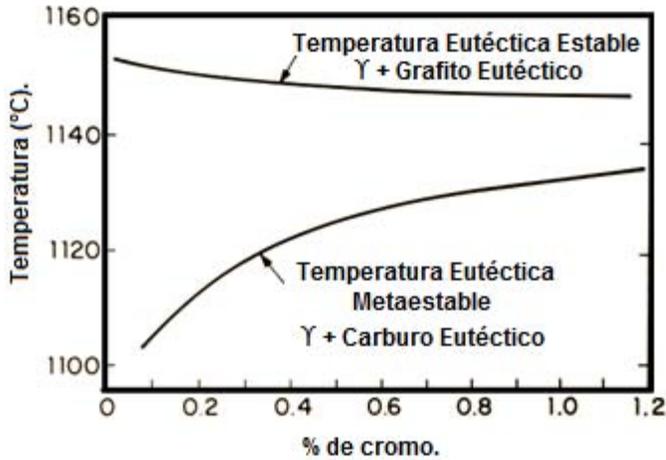


Figura 6. Efecto del cromo en las temperaturas eutécticas estable y metaestable. [5]

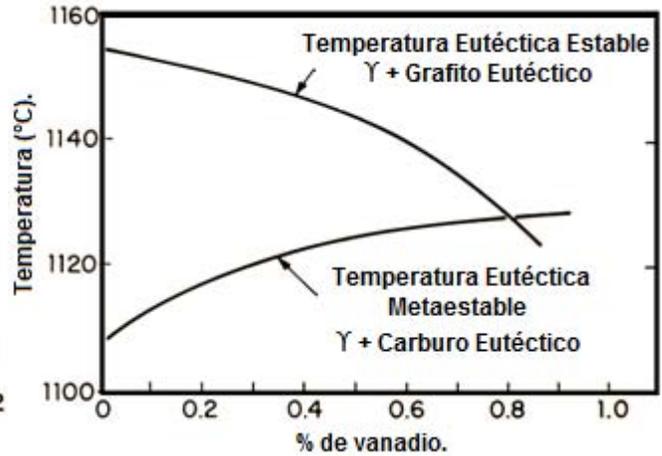


Figura 7. Efecto del vanadio en las temperaturas eutécticas estable y metaestable. [5]

Cabe mencionar que la **Figura 5** representa el comportamiento de elementos aleantes en hierros grises, pero se expone debido a que el efecto de estos elementos en hierros grises es muy similar al efecto en hierros nodulares y a que prácticamente no se reporta información en el caso de hierros nodulares.

2.3 Velocidad de enfriamiento [6]

Para conseguir un tipo de hierro determinado con características específicas existen tres parámetros que se pueden controlar, (excluyendo la nodularización para hierros nodulares y vermiculares) estos son: composición química, inoculación y velocidad de enfriamiento.

La velocidad de enfriamiento es muy útil porque puede ayudar a modificar la microestructura de un hierro gris, por ejemplo, una velocidad baja de enfriamiento conduce a una baja tasa de crecimiento, lo que corresponde a un subenfriamiento bajo, y a su vez éste favorece la solidificación eutéctica estable, es decir, formación de grafito libre. Por otra parte, una velocidad de enfriamiento alta conduce a una tasa alta de crecimiento y en consecuencia a un alto

subenfriamiento, que promueve la reacción eutéctica metaestable. Cuanto más rápida sea la velocidad de enfriamiento mayor será el subenfriamiento y así se alcanza la temperatura eutéctica metaestable inferior más fácilmente, lo que aumenta el riesgo de un blanqueamiento. Condiciones similares se presentan durante la solidificación de hierros nodulares.

2.4 Técnica de análisis térmico (curvas de enfriamiento) [6]

La técnica más usada para el análisis y estudio térmico en la solidificación de metales son las curvas de enfriamiento. Una curva de enfriamiento de un material puro se puede dividir en tres regiones (**Figura 8**). La región I se extiende desde la temperatura inicial del metal líquido sobrecalentado hasta la temperatura a la que comienza la solidificación. La región II corresponde al tiempo de la solidificación, esta se caracteriza por una temperatura casi constante. Cuando finaliza el proceso de solidificación, la temperatura comienza a disminuir de nuevo, lo que caracteriza la región III, que corresponde al enfriamiento de la fase sólida.

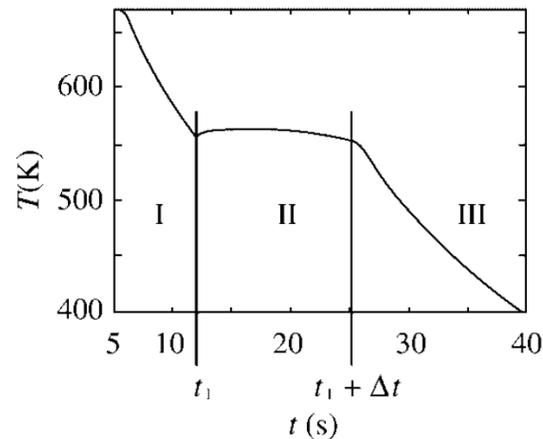


Figura 8. Esquema general de las regiones de una curva de enfriamiento durante la solidificación de un metal puro. [6]

Las curvas de enfriamiento también generan información cualitativa acerca de la estructura de los metales y aleaciones. La variación en la temperatura refleja el

proceso de formación de cristales y su estructura. Cuando las aleaciones de hierro fundido de diferentes composiciones se solidifican, el proceso comienza (suponiendo un hierro hipo eutéctico) con la precipitación de cristales de austenita. Estos son nucleados en el hierro líquido, y se mueven debido a la convección, crecen, chocan entre sí, y se forma una red de dendritas. La solidificación de la fase puede ser observada y ser asociada a la primera desviación de una velocidad de enfriamiento constante en la curva de solidificación. Cuando la temperatura del hierro líquido después de la solidificación continúa disminuyendo, se alcanza el punto eutéctico del sistema Fe-C y se producen las reacciones eutécticas. Las reacciones eutécticas en hierro fundido son muy complejas y dependen de varios factores.

Se ha encontrado que las apariencias de las curvas de solidificación difieren, debido a la estructura del sólido que se forma como consecuencia de la reacción eutéctica. Es decir que a partir de la curva de enfriamiento se puede tener información diversa del material, desde que tipo de hierro es, hasta su forma de fabricación. Un ejemplo de información implícita en las curvas es la que se muestra en la **Figura 9**, en donde se puede ver la variación de la curva al variar la cantidad de inoculante, que a su vez se ve reflejada en la cantidad de núcleos formados.

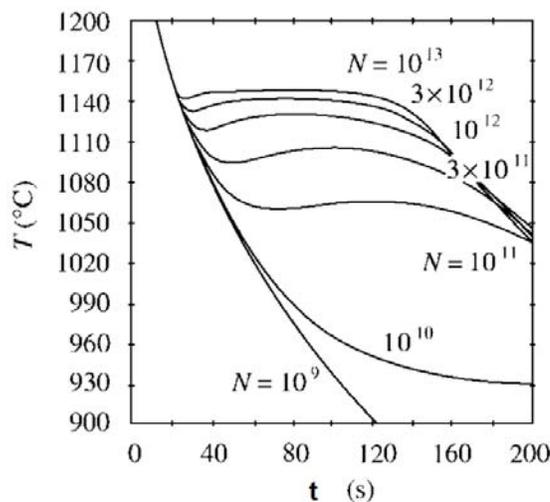


Figura 9. Curvas de enfriamiento de una aleación de hierro nodular con variaciones en el número de núcleo por unidad de volumen (N). [6]

Capítulo III: Desarrollo experimental

En este capítulo se presenta el diseño del experimento usado para determinar la variación de la temperatura eutéctica y formación de carburos con respecto a la variación en la composición de elementos aleantes, para esto se fabricaron dos piezas de hierro nodular con composiciones diferentes de la siguiente forma:

3.1 Fabricación de moldes

Se fabricaron dos moldes con el proceso “arena sílica-silicato de sodio-CO₂”, uno por cada composición.

- Se realizó una mezcla de arena sílica con 5% de resina silicato de sodio en el molino (marca: VECA, modelo: MS100) y se dejó mezclar por alrededor de cinco minutos.
- En una caja de moldeo de 20.5 cm de alto, 17.5 cm de ancho y 40 cm de largo, se colocó la mezcla resultante y se apisonó ligeramente hasta formar una cama de la mezcla, en la cual se posó la preforma de la pieza denominada bloque “Y” por la forma que tiene, esta preforma sigue las especificaciones de la norma ASTM A536 [10], las dimensiones de éste se muestran en la **Figura 10**.

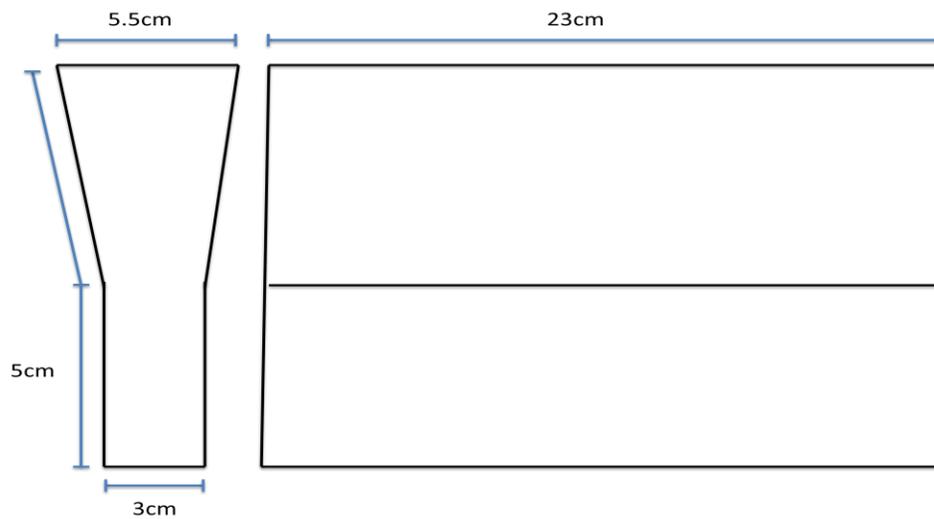


Figura 10. Medidas, vista frontal y lateral del bloque “Y”.

- En la misma caja se colocó el sistema de colada que consta de un corredor-entrada y una tina de vaciado con las dimensiones mostradas en la **Figura 11**.

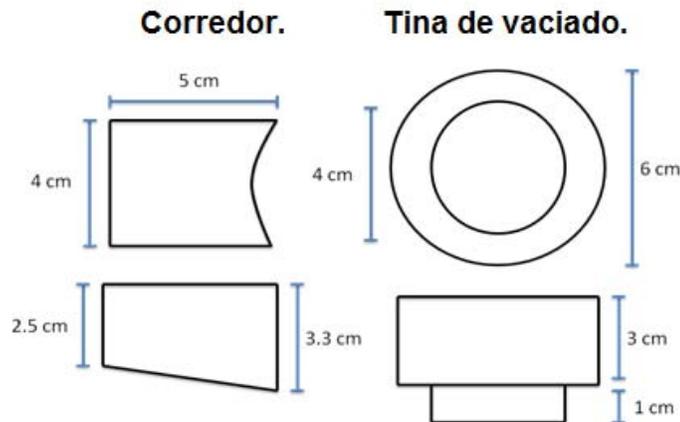


Figura 11. Medidas, vista lateral y superior del corredor y tina de vaciado.

- Posteriormente se rellenó con mezcla de arena sílica-silicato de sodio y se apisonó hasta que quedaba al ras de la caja.
- Se colocaron pequeñas barras de acero con el objetivo de formar cuencas para colocar los termopares (Tipo K) a 1.5 y 12 cm de un extremo y se retiraron.
- Se retiró la preforma del bloque y del sistema de colada, el molde fue gaseada con CO_2 por 2 minutos en cada lado y 2 minutos en toda el área utilizando una bolsa, para endurecer las paredes y el interior. Los moldes tuvieron la forma mostrada en la **Figura 12**.



Figura 12. Molde terminado y listo para la colada.

3.2 Fabricación de los bloques “Y”

Se fabricaron las dos piezas de hierro en un horno de inducción sin núcleo de 100 kg de capacidad, con cargas de chatarra de hierro, acero, ferroaleaciones y grafito, así como materiales adicionales para ajustar la composición química. Las composiciones deseadas se presentan en las siguientes tablas:

Tabla 2. Composición química deseada para el nivel denominado 1Cr/0.25V.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%V	%Cu	%Mg
3.5 - 3.8	2.2 - 2.7	0.6 max	0.05 max	0.015 max	1	0.25	0.2 – 0.5	0.04

Tabla 3. Composición química deseada para el nivel denominado 2Cr/0.25V.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%V	%Cu	%Mg
3.5 - 3.8	2.2 - 2.7	0.6 max	0.05 max	0.015 max	2	0.25	0.2 – 0.5	0.04

Cada pieza de hierro se fabricó de la siguiente forma:

- Se colocó el molde dentro de una caja de acero y se rodeó de arena silice para evitar el rompimiento del molde, se colocaron termopares (Tipo K) en los huecos previamente establecidos y se conectaron a un sistema de adquisición de datos, este a su vez se conectó a una computadora para registrar la disminución de temperatura por unidad de tiempo.
- Se colocó la carga en el horno de inducción, en primer lugar el hierro y posteriormente el acero para que éste se disolviera en el hierro.
- Al tener el metal fundido se realizó el ajuste para obtener la composición química deseada y después de incorporar bien el ajuste se tomó una muestra para determinar la composición química preliminar.
- El proceso de ajuste y muestreo se repitió dos veces para la primera composición y tres para la segunda composición.
- Al tener en horno la composición deseada y la temperatura adecuada, se realizó el proceso sándwich de nodularización en la olla y simultáneamente

se realizó la inoculación temprana vaciando el inoculante directamente al chorro de metal fundido, posteriormente se realizó la limpieza de escoria y se tomó la temperatura en la olla.

- Antes de colar en el molde se tomó una muestra para análisis químico.
- Se coló en el molde y simultáneamente se realizó una inoculación tardía vaciando el inoculante directamente al chorro que llenaba el molde.
- Con el líquido remanente de la olla se tomó una muestra para análisis químico.
- Previo a este paso se colocaron los moldes con sus respectivos termopares conectados al sistema de adquisición.
- Al pasar determinado tiempo requerido por el adquisidor de datos se desmoldó la pieza y se retiraron de ella los termopares.

3.3 Análisis metalográfico

Para poder determinar la cantidad de carburos en la pieza y poder relacionarlos con las curvas de enfriamiento obtenidas de la colada se realizaron cortes en la pieza como se describe a continuación (**Figura 13**).

- Se separó el sistema de colada del bloque “Y” y la parte superior del bloque, que tenía la función de alimentador o mazarota.

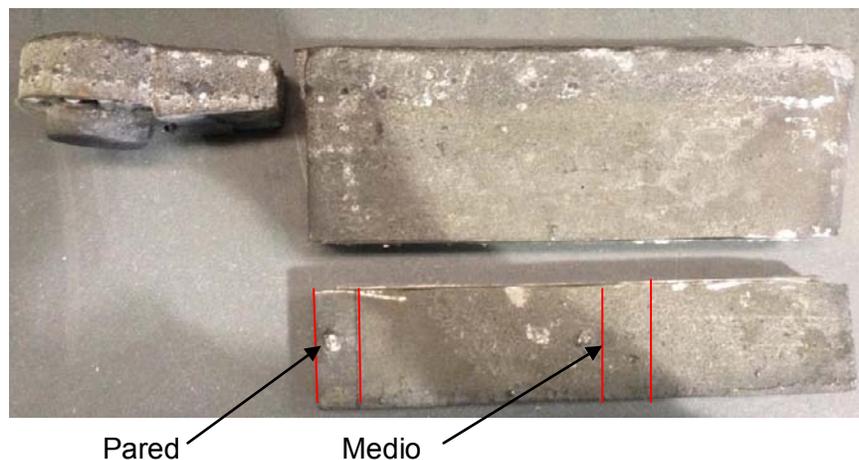


Figura 13. Cortes realizados a la pieza completa de colada.

- Se seleccionaron zonas de las piezas resultantes para realizar metalografías, estas zonas fueron cercanas a los termopares y se realizaron cortes como se muestra en las **Figuras 13 y 14**.

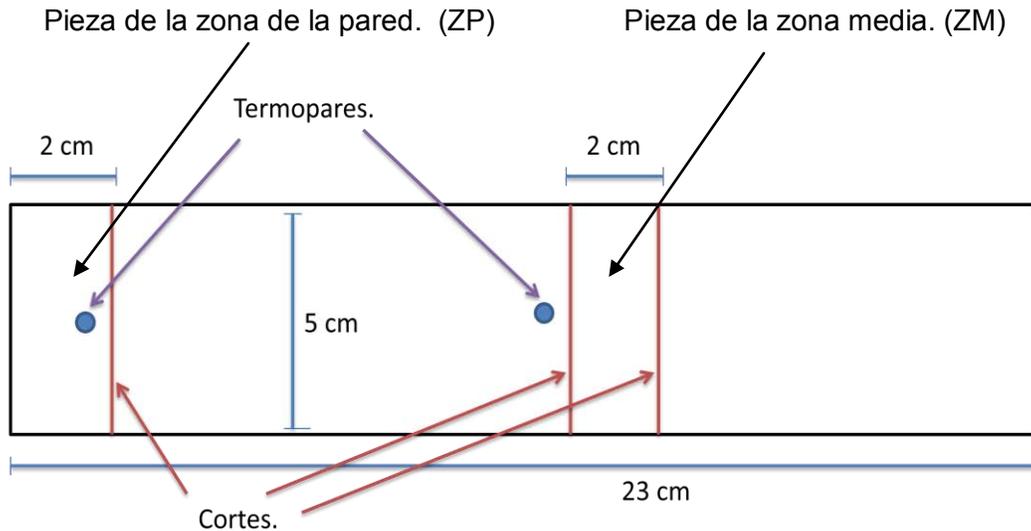


Figura 14. Cortes realizados a la pieza con perfil rectangular y nombres asignados a las zonas de interés (la pieza tiene 3 cm de espesor).

- Se desbastaron las piezas obtenidas y se pulieron hasta tener el aspecto de un espejo, estas piezas se caracterizaron sin ataque para obtener la información correspondiente a un hierro nodular y posteriormente se atacaron con nital 3 para poder caracterizar la matriz.
- Se desbastaron de nuevo las piezas y se pulieron, se atacaron las piezas con un reactivo obscurecedor mostrado en la **Tabla 4**, con el fin de oxidar toda la microestructura excepto los carburos, tanto aleados como de hierro.

Tabla 4. Composición del reactivo obscurecedor.

Reactivo	Cantidad
Acido nítrico concentrado	10 mL
Acido fluorhídrico concentrado	4 mL
Agua destilada	86 mL

- Se tomaron imágenes de las piezas en las tres zonas mostradas en la **Figura 15** (véase anexo 2).

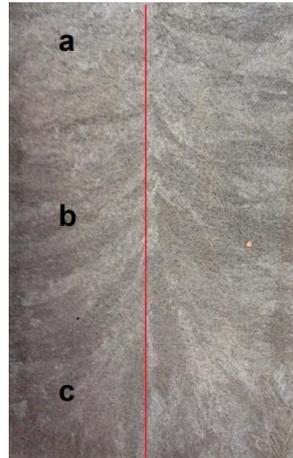


Figura 15. Zona alta (a), intermedia (b) y baja (c) de las piezas cortadas transversalmente para metalografía, se toman de un solo lado debido a la simetría de la pieza.

- En cada zona se tomaron tres imágenes con reactivo obscurecedor y tres sin ataque.
- Las imágenes tomadas se procesaron con el software Image Pro Plus y se obtuvo el porcentaje de área de carburos y el porcentaje de carbono grafito precipitado.
- En general se tomaron imágenes en microscopio óptico sin ataque (algunas con filtros, una de ellas se muestra en el anexo 3), con ataque Nital 3 y con reactivo obscurecedor, también se tomaron con microscopio electrónico de barrido sin ataque y con reactivo obscurecedor.

3.4 Análisis térmico

Por otro lado los datos registrados por la computadora, el adquisidor y termopares, se graficaron para obtener las curvas de enfriamiento, las cuales después de ser limpiadas, se compararon entre sí por la posición en la que se colocó el termopar y por la composición del bloque en el que se colocaron los termopares.

Capítulo IV: Resultados y discusión

4.1 Composición química

Las composiciones químicas que se muestran a continuación fueron obtenidas del análisis de probetas denominadas “monedas” fabricadas directamente con el metal fundido antes de llenar los moldes de los bloques “Y”.

Las **Tablas 5 y 6** muestran las composiciones químicas experimentales obtenidas mediante espectrometría de emisión atómica (Espectrómetro marca Spectrolab).

Tabla 5. Composición química final para la colada de composición 1Cr/0.25V.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Cu	%V	%Mg
3.721	2.19	0.642	0.0157	0.015	0.98	0.0627	0.3471	0.2412	0.0391

Tabla 6. Composición química final para la colada de composición 2Cr/0.25V.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Cu	%V	%Mg
3.792	2.341	0.627	0.0194	0.0193	2.005	0.0425	0.3536	0.2359	0.0789

- El cálculo de carbono equivalente se determinó con los valores experimentales de CQ, por medio de la siguiente expresión:

$$CE = \%C + \frac{1}{3}(\%Si + \%P)$$

Para la composición 1Cr/0.25V:

Para la composición 2Cr/0.25V:

$$CE = 3.721 + \frac{1}{3}(2.19 + 0.016) = \mathbf{4.46}$$

$$CE = 3.792 + \frac{1}{3}(2.341 + 0.019) = \mathbf{4.58}$$

El resultado del análisis químico para la composición 1Cr/0.25V arrojó un valor para el carbono equivalente de 4.46, lo que resulta en un hierro nodular ligeramente hipereutéctico.

El contenido de cobre está dentro de los límites deseados, mientras que el contenido de manganeso rebasa el máximo requerido. El magnesio residual obtenido para esta misma composición es el deseado, sin embargo esta cerca del límite inferior del intervalo general para la obtención de hierro nodular que es de 0.03 a 0.07% [1]. La composición de los elementos aleantes objeto de estudio (Cr y V) para esta composición fueron muy cercanos a los deseados.

Para la composición 2Cr/0.25V el carbono equivalente de 4.58 el cual también define un hierro nodular ligeramente hipereutéctico.

El contenido de magnesio residual para esta segunda composición es mayor al requerido y está en la parte superior del intervalo general, pero aún con este exceso es poco probable observar en la microestructura esferoides explotados. La composición de elementos aleantes (Cr y V) es muy cercana a la requerida.

4.2 Caracterización microestructural del hierro

Las **Tablas 7 y 8** muestran las características microestructurales de los hierros nodulares experimentales evaluadas a partir de patrones para hierros nodulares de la ASTM. [9]

En la **Tabla 7** se muestra el porcentaje de nodularidad y el tipo de matriz lo cual coincide con la composición química, ya que por el contenido de carbono equivalente se obtiene una matriz perlítica, también por las cantidades de magnesio se obtiene alto porcentaje de nodularidad y debido a las concentraciones de Cr y V se obtienen los carburos.

Tabla 7. Características microestructurales para las dos composiciones.

Composición Química.	% de nodularidad	Tipo de matriz
1Cr/0.25V	90%	perlítica con carburos
2Cr/0.25V	90%	perlítica con carburos

Tabla 8. Características microestructurales del grafito para las dos composiciones y zonas correspondientes de análisis (véase anexo 2).

- Tamaño de esferoide:

	zona superior	zona media	zona inferior
1Cr/0.25V pared	5	6	6
1Cr/0.25V media	5	6	6
2Cr/0.25V pared	5	6	7
2Cr/0.25V media	4	5	6

- Densidad de esferoides (esferoide/mm²)

	zona superior	zona media	zona inferior
1Cr/0.25V pared	100	150	200
1Cr/0.25V media	50	100	200
2Cr/0.25V pared	150	150	100
2Cr/0.25V media	150	150	100

La **Tabla 8**, en la sección de tamaño de esferoide, muestra que hay esferoides más grandes en la zona superior de la pieza (donde se une con la mazarota) que en la zona inferior, esto se debe a la velocidad de enfriamiento local, en las zonas superiores al estar en contacto con la mazarota la velocidad de enfriamiento es menor que en la zona inferior en donde el metal está en contacto con el molde y el calor se extrae rápidamente. También en esta tabla pero en la parte de densidad de esferoides se puede notar que en la parte inferior hay una mayor densidad de esferoides esto también se relaciona con la velocidad de enfriamiento pero el factor con más importancia es el inoculante, ya que en la parte inferior del molde

se colocó inoculante con una granulometría pequeña y éste se fue incorporando poco a poco al no haber agitación. Se observó que después de la solidificación y del desmoldeo la pieza solidificada aún tenía partículas de inoculante en la parte inferior.

La **Figura 16** muestra la microestructura del hierro nodular para las dos composiciones, formada por el grafito, la perlita y los carburos.

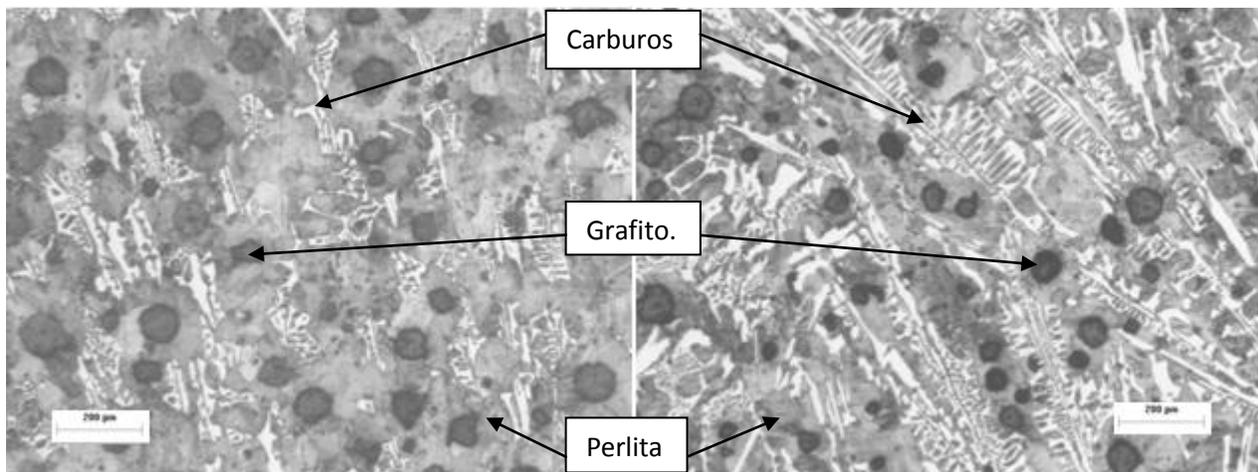


Figura 16. Microestructura del hierro nodular con composición 1Cr/0.25V a la izquierda y con composición 2Cr/0.25V a la derecha, las imágenes se tomaron en la zona inferior de la pieza media (notar la diferencia en el contenido de carburos).

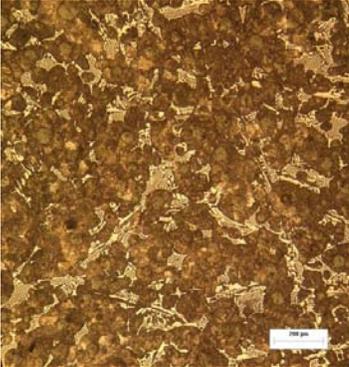
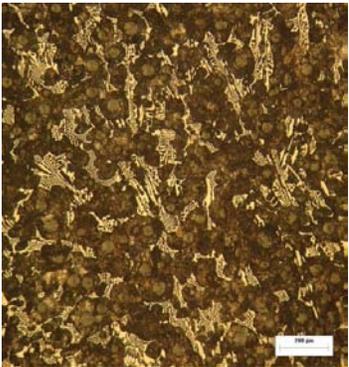
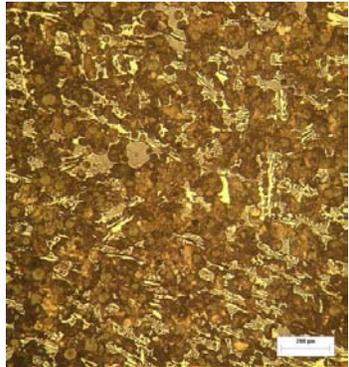
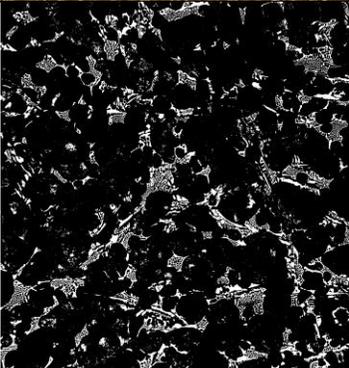
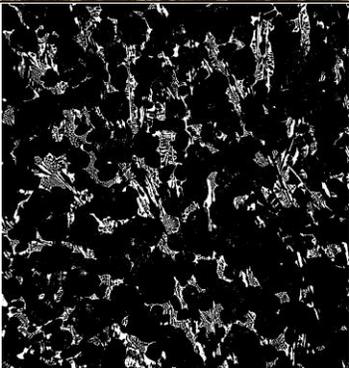
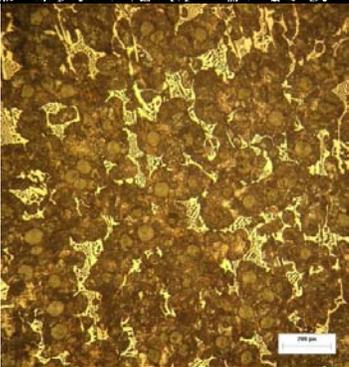
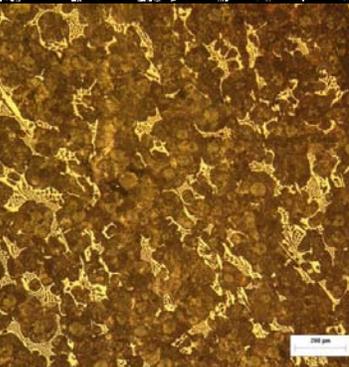
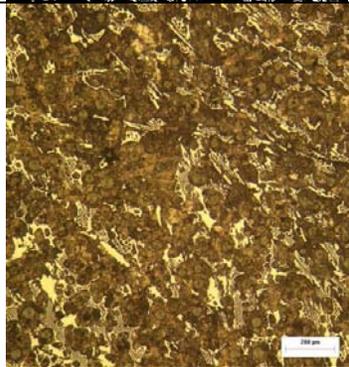
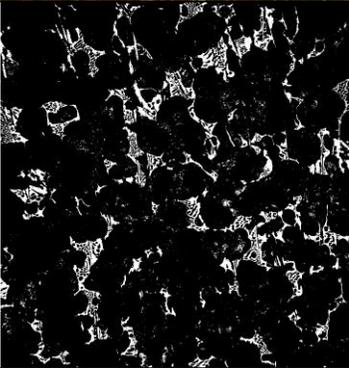
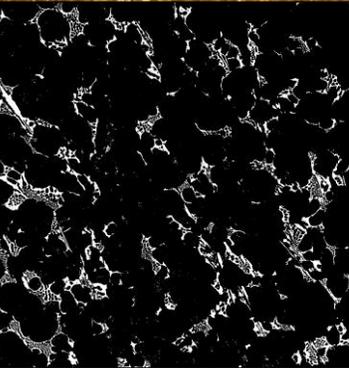
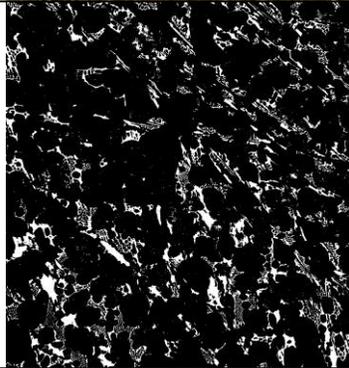
Nota: El marcador de la escala es de 200 µm.

4.2.1 Conteo de carburos

Las **Tablas 9 y 10** muestran las imágenes tomadas en diferentes posiciones de las piezas en la que fue cuantificada la fracción de carburos formados por la presencia del Cr y el V (véase anexo 2).

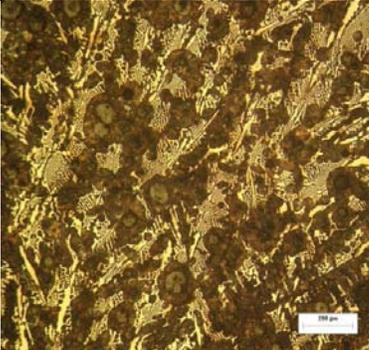
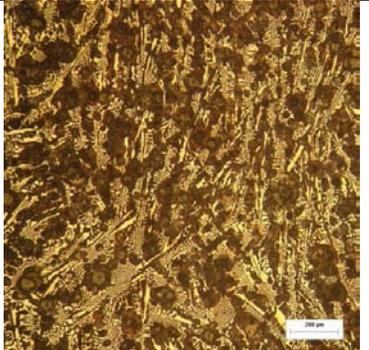
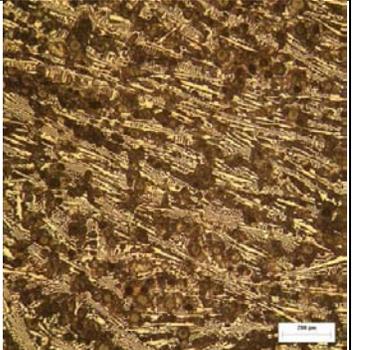
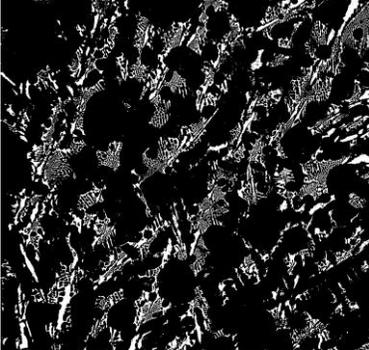
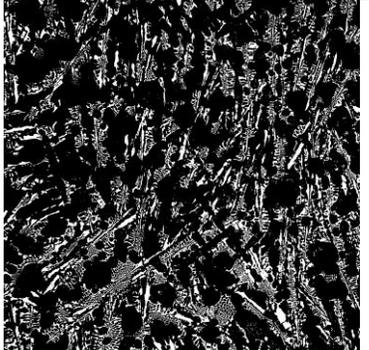
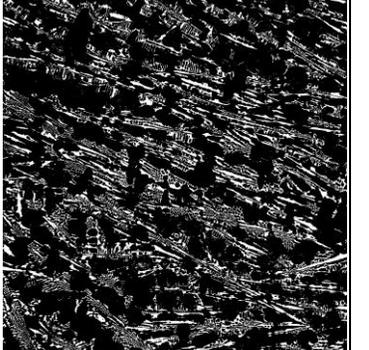
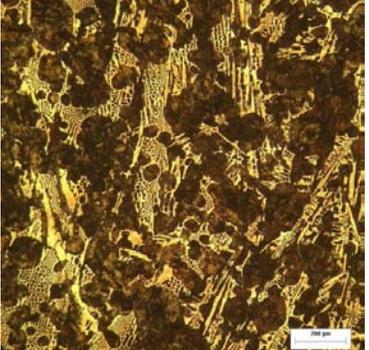
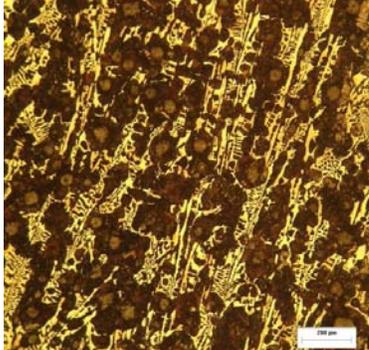
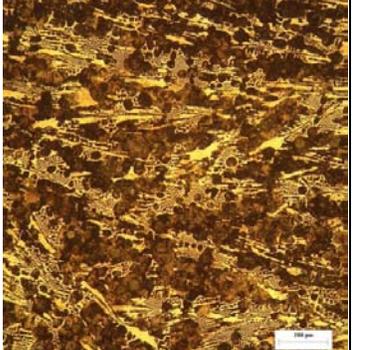
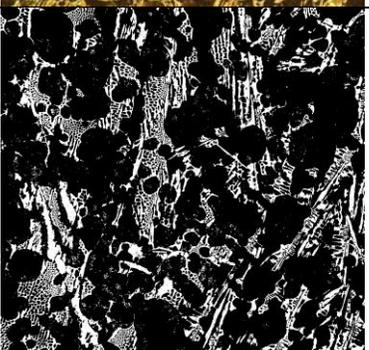
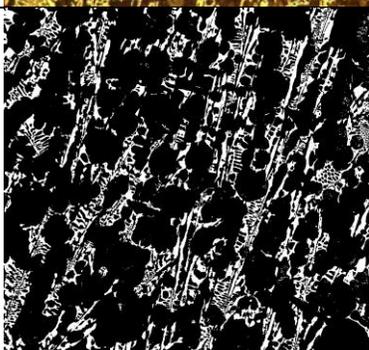
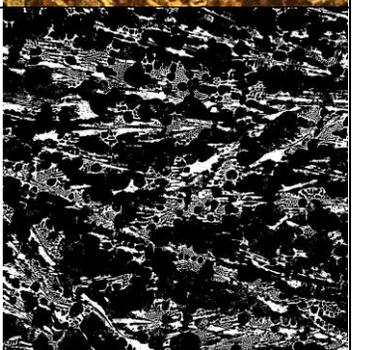
Las imágenes de la microestructura oscurecida se procesaron con el software antes mencionado y se obtuvieron imágenes denominadas máscaras, en las cuales sólo se observa la fase de los carburos (tanto aleados como ledeburíticos) en color blanco.

Tabla 9. Imágenes representativas de las zonas de estudio en las piezas de composición 1Cr/0.25V y sus máscaras correspondiente (véase anexo 2). El marcador de las escalas es de 200 μm .

	zona superior	zona media	zona inferior
Pieza de la pared.			
Máscara de la pared.			
Pieza media.			
Máscara del medio.			

Nota: En las máscaras, zonas negras = grafito y perlita, zonas blancas = carburos.

Tabla 10. Imágenes representativas de las zonas de estudio en las piezas de composición 2Cr/0.25V y sus máscaras correspondiente (véase anexo 2). El marcador de las escalas es de 200 μm .

	zona superior	zona media	zona inferior
Pieza de la pared.			
Máscara de la pared.			
Pieza media.			
Máscara del medio.			

Nota: En las máscaras, zonas negras = grafito y perlita, zonas blancas = carburos.

Las **Figuras 17, 18, 19 y 20** muestran el % de área de carburos (ledeburíticos y aleados) en las dos aleaciones con relación a tres posiciones en la pieza (véase anexo 2).

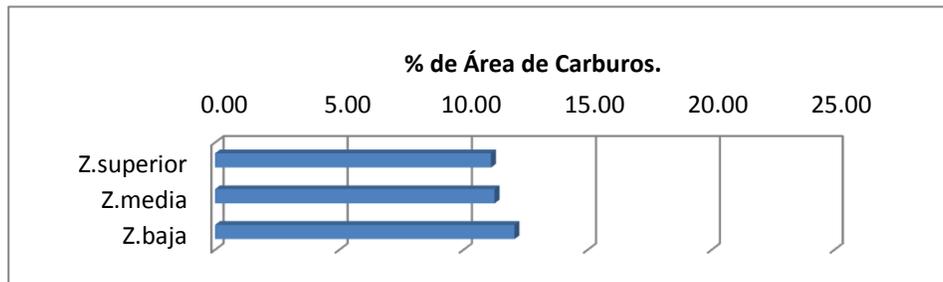


Figura 17. % de carburos del área total de la pieza 1Cr/0.25V (zona de la pared).

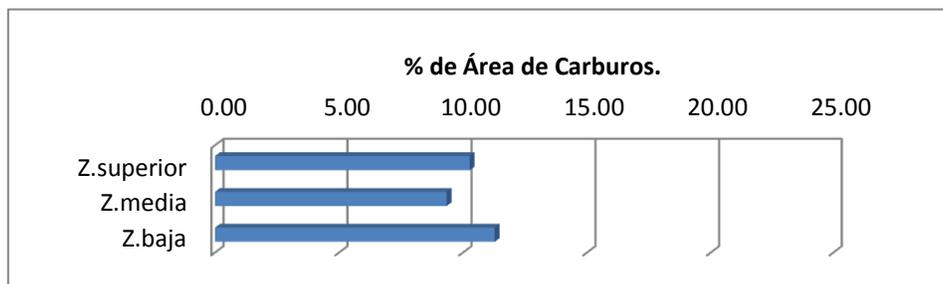


Figura 18. % de carburos del área total de la pieza 1Cr/0.25V (zona media).

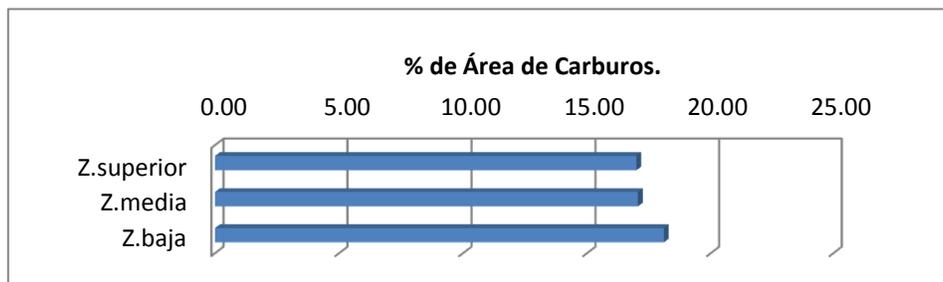


Figura 19. % de carburos del área total de la pieza 2Cr/0.25V (zona de la pared).

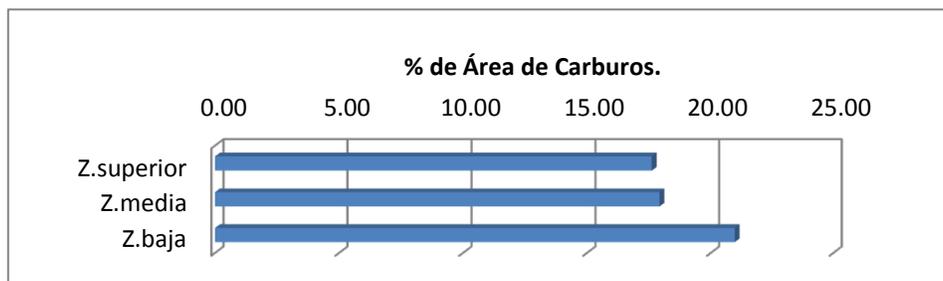


Figura 20. % de carburos del área total de la pieza 2Cr/0.25V (zona media).

En las **Figuras 17, 18, 19 y 20** se puede notar una tendencia. En las partes superiores de las piezas existe menor cantidad de carburos, mientras que en las partes inferiores se observa el mayor conteo de carburos, esto se debe a dos motivos, el primero es la velocidad de enfriamiento local, ya que en las zonas bajas hay una mayor velocidad de enfriamiento, promoviendo la formación de carburos aleados, el otro motivo es la nucleación, resultado de la inoculación que se comentó anteriormente, esta no sólo favorece la formación de una mayor cantidad de esferoides de grafito, sino que también favorece a la segregación de carburos aleados.

Para obtener la fracción de carburos para cada pieza analizada se promediaron los valores obtenidos de cada zona y se compararon colocándolos en una misma gráfica como se muestra en la **Figura 21**.

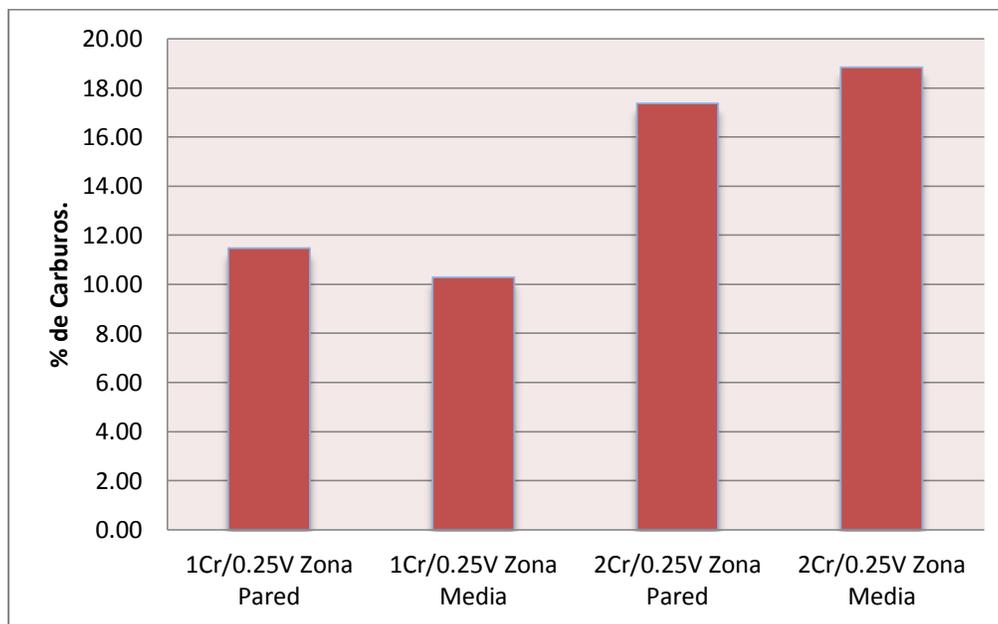


Figura 21. Promedio del conteo de carburos para cada pieza analizada.

En la **Figura 21** se observa que la cantidad de carburo es mayor en la composición química 2Cr/0.25V y que la pieza con mayor cantidad de carburo para la composición 1Cr/0.25V es la pieza de la pared y para la composición 2Cr/0.25V es la pieza media.

En la **Figura 22** se observan carburos alargados rodeados por perlita, también se nota que los carburos tienen una dirección. La ausencia de grafito en esta figura se debe a los aumentos con los que se tomó y a la baja densidad de esferoides que hay en la parte superior de la pieza para esta composición.

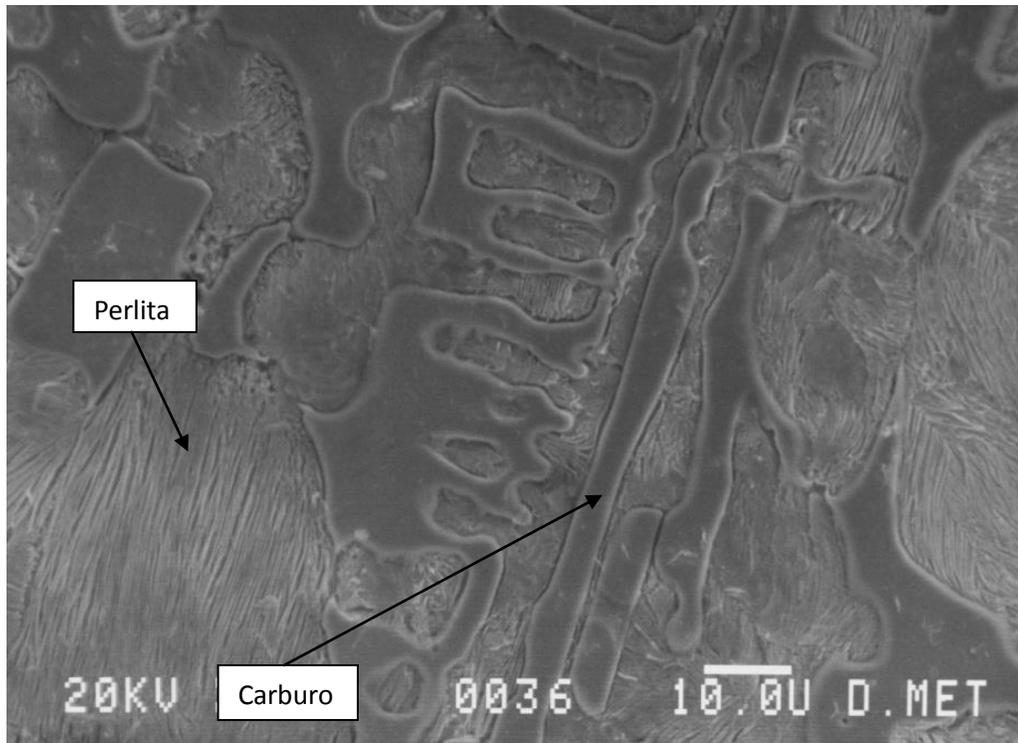


Figura 22. Detalle del carburo tomado con microscopio electrónico de barrido en el hierro con 2Cr/0.25V pared, para la zona baja.

La **Figura 23** muestra a su lado izquierdo un carburo con morfología ledeburítica, es decir, islas de perlita rodeadas de carburo. Al lado derecho en esta imagen se puede notar un esferoide de grafito de color blanco, esto es debido al filtro agregado al tomar la imagen en el microscopio electrónico de barrido. Cabe mencionar que en esta zona existe una gran densidad de esferoides.

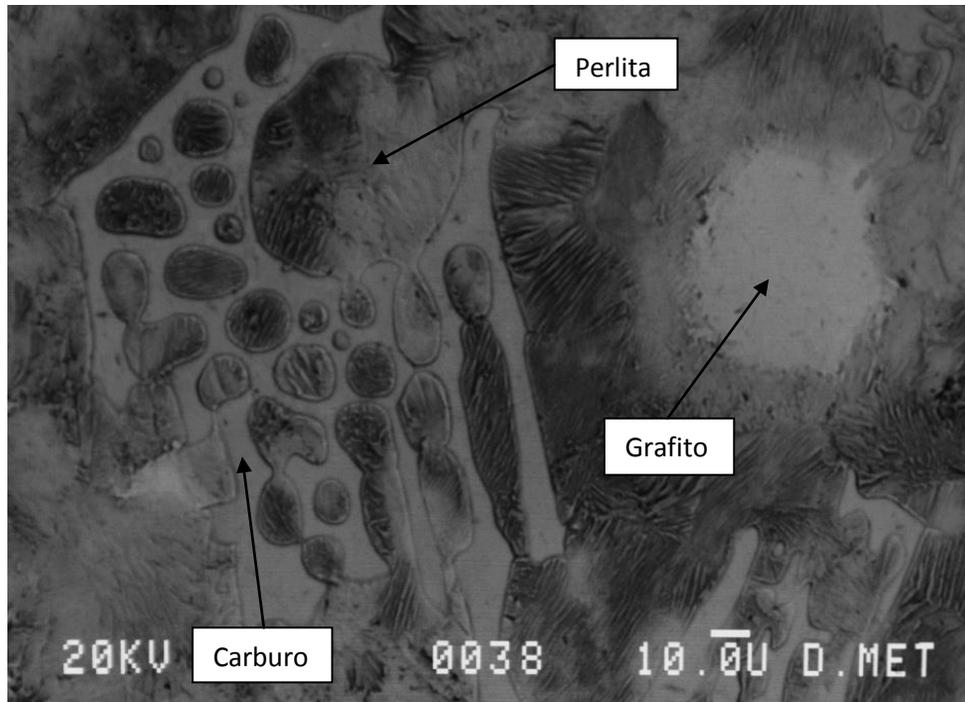


Figura 23. Detalle del carburo con forma ledeburítica tomado con microscopio electrónico de barrido en el hierro con 2Cr/0.25V pared, para la zona alta.

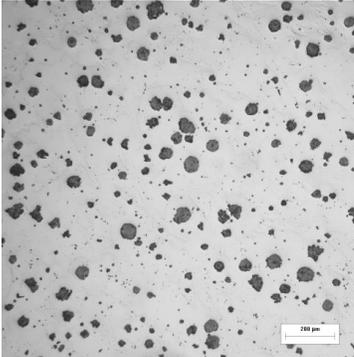
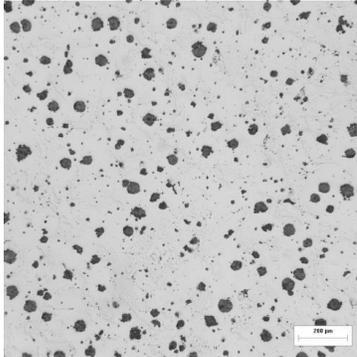
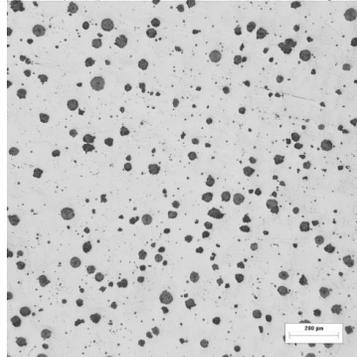
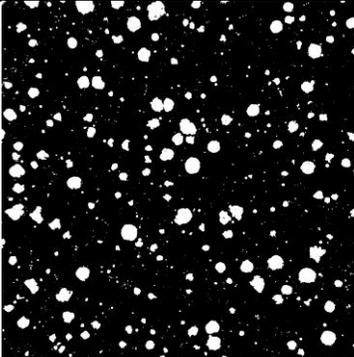
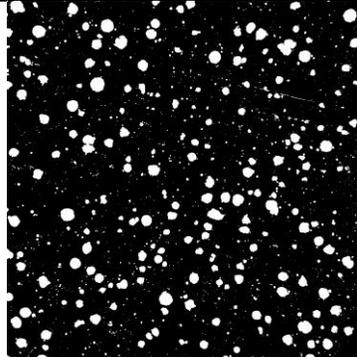
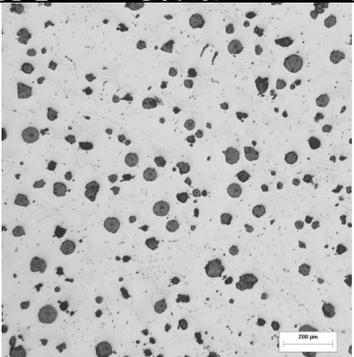
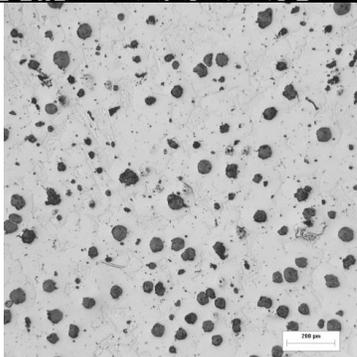
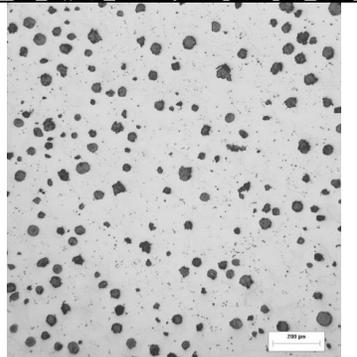
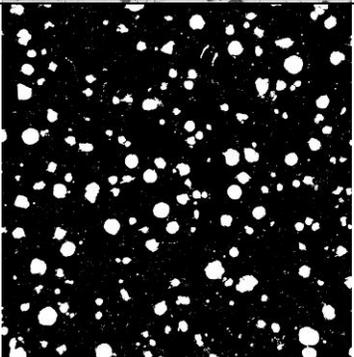
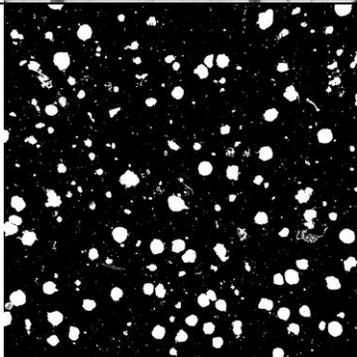
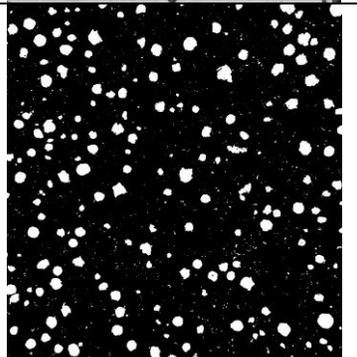
4.2.2 Conteo de la fase de grafito

Uno de los motivos por el cual se contó la fase del grafito, además de relacionarlo con el crecimiento de carburos, fue determinar el % de perlita. Esto se hizo sumando el % de carburo y de grafito, y el resultado restárselo al 100% del área.

Las **Tablas 11 y 12** muestran microestructuras sin ataque tomadas en diferentes posiciones de todas las piezas analizadas, éstas fueron utilizadas para la evaluación del % de grafito (véase anexo 2).

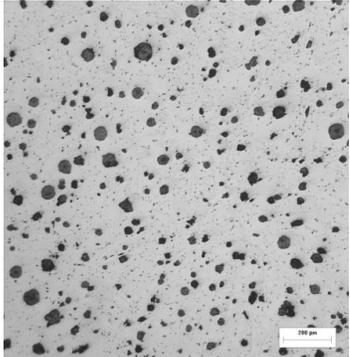
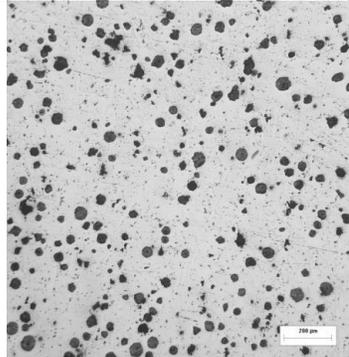
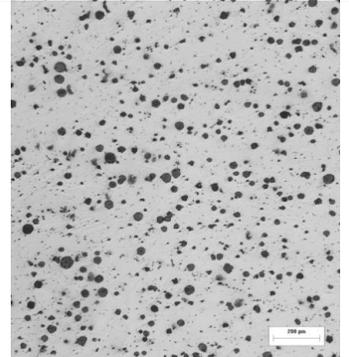
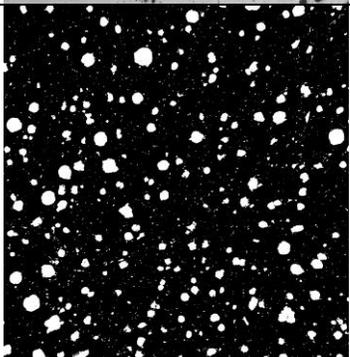
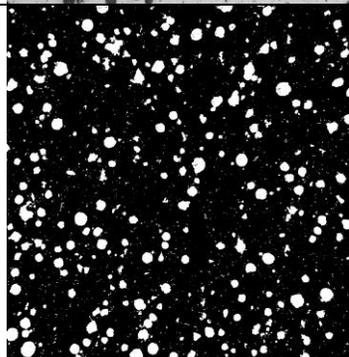
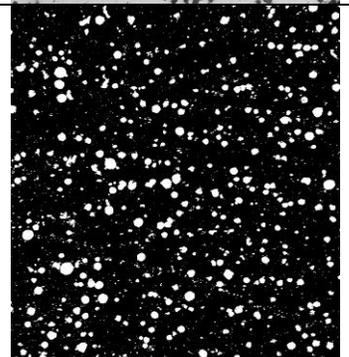
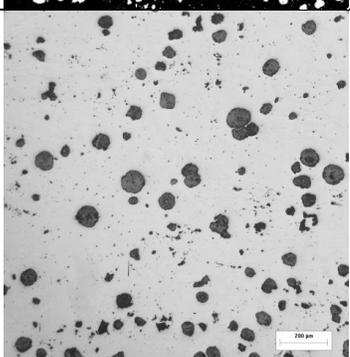
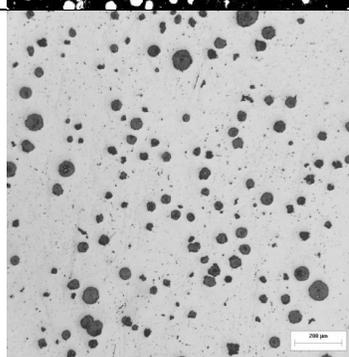
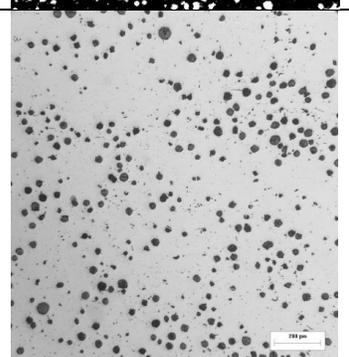
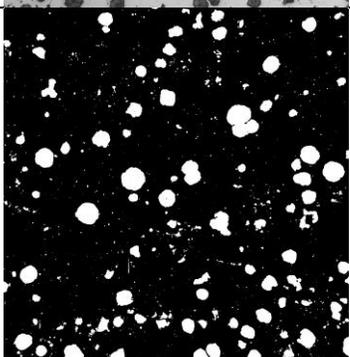
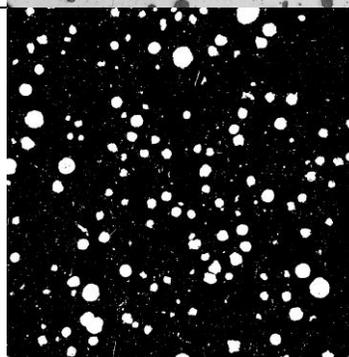
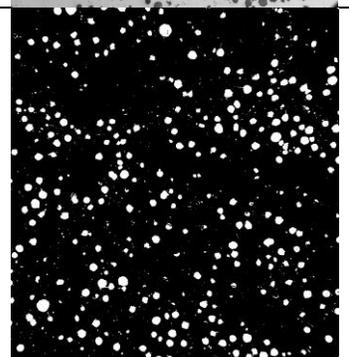
Las imágenes de la microestructura sin ataque se manipularon con el software antes mencionado para obtener las máscaras, las cuales hacen un contraste entre el área de grafito y el resto, ya que el grafito se muestra en color blanco y el resto en negro. El área del grafito fue contabilizada posteriormente.

Tabla 11. Imágenes representativas de las zonas de estudio en las piezas de composición 1Cr/0.25V y sus máscaras correspondiente (véase anexo 2). El marcador de las escalas es de 200 μm .

	zona superior	zona media	zona inferior
Pieza de la pared.			
Máscara de la pared.			
Pieza media.			
Máscara del medio.			

Nota: En las máscaras, zonas negras = carburos y perlita, zonas blancas = grafito.

Tabla 12. Imágenes representativas de las zonas de estudio en las piezas de composición 2Cr/0.25V y sus máscaras correspondiente (véase anexo 2). El marcador de las escalas es de 200 μm .

	zona superior	zona media	zona inferior
Pieza de la pared.			
Máscara de la pared.			
Pieza media.			
Máscara del medio.			

Nota: En las máscaras, zonas negras = carburos y perlita, zonas blancas = grafito.

Las Figuras 24, 25, 26 y 27 muestran el % de área de grafito en las dos aleaciones con relación a tres posiciones en la pieza (véase anexo 2).

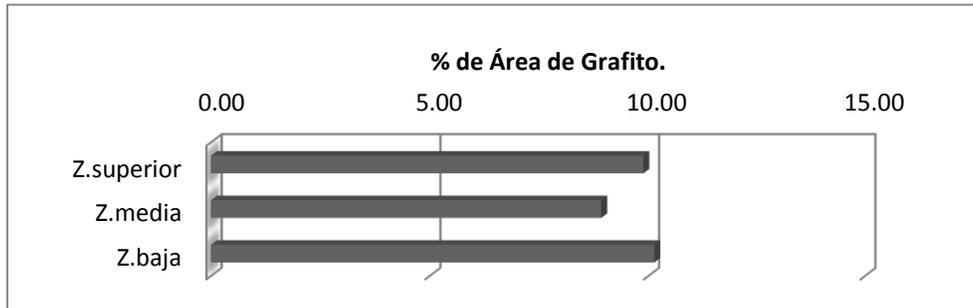


Figura 24. % de grafito del área total de la pieza 1Cr/0.25V (Zona Pared).

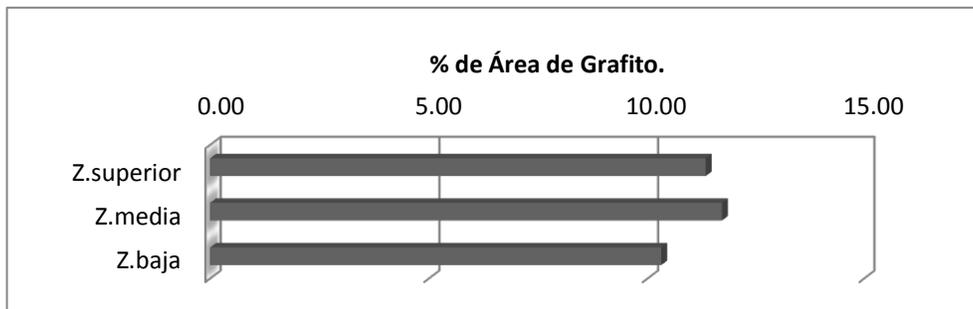


Figura 25. % de grafito del área total de la pieza 1Cr/0.25V (Zona Media).

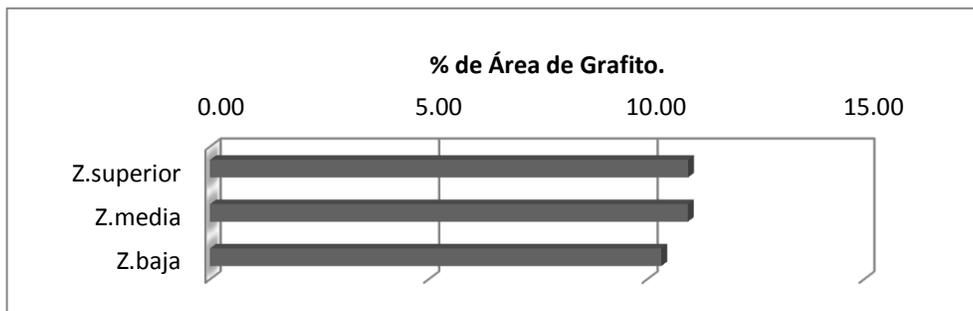


Figura 26. % de grafito del área total de la pieza 2Cr/0.25V (Zona Pared).

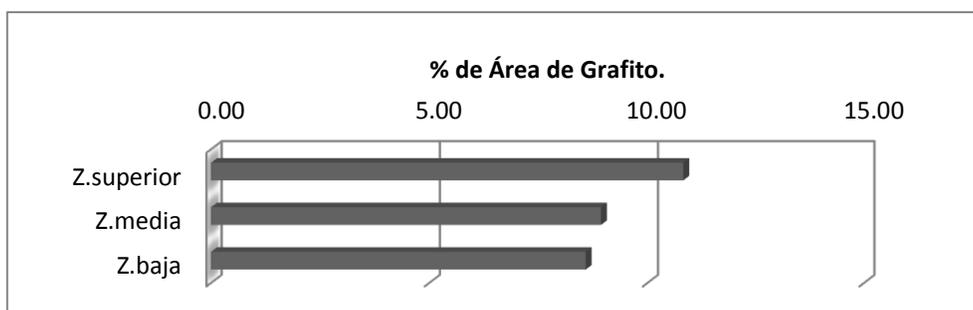


Figura 27. % de grafito del área total de la pieza 2Cr/0.25V (Zona Media).

En las **Figuras 24, 25, 26 y 27** se observa que la cantidad de grafito precipitado en las zonas bajas es ligeramente menor a las otras zonas, sin embargo, la densidad de esferoides en esta zona es muy alta, asociada a la velocidad de enfriamiento local.

Para obtener el conteo del grafito para cada pieza analizada se promediaron los valores obtenidos de cada zona y se compararon colocándolos en una misma gráfica como se muestra en la **Figura 28**.

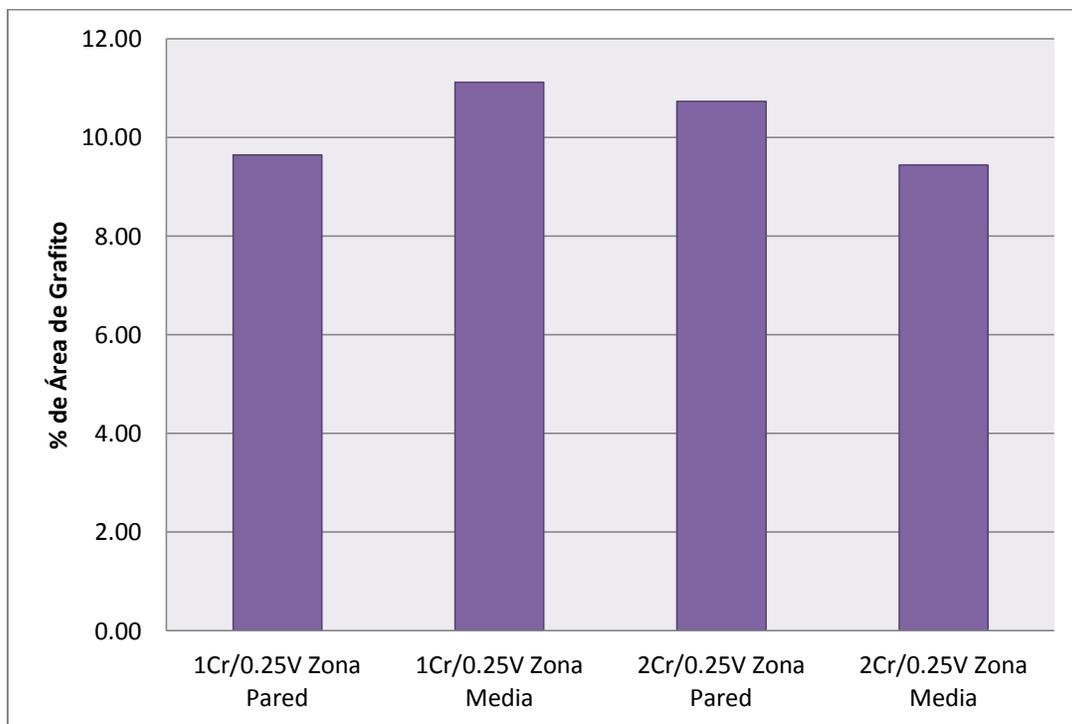


Figura 28. Promedio del conteo de grafito para cada pieza analizada.

La **Figura 28** muestra que no hay una variación importante de porcentaje de grafito en las piezas analizadas, sin embargo el mayor contenido de grafito se registró en la aleación 1Cr/0.25V.

4.3 Análisis térmico

La **Figura 29** muestra comparativamente las curvas de enfriamiento para las dos aleaciones experimentales y las posiciones en las que se colocó el termopar.

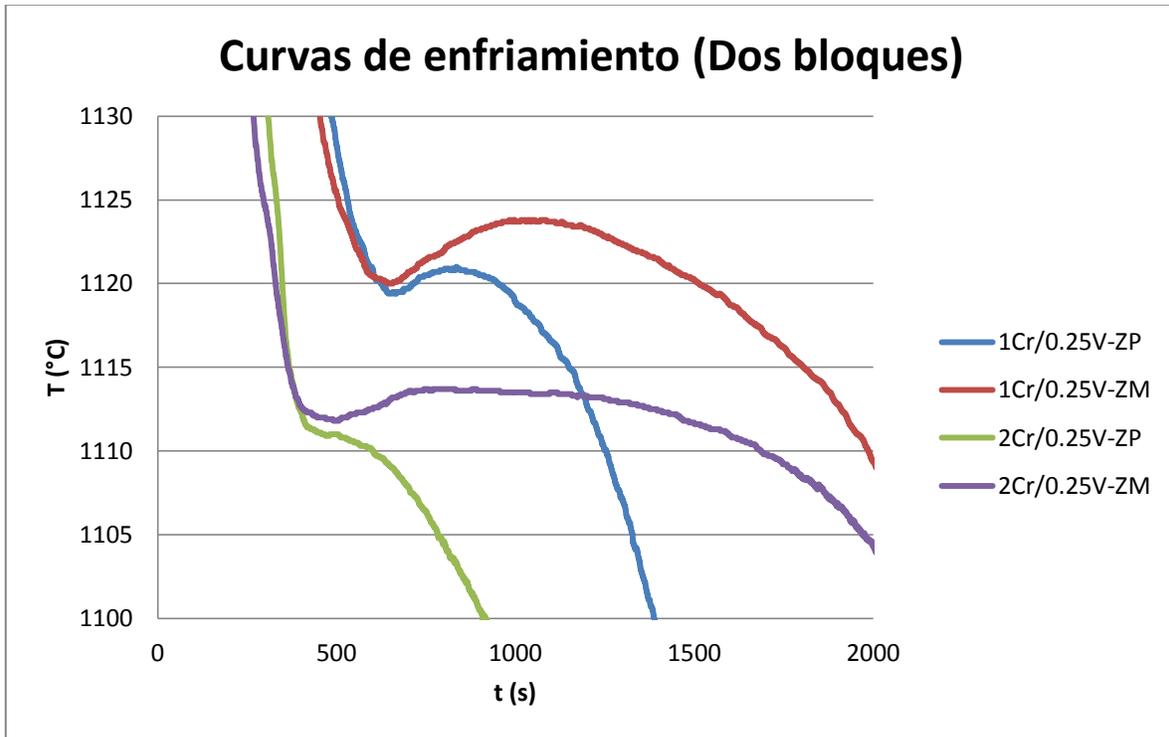


Figura 29. Detalle de las curvas de enfriamiento en la zona eutéctica, para las dos aleaciones experimentales, con termopares colocados en la zona de la pared de la pieza (ZP) y en la zona media de la pieza (ZM).

En la **Figura 29** se observa que las curvas del termopar 2Cr/0.25V-ZP no tiene un subenfriamiento muy marcado, esto se debe, a la sensibilidad del adquisidor, y a la velocidad de enfriamiento, ya que en los termopares expuestos cerca de la interfase metal-molde (en este caso la zona de la pared), se lleva a cabo un enfriamiento a una velocidad tan alta que es difícil registrar el cambio de temperatura, esto aplica para las dos curvas de la zona de la pared, sin embargo a pesar de la velocidad de enfriamiento, en la curva 1Cr/0.25V-ZP sí se registro subenfriamiento. También se puede notar en la **Figura 31** como las dos curvas que pertenecen a la zona media tienen un enfriamiento más largo y un registro mejor de subenfriamiento.

4.3.1 Temperaturas estable y metaestable considerando únicamente el contenido de silicio en las aleaciones experimentales [7]

Las temperaturas estable y metaestable se determinaron para tener una referencia y establecer si las curvas tienen un comportamiento que represente una fundición nodular, una fundición totalmente blanca, o una fundición nodular con carburos. Estas temperaturas sustituyen a las temperaturas que se debieron haber obtenido en una fundición de la misma composición pero sin elementos formadores de carburos (Cr y V), la metaestable sin inoculación y sin grafito en la microestructura, y la estable con inoculación y sin carburos de cualquier tipo en su microestructura, aunque esta última, sí se realizó, con el fin de compararla con las temperaturas obtenidas experimentalmente.

Estas temperaturas se calcularon de acuerdo a las siguientes ecuaciones [7]:

$$T_{EE}(\gamma + G) = 1154 C + \%Si * (f_{Si})$$

$$T_{EM}(\gamma + Fe_3C) = 1148 C + \%Si * (f_{Si})$$

Donde $T_{EE}(\gamma + G)$ es la temperatura eutéctica estable, $T_{EM}(\gamma + Fe_3C)$ es la temperatura eutéctica metaestable, % Si es el porcentaje en peso de silicio en la aleación y f_{Si} es el factor de silicio que se presenta en la **Tabla 13**.

Tabla 13. Valores para los f_{Si} , donde EE corresponde al valor del f_{Si} en la temperatura eutéctica estable y EM al valor del f_{Si} en la temperatura eutéctica metaestable. [7]

Elemento.	EM	EE
f_{Si}	-10	4

Para el caso del hierro 1Cr/0.25V, las temperaturas son:

$$T_{EE}(\gamma + G) = 1154 C + (2.19) * (4) = \mathbf{1162.76 C}$$

$$T_{EM}(\gamma + Fe_3C) = 1148 C + (2.19) * (-10) = \mathbf{1126.1 C}$$

Para el caso del hierro 2Cr-0.25V, las temperaturas son:

$$T_{EE}(\gamma + G) = 1154 \text{ C} + (2.34) * (4) = \mathbf{1163.36 \text{ C}}$$

$$T_{EM}(\gamma + Fe_3C) = 1148 \text{ C} + (2.34) * (-10) = \mathbf{1124.6 \text{ C}}$$

4.3.2 Temperatura estable y metaestable tomando en cuenta el contenido de elementos aleantes en las aleaciones experimentales [7]

Esta temperatura se calculó para determinar el potencial blanqueado de las aleaciones experimentales con Cr y V, sin embargo la referencia no considera los factores correspondientes a la temperatura eutéctica estable para el cromo y vanadio.

$$T_{EE}(\gamma + G) = 1154 \text{ C} + \%Si * (f_{Si}) + \%Mn * (f_{Mn}) + \%Cu * (f_{Cu}) + \%Al * (f_{Al}) + \%Ni * (f_{Ni}) + \%P * (f_P)$$

$$T_{EM}(\gamma + Fe_3C) = 1148 \text{ C} + \%Si * (f_{Si}) + \%Mn * (f_{Mn}) + \%Cu * (f_{Cu}) + \%Al * (f_{Al}) + \%Cr * (f_{Cr}) + \%Ni * (f_{Ni}) + \%V * (f_V) + \%P * (f_P)$$

Donde $T_{EE}(\gamma + G)$ es la temperatura eutéctica estable, $T_{EM}(\gamma + Fe_3C)$ es la temperatura eutéctica metaestable, % X es el porcentaje en peso del elemento en la aleación y f_X es el factor del elemento X que se presenta en la **Tabla 14**.

Tabla 14. Valores para los f_X , donde EE corresponde al valor del f_X en la temperatura eutéctica estable y EM al valor del f_X en la temperatura eutéctica metaestable. [7]

Elemento.	EM	EE	Elemento.	EM	EE
f_{Si}	-10	4	f_{Mn}	3	-2
f_{Cu}	-2.3	5	f_{Ni}	6	4
f_{Al}	-1.5	8	f_V	7	--
f_{Cr}	7	--	f_P	37	30

Nota: no se reportan los factores de la temperatura eutéctica estable para el cromo y vanadio.

Para el hierro nodular aleado con 1Cr-0.25V las temperaturas son:

$$T_{EE}(\gamma + G) = 1154 \text{ C} + (2.19) * (4) + (0.347) * (5) + (0.0136) * (8) + (0.642) * (-2) + (0.0627) * (4) + (0.0157) * (30) = \mathbf{1164 \text{ C}}$$

$$T_{EM}(\gamma + Fe_3C) = 1148 \text{ C} + (2.19) * (-10) + (0.347) * (-2.3) + (0.0136) * (-1.5) + (0.642) * (3) + (0.98) * (7) + (0.2412) * (7) + (0.0627) * (6) + (0.0157) * (37) = \mathbf{1132.8 \text{ C}}$$

Diferencia entre las dos temperaturas:

$$T_{EE} - T_{EM} = 1164^\circ\text{C} - 1132.8^\circ\text{C} = \mathbf{31.2^\circ\text{C}}$$

Para el hierro nodular aleado con 2Cr-0.25V las temperaturas son:

$$T_{EE}(\gamma + G) = 1154 \text{ C} + (2.341) * (4) + (0.3536) * (5) + (0.0162) * (8) + (0.627) * (-2) + (0.0425) * (4) + (0.0194) * (30) = \mathbf{1165 \text{ C}}$$

$$T_{EM}(\gamma + Fe_3C) = 1148 \text{ C} + (2.341) * (-10) + (0.3536) * (-2.3) + (0.0162) * (-1.5) + (2) * (7) + (0.627) * (3) + (0.0425) * (6) + (0.2359) * (7) + (0.0194) * (37) = \mathbf{1142.3 \text{ C}}$$

Diferencia entre las dos temperaturas:

$$T_{EE} - T_{EM} = 1165^\circ\text{C} - 1142.3^\circ\text{C} = \mathbf{22.7^\circ\text{C}}$$

La comparación de las temperaturas que consideran solo la composición de silicio y las que consideran los elementos aleantes indica que la diferencia entre las temperaturas eutécticas estables y metaestable se reduce al considerar los elementos aleantes.

En las **Figuras 30 y 31** se presenta con detalle la zona de transformación eutéctica experimental y se trazan las temperaturas eutéctica estable y metaestable calculadas para determinar la potencial presencia de carburos asociada a la curva de enfriamiento.

La **Figura 30 y 31** presentan cuatro líneas rectas, las líneas TEE calc- Si y TEM calc- Si (línea verde y morada respectivamente) corresponden a las temperaturas eutécticas estable y metaestable respectivamente, calculadas tomando en cuenta solo el contenido de silicio. Las líneas TEE calc- Aleado y TEM calc- Aleado (línea azul claro y naranja respectivamente) corresponden a las temperaturas eutécticas estable y metaestable respectivamente, calculadas tomando en cuenta los elementos aleantes.

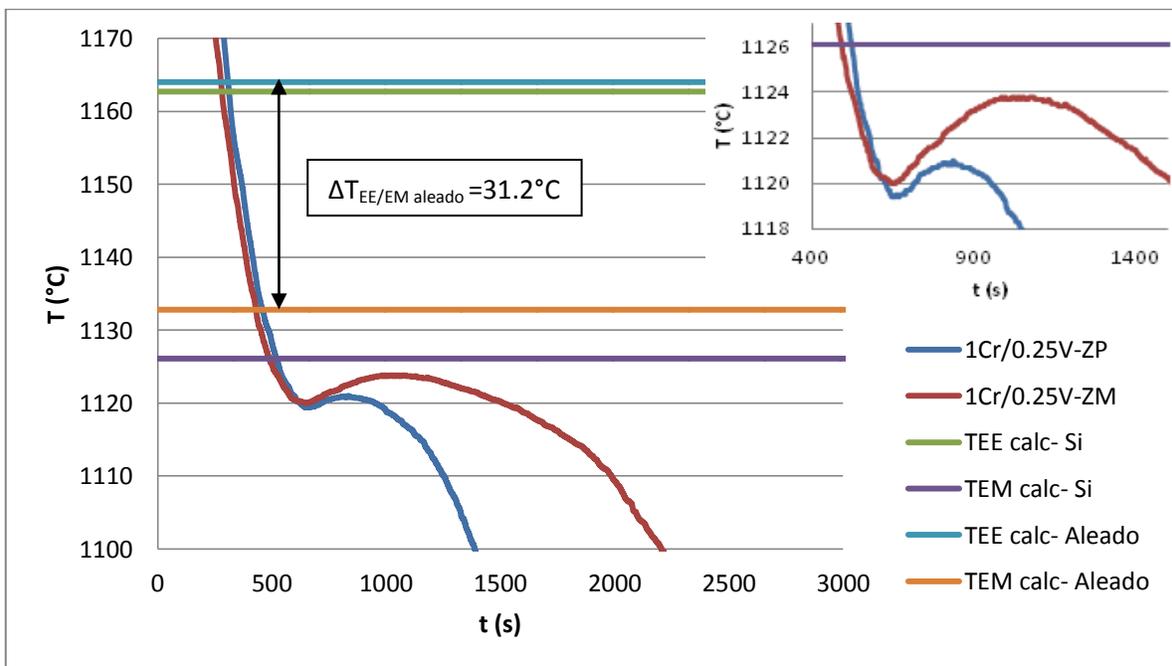


Figura 30. Curvas de enfriamiento para el hierro nodular con 1Cr/0.25V correspondientes a las dos posiciones del termopar para la zona de la pared (ZP) y para la zona media (ZM) y temperaturas calculadas, se anexa la diferencia de temperaturas ($\Delta T_{EE/EM \text{ aleado}}$) calculadas con los elementos aleantes (línea azul y naranja) y en la parte superior derecha el acercamiento a la zona del subenfriamiento.

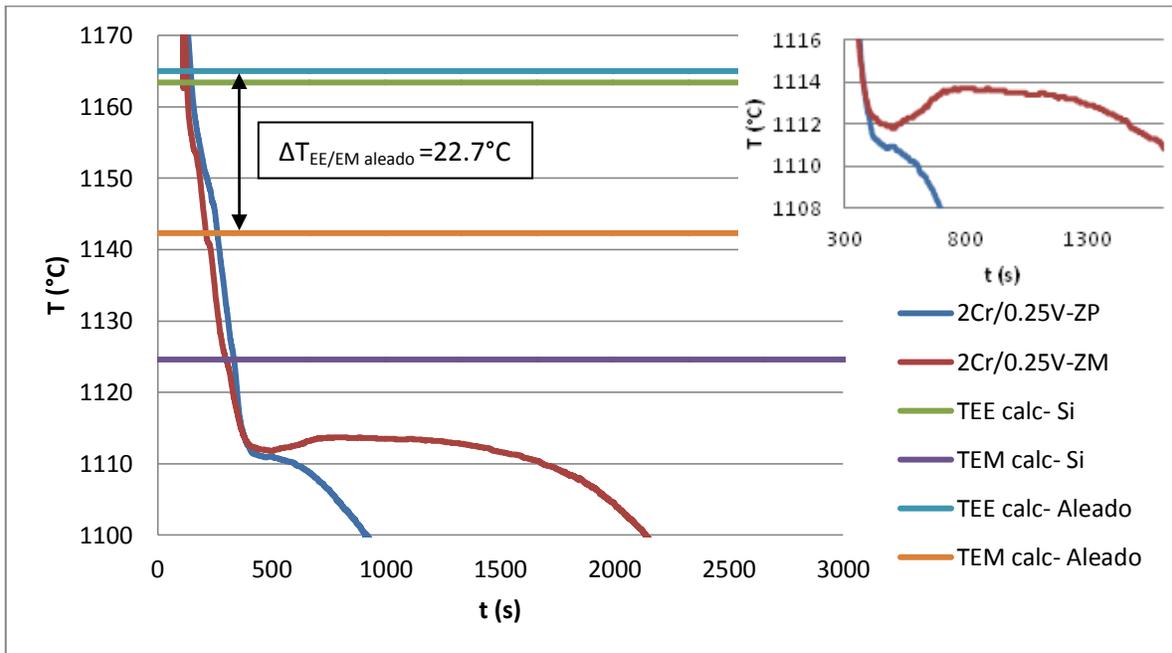


Figura 31. Curvas de enfriamiento para el hierro nodular con 2Cr/0.25V correspondientes a las dos posiciones del termopar para la zona de la pared (ZP) y para la zona media (ZM) y temperaturas calculadas, se anexa la diferencia de temperaturas ($\Delta T_{EE/EM \text{ aleado}}$) calculadas con los elementos aleantes (línea azul y naranja) y en la parte superior derecha el acercamiento a la zona del subenfriamiento.

Las **Figuras 30 y 31** muestran la diferencia entre temperaturas calculadas con los elementos aleantes ($T_{EE \text{ calc- Aleado}} - T_{EM \text{ calc- Aleado}}$), en el caso de la aleación 1Cr/0.25V la diferencia es de 31.2°C y en el caso de la aleación 2Cr/0.25V la diferencia es de 22.7°C . Es decir que al aumentar el contenido de cromo en esta relación, el intervalo entre la temperatura eutéctica estable y la temperatura eutéctica metaestable disminuye.

En las **Figuras 30 y 31** también se observa que ninguna de las rectas de las temperaturas calculadas cruza las curvas de enfriamiento en la zona de subenfriamiento o por debajo de ella, así que no se puede determinar la profundidad de blanqueado ni determinar si existió un blanqueamiento, ya que para poder determinar a partir de las curvas de enfriamiento si se trata de un hierro moteado con carburos o un hierro con carburos intercelulares, las curvas de

enfriamiento y las líneas de temperatura calculadas deberían tener, de acuerdo con las referencias, las formas que se presentan en la **Figura 32**. Esto significa que la línea de la temperatura eutéctica metaestable mostrará el sobreenfriamiento (chill) para develar la formación de un hierro moteado con carburos, o bien, no lo mostrará para develar la formación de un hierro con carburos intercelulares.

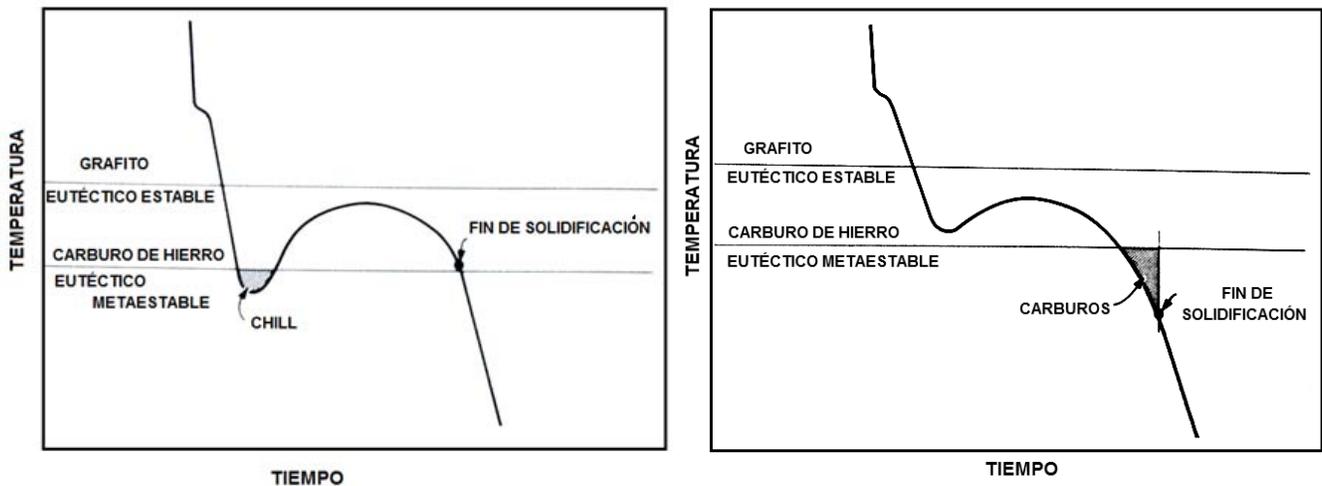


Figura 32. Curvas de enfriamiento con líneas de transformación estable y metaestable. Izquierda, formación de un hierro moteado con carburos por una nucleación pobre o rápido enfriamiento. Derecha hierro con carburos intercelulares asociados a la presencia de elementos blanqueadores. [5]

En las **Figuras 33 y 34** se muestra el detalle de la zona de subenfriamiento para las dos aleaciones experimentales, en cada gráfica se observa una línea a una temperatura eutéctica (**Temp E Exp.= 1126°C**), esta se obtuvo experimentalmente al fabricar una aleación con las mismas especificaciones químicas mostradas en las **Tablas 2 y 3**, pero en esta aleación no se incluyó el cromo ni el vanadio. También en las **Figuras 33 y 34** se incluye la diferencia entre las temperaturas eutécticas experimentales de las dos zonas estudiadas, zona de la pared (ZP) y zona media (ZM).

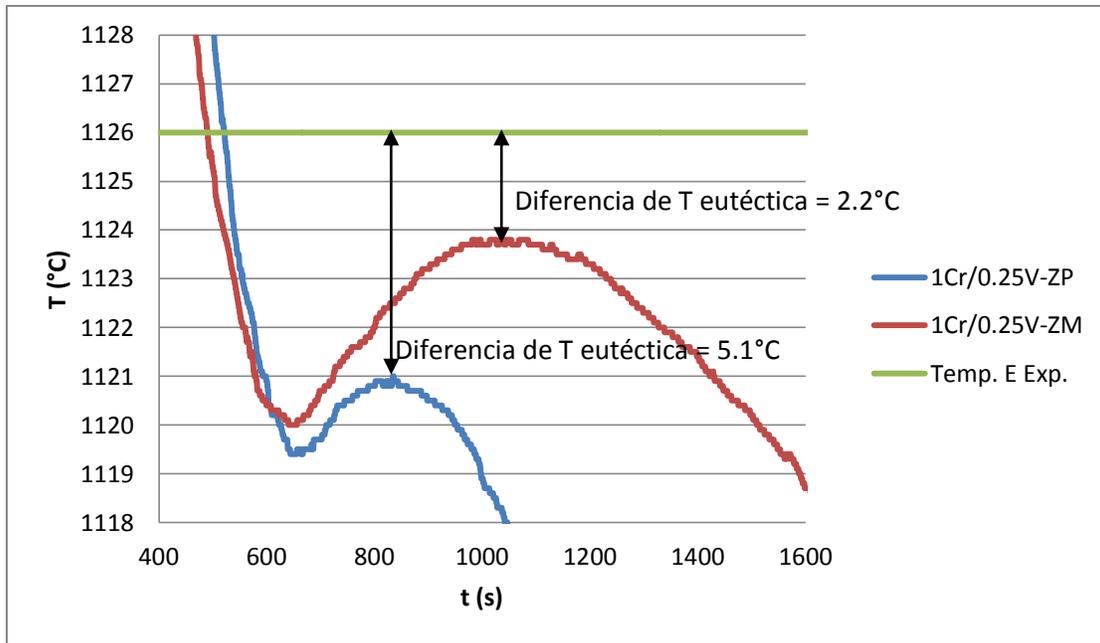


Figura 33. Detalle de las curvas para 1Cr/0.25V en la zona de transformación eutéctica, para las dos posiciones del termopar, zona de la pared y zona media.

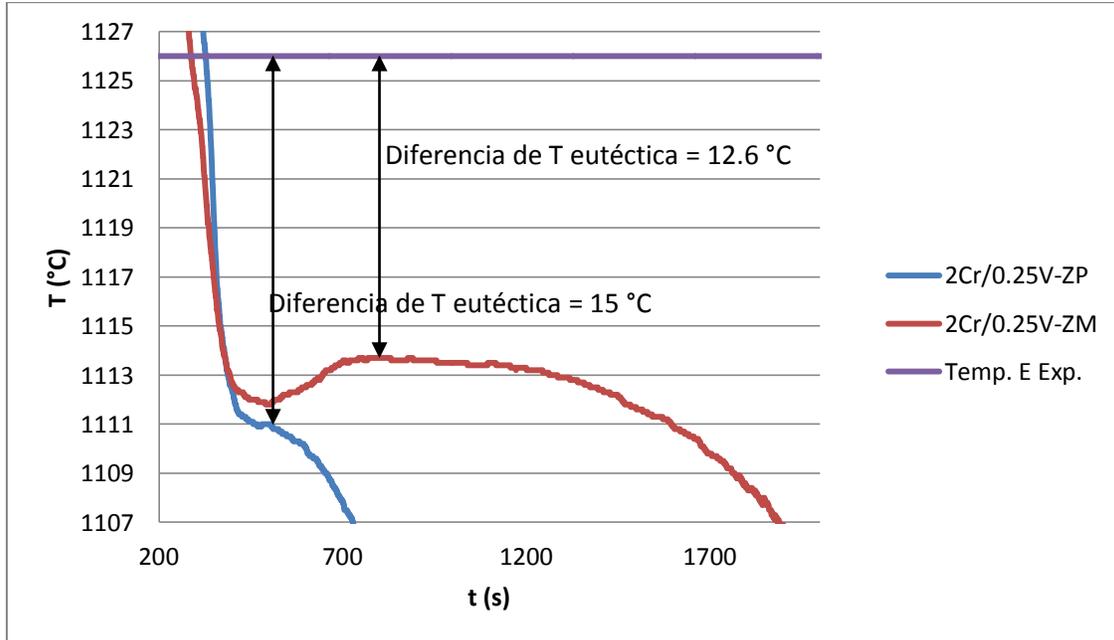


Figura 34. Detalle de las curvas para 2Cr/0.25V en la zona de transformación eutéctica, para las dos posiciones del termopar, zona de la pared y zona media.

En las **Tablas 15 y 16** se observa que la diferencia de temperaturas eutécticas es más grande para la composición 2Cr/0.25V, esto quiere decir que la temperatura eutéctica disminuye conforme se aumenta la cantidad de elementos aleantes, lo que se puede relacionar con la línea de temperatura eutéctica estable, esto corrobora lo citado en la referencia [5], dice que al aumentar la cantidad de elementos aleantes como Cr y V disminuye la temperatura eutéctica estable (véase página 10).

Tabla 15. Valores de las temperaturas eutécticas experimentales y subenfriamiento para 1Cr/0.25V obtenidas de la **Figura 33**, diferencia de temperaturas con respecto a la temperatura obtenida experimentalmente de una colada sin elementos aleantes (1126°C), para la zona de la pared y la zona media.

	1Cr/0.25V - ZP	1Cr/0.25 - ZM
T eutéctico (°C)	1120.9	1123.8
Subenfriamiento (°C)	1.5	3.8
Diferencia T eutéctica (°C)	5.1	2.2

Tabla 16. Valores de las temperaturas eutécticas experimentales y subenfriamiento para 2Cr/0.25V obtenidas de la **Figura 34**, diferencia de temperaturas con respecto a la temperatura obtenida experimentalmente de una colada sin elementos aleantes (1126°C), para la zona de la pared y la zona media.

	2Cr/0.25V - ZP	2Cr/0.25 - ZM
T eutéctico (°C)	1111	1113.4
Subenfriamiento (°C)	0	2
Diferencia T eutéctica (°C)	15	12.6

Las **Figuras 35 y 36** muestran la rapidez de enfriamiento correspondiente a cada posición de termopar, en la zona de la pared (**Figura 36**) se nota que las dos aleaciones están solidificadas a los 1000 segundos, mientras que en la zona

media (**Figura 35**), en el mismo tiempo las dos aleaciones están aún en el proceso de solidificación. Puede parecer que no es mucha la diferencia en tiempo, pero ésta tiene una gran repercusión en la microestructura, ya que como se menciona anteriormente, en estas zonas hubo una mayor aparición de carburos que en la zona media.

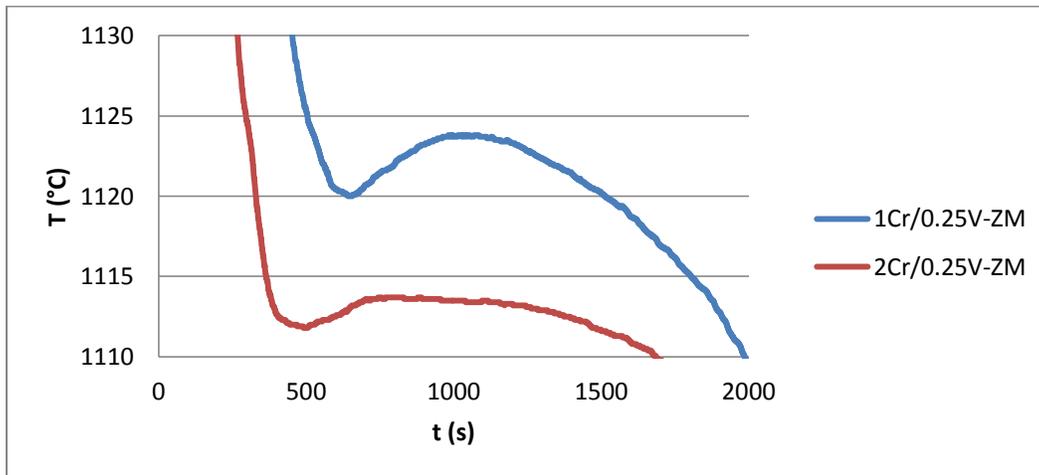


Figura 35. Detalle de las curvas para 1Cr/0.25V y 2Cr/0.25V tomadas en la zona media de la pieza

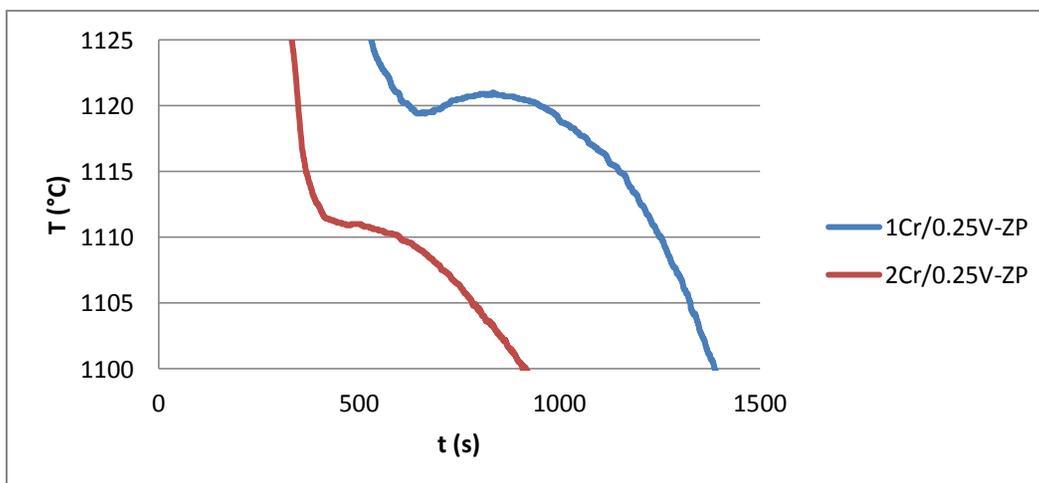


Figura 36. Detalle de las curvas para 1Cr/0.25V y 2Cr/0.25V tomadas en la zona de la pared de la pieza.

4.4 Comparación de la fracción de carburos y grafito precipitado.

Las Figuras 37 y 38 muestran comparativamente la fracción de carburos precipitados y la de grafito para las dos aleaciones experimentales, en las tres posiciones en la pieza analizadas.

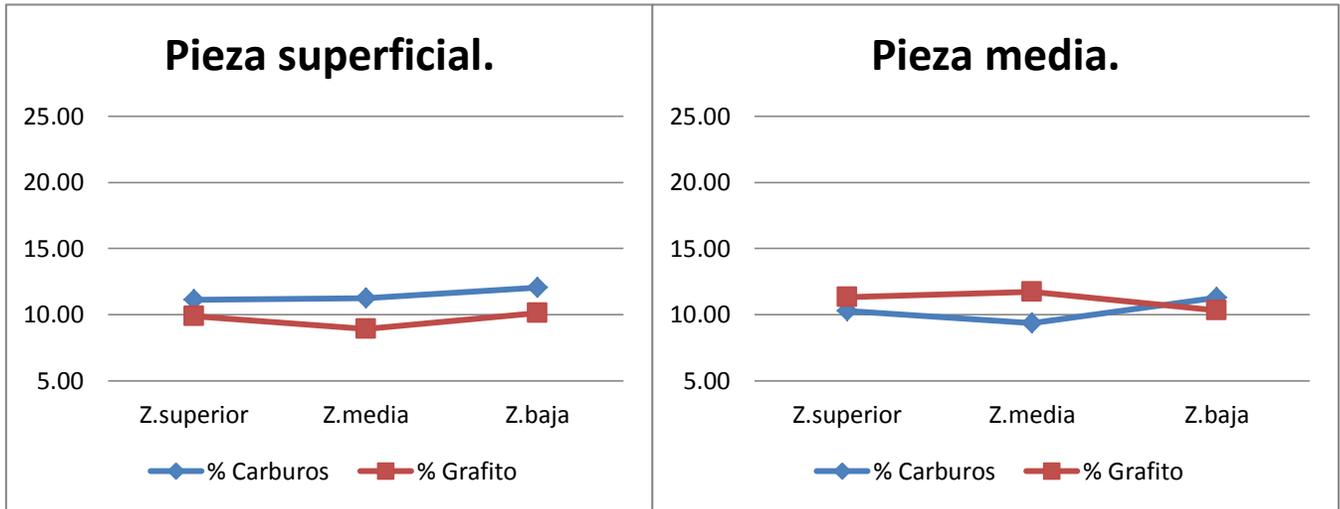


Figura 37. Comparación de conteo de carburos y grafito para el hierro con 1Cr/0.25V.

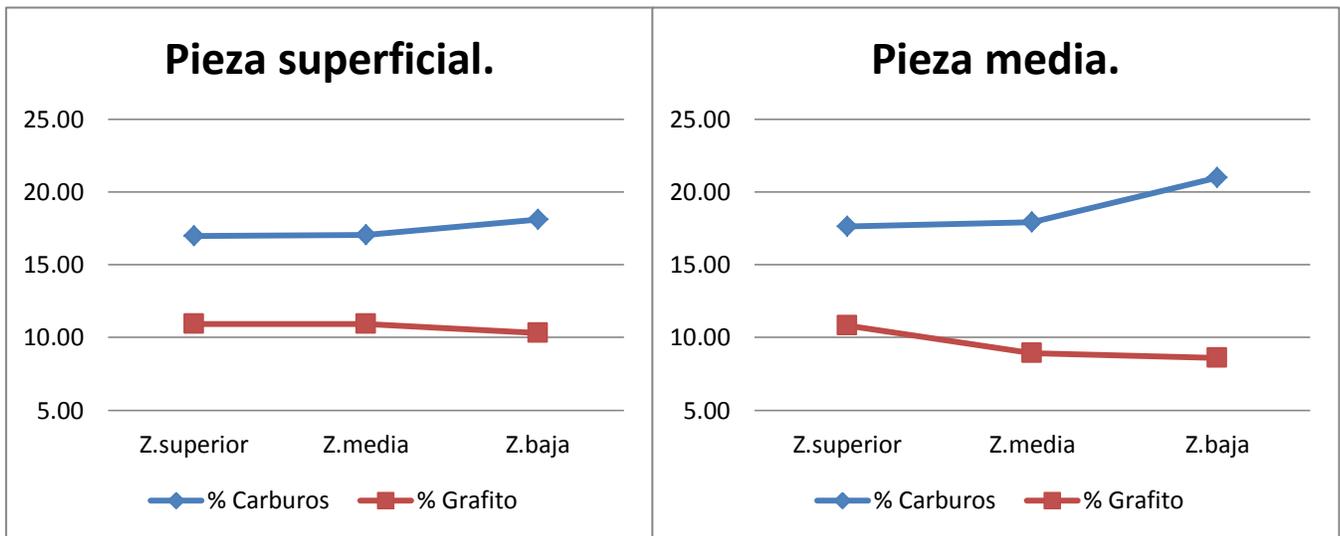


Figura 38. Comparación de conteo de carburos y grafito para el hierro con 2Cr/0.25V.

En la **Figura 37 y 38** se observa que en las zonas donde el % de carburos es mayor, el % de grafito se ve reducido, y sólo en un caso, (**Figura 37** pieza media) la cantidad de grafito es mayor en casi toda la pieza, sin embargo en la zona baja se ve un aumento en la cantidad de carburos que va acompañado por un decremento de la cantidad de grafito. Este comportamiento también se ve reflejado en la **Figura 40** en donde se observa que el % de carburos tiene un aumento cercano al 7% mientras que el grafito sólo tiene una reducción del 0.30%. El decrecimiento de grafito se asocia a un incremento de la fracción de carburos. También debe recordarse que estos conteos se realizaron sólo en zonas pequeñas de la muestra, y sólo representan las zonas analizadas.

La **Figura 39** muestra el incremento significativo de carburos de la aleación que contiene 2Cr/0.25V en comparación con la que tiene 1Cr/0.25V.

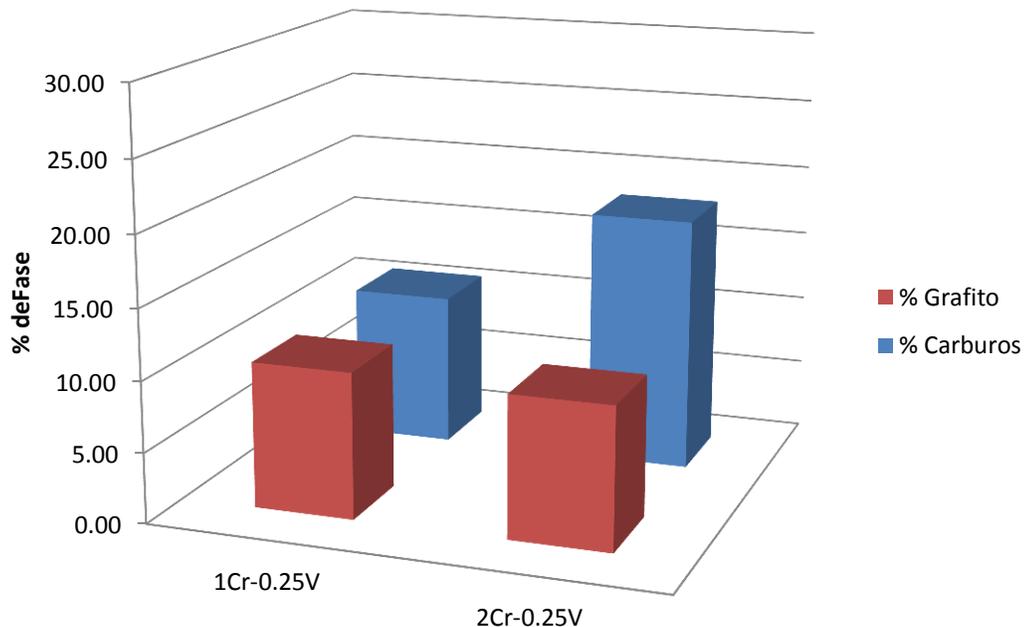


Figura 39. Comparación del % de carburos y el % de grafito para los dos hierros nodulares experimentales.

4.5 Relación entre porcentaje de fases, temperatura eutéctica y diferencia de temperaturas eutécticas

En la **Tabla 17** se agruparon de forma comparativa los datos obtenidos de porcentaje de fases, temperatura eutéctica y diferencia de temperaturas eutécticas para cada pieza (nótese que esta diferencia se tomó de las **Tablas 15 y 16**), con el objetivo de relacionar la fracción de fases formada con algunos parámetros de la curva de enfriamiento en la zona eutéctica.

Tabla 17. Comparación de los valores de porcentaje de fases, temperatura eutéctica experimental y diferencia de temperaturas eutécticas experimentales para todas las piezas analizadas.

Aleación- zona	% de perlita	% de carburos	% de Grafito	T eutéctica (°C)	Diferencia T eutécticas (°C)*
1Cr/0.25V-ZP	78.88	11.48	9.64	1120.9	5.1
1Cr/0.25V-ZM	78.59	10.30	11.12	1123.8	2.2
2Cr/0.25V-ZP	71.89	17.38	10.73	1111	15
2Cr/0.25V-ZM	71.71	18.84	9.45	1113.4	12.6

* Se calculó como: Temp E Exp. – T eutéctica. Ejemplo: 1126°C -120.9°C = 5.1°C

En la **Figura 40** se presenta la relación entre el % de carburos y la diferencia entre las temperaturas eutécticas (véase **Tablas 15, 16 y 17**).

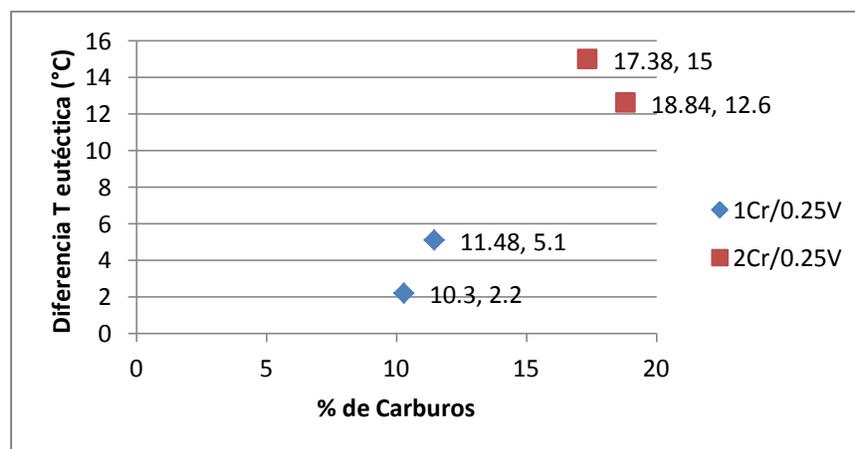


Figura 40. Relación entre la fracción formada de carburos y diferencia de temperaturas eutécticas.

Capítulo V: Conclusiones

- La adición conjunta de Cr y V provoca la formación de carburos ledeburíticos y aleados.
- El aumento del contenido de cromo, con la composición de vanadio constante, aumenta la cantidad de carburos ledeburíticos y aleados precipitados.
- Al aumentar el contenido de cromo, con la composición de vanadio constante, disminuye la cantidad de grafito precipitado.
- El aumento de la composición de cromo, con la cantidad de vanadio constante, disminuye la temperatura eutéctica experimental de la aleación.
- Al aumentar la velocidad local de enfriamiento se favorece la fracción de carburos precipitados.
- El parámetro entre la diferencia de temperaturas eutécticas experimentales es un indicativo de la fracción de carburos formada.

Referencias:

1. American Society for Metals. (1977). *Source Book on Ductile Iron*. (1^{ra} Ed). Ohio USA. (Pag. 93-103).
2. Hasse Fredriksson, Ulla Akerlind. (2006). *Materials Processing During Casting*. (1^{ra} Ed). Chichester England. (Pag. 142, 152 y 301).
3. American Society for Metals. (1977). *Source Book on Ductile Iron*. (1^{ra} Ed). Ohio, USA. (Pag. 78).
4. American Society for Metals. (1973). *Metallography, Structures and Phase Diagrams*. Ohio, USA. (Vol. 8, 8^{va} Ed., Pag. 275).
5. Hasse Fredriksson, M.Hillert. (1985). *The Physical Metallurgy of Cast Iron*. Elsevier Science Publishing Company. Stockholm, Sweden. (Pag. 253-270).
6. Hasse Fredriksson, Ulla Akerlind. (2006). *Materials Processing During Casting*. (1^{ra} Ed). Chichester England. (Pag. 140-160).
7. M. Sheikholeslami and S. M. A Boutorabi. Iran. (2012). *A Research on the Calculation of Graphitization Ability of Gray Cast Irons*. *Iranian Journal of Materials Science & Engineering*. (Vol. 9, number 4).
8. Toshitake Kanno, Hiroyoshi Kimura, Hideo Nakae. Japan. (2005). *The Relationship Between the Variation of Eutectic Temperature and Melt Quality in Cast Iron*. *Kimura Foundry Co. AFS trans*.
9. American Society for Testing and Materials, ASTM A247-10, (2010 edition) *Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings*. Pennsylvania, USA.
10. American Society for Testing and Materials, ASTM A536 (2014 edition), *Standard Specification for Ductile Iron Castings*, Pennsylvania, USA.

Anexo 1. Imagen de la pieza de colada completa.

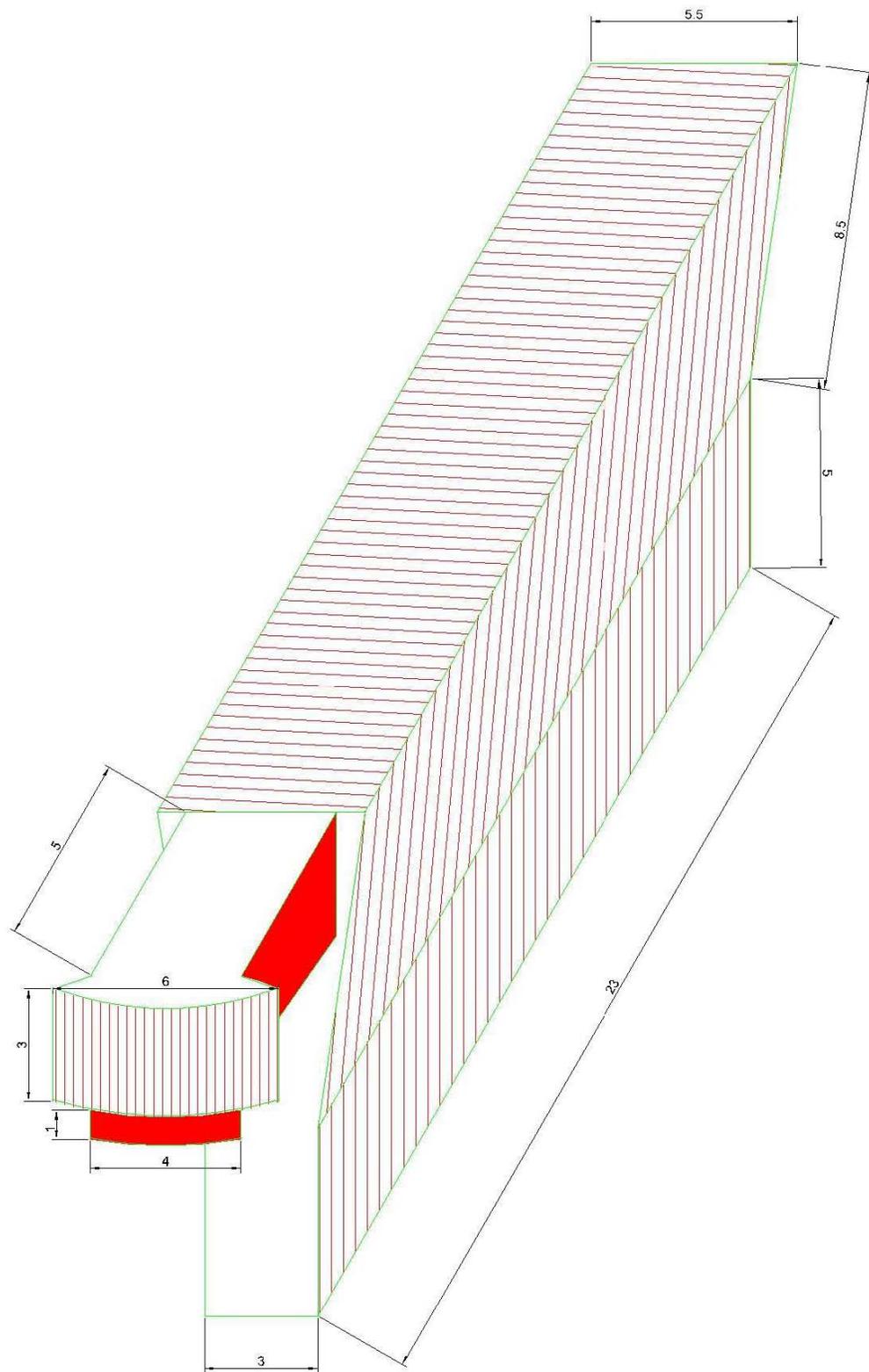


Figura A1. Medidas en cm de la pieza obtenida de la colada.

Anexo 2. Cuantificación de carburos y grafito por pieza.

De cada aleación fabricada (1Cr/0.25V y 2Cr/0.25V) se extrajeron dos piezas representativas; la pieza de la pared y la pieza media, es decir que se extrajeron cuatro piezas para conteo de carburos y grafito, dos por cada bloque.

Para el conteo de carburos y de grafito se dividió en tres partes cada pieza; zona superior, zona media y zona inferior, como se muestra en la **Figura A2**. En cada zona se tomaron tres fotografías, para el conteo de carburo se tomaron con la superficie atacada por un obscurecedor y para el conteo de grafito se tomaron sin ataque.

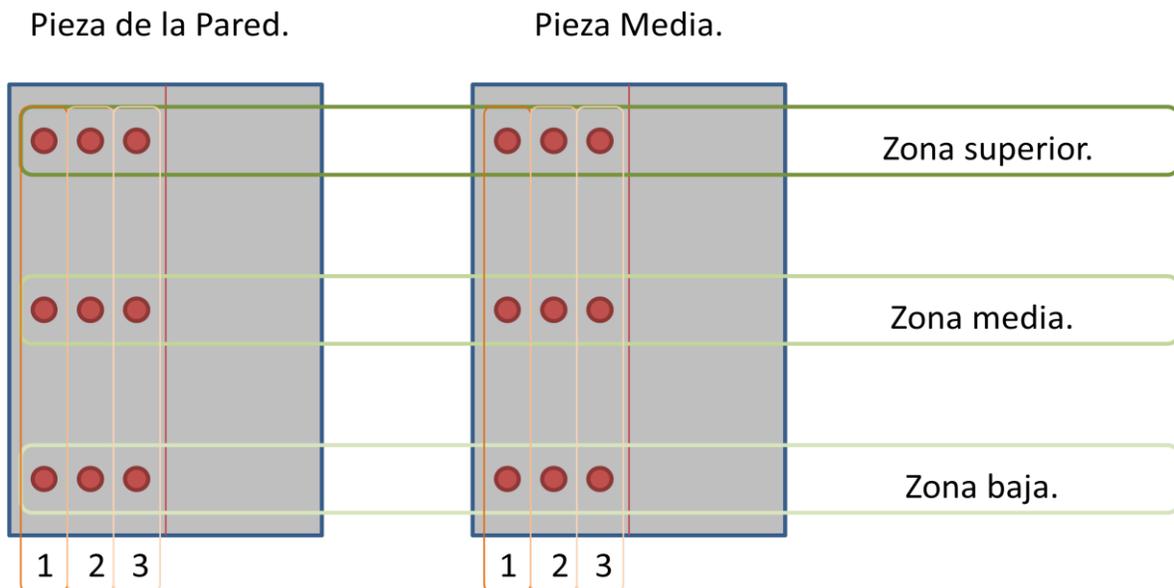


Figura A2. División de las piezas para la toma de imágenes.

Las nueve fotos obtenidas por cada pieza se procesaron con el software Image Pro Plus con el objetivo de determinar el % de área de carburos y por otro lado el % de área de grafito para cada pieza.

La **Tabla A2.1** muestra los resultados obtenidos del conteo de carburos, y la **Tabla A2.2** muestra los resultados obtenidos del conteo de grafito.

Tabla A2.1. Cuantificación de carburos por zonas de cada pieza analizada (% de área).

1Cr/0.25V Pared.	Z. Superior	1	2	3	promedio
	% de área	9.70	10.76	12.88	11.11
	Z. Media	1	2	3	promedio
	% de área	10.42	11.02	12.34	11.26
	Z. Baja	1	2	3	promedio
	% de área	12.37	12.38	11.42	12.06

1Cr/0.25V Media.	Z. Superior	1	2	3	promedio
	% de área	9.84	10.50	10.47	10.27
	Z. Media	1	2	3	promedio
	% de área	7.60	10.83	9.60	9.34
	Z. Baja	1	2	3	promedio
	% de área	11.00	13.24	9.58	11.28

2Cr/0.25V Pared.	Z. Superior	1	2	3	promedio
	% de área	20.29	13.99	16.69	16.99
	Z. Media	1	2	3	promedio
	% de área	15.70	18.87	16.60	17.06
	Z. Baja	1	2	3	promedio
	% de área	18.36	18.53	17.41	18.10

2Cr/0.25V Media.	Z. Superior	1	2	3	promedio
	% de área	20.14	16.29	16.41	17.61
	Z. Media	1	2	3	promedio
	% de área	17.75	19.36	16.68	17.93
	Z. Baja	1	2	3	promedio
	% de área	23.09	20.15	19.70	20.98

Tabla A2.2. Cuantificación de grafito por zonas de cada pieza analizada (% de área).

1Cr/0.25V Pared.	Z. Superior	1	2	3	promedio
	% de área	9.35	10.41	9.88	9.88
	Z. Media	1	2	3	promedio
	% de área	9.99	8.07	8.70	8.92
	Z. Baja	1	2	3	promedio
	% de área	9.55	10.76	10.09	10.13

1Cr/0.25V Media.	Z. Superior	1	2	3	promedio
	% de área	11.62	11.97	10.41	11.33
	Z. Media	1	2	3	promedio
	% de área	11.09	12.23	11.80	11.71
	Z. Baja	1	2	3	promedio
	% de área	10.86	10.16	9.92	10.31

2Cr/0.25V Pared.	Z. Superior	1	2	3	promedio
	% de área	10.77	12.03	10.00	10.93
	Z. Media	1	2	3	promedio
	% de área	11.98	10.92	9.88	10.93
	Z. Baja	1	2	3	promedio
	% de área	8.61	10.85	11.51	10.32

2Cr/0.25V Media.	Z. Superior	1	2	3	promedio
	% de área	10.60	11.03	10.83	10.82
	Z. Media	1	2	3	promedio
	% de área	9.54	9.70	7.56	8.93
	Z. Baja	1	2	3	promedio
	% de área	8.58	9.47	7.70	8.58

Anexo 3. Imagen con efecto estereoscópico.

La **Figura A3** muestra una imagen tomada por microscopía óptica en la cual fueron utilizados filtros con el fin de obtener una imagen con efecto estereoscópico, es decir, que se observe el relieve de la superficie, como si se tratase de una imagen obtenida por microscopía electrónica de barrido utilizando electrones secundarios.

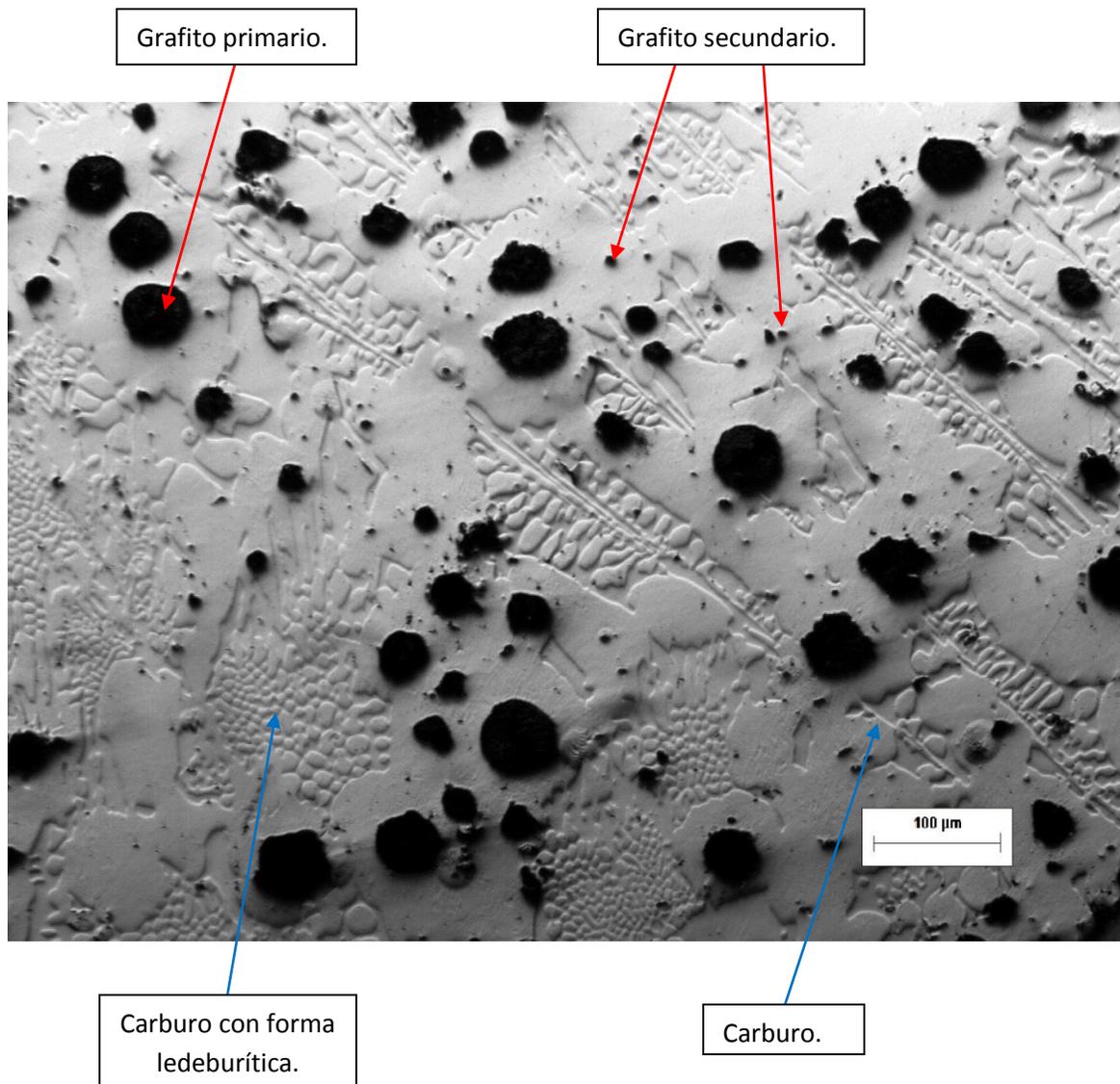


Figura A3. Imagen de la microestructura con efecto estereoscópico.

Anexo 4. Curvas de enfriamiento.

La **Figura A4** muestra las curvas de enfriamiento completas obtenidas con los termopares colocados en la zona de la pared y la zona del medio del bloque para cada aleación.

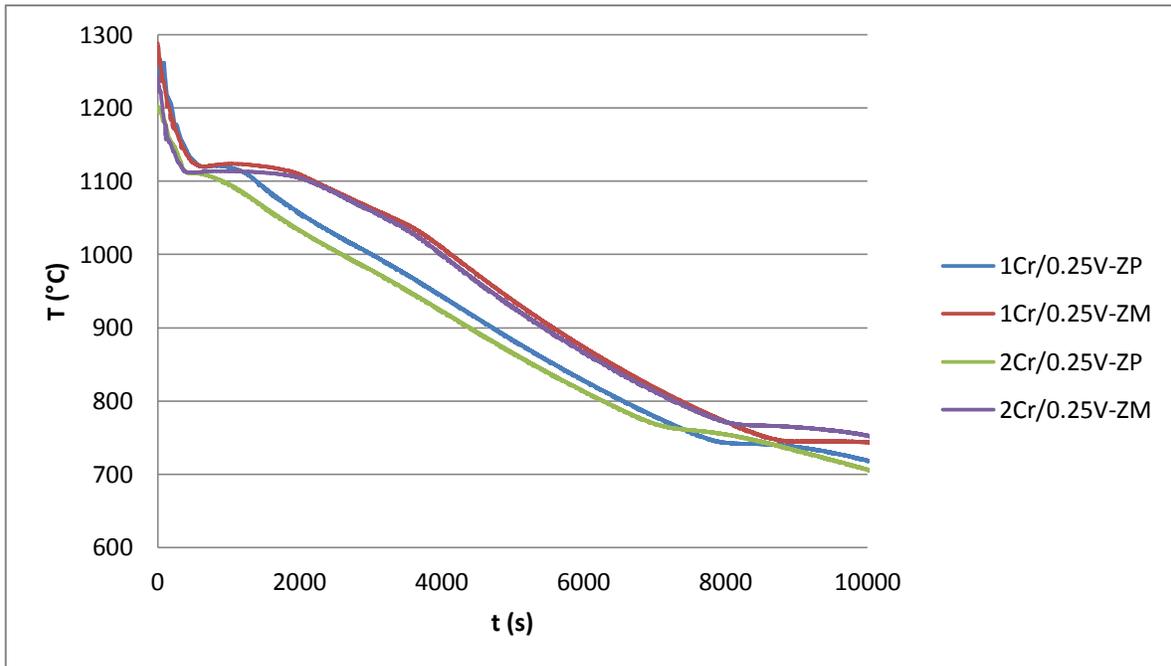


Figura A4. Curvas de enfriamiento de las dos aleaciones experimentales.