



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
FACULTA DE QUÍMICA

**“EFECTO DEL TRATAMIENTO TÉRMICO
DE AUSTEMPERIZADO DE HIERROS
NODULARES ALEADOS CON Cr Y V”**

TESIS

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

**PRESENTA:
FERNANDO SALVADOR CAMACHO MAGAÑA**



CD. MX.

2018



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:	M. en M. Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco
VOCAL:	Dr. José Alejandro García Hinojosa
SECRETARIO:	M. en C. Sergio García Galán
1er SUPLENTE:	M. en C. Balbina Ojeda Ramírez
2do SUPLENTE:	M. en I. Agustín Gerardo Ruiz Tamayo

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA

Edificio D

Departamento de Ingeniería Metalúrgica

Facultad de Química

Dr. José Alejandro García Hinojosa

Asesor del tema

Fernando Salvador Camacho Magaña

Sustentante

ÍNDICE

	Pág.
INTRODUCCIÓN	5
OBJETIVOS	6
CAPITULO1: MARCO TEÓRICO	7
Hierrocolados.....	7
Clasificación.....	7
Hierro nodulares.....	9
Clasificación de los Hierros nodulares.....	9
Efecto de Elementos Aleantes.....	11
Tratamientos Térmicos.....	13
CAPITULO 2: ANTECEDENTES	15
Hierro Dúctil Austemperizado con Carburos (CADI).....	16
Etapas de transformación del austemperizado.....	17
Efecto de elementos aleantes durante el T.T. de austemperizado.....	18
Aplicaciones ventajas y desventajas.....	19
CAPITULO 3: DESARROLLO EXPERIMENTAL	20
Material base.....	20
Muestreo y corte.....	20
Preparación y análisis metalográfico.....	21
Clasificación.....	21
Tratamiento térmico de austemperizado.....	22
Evaluación del tratamiento térmico.....	24
Medición de dureza.....	24
CAPITULO 4: RESULTADOS Y ANÁLISIS	25
Caracterización del material base.....	25
Evaluación después del austemperizado.....	27
Evaluación de Dureza.....	36
CAPITULO 5: CONCLUSIONES	38
ANEXOS	39
BIBLIOGRAFÍA	50

INTRODUCCIÓN

El avance de la tecnología crea día a día nuevas demandas de propiedades en los materiales usados en la industria lo que ha provocado la búsqueda de nuevos materiales que sean capaces de cubrir estas demandas y a su vez mantengan una buena relación con sus costos de producción. Tal es el caso de los Hierros CADI (Carbídico Austempered Ductile Iron por sus siglas en Inglés) que se están encargando de sustituir diversos materiales como aceros y hierros altamente aleados utilizados en maquinaria que requiere grandes resistencias al desgaste y la abrasión ofreciendo propiedades similares, menores pesos y costos relativamente inferiores de producción y maquinabilidad.

Los hierros CADI son hierros que son sometidos a un tratamiento isotérmico con el fin de modificar su microestructura y por ende sus propiedades manteniendo una fracción de carburos sin disolver durante todo el proceso, por lo que se deben de utilizar condiciones de trabajo controladas para obtener los efectos deseados en este material.

Es necesario realizar estudios acerca de las condiciones de producción y las variaciones de propiedades que estos materiales puedan llegar a presentar con el fin de que cubran todos los requerimientos que se les pueda demandar de la manera más eficiente.

El objetivo del presente trabajo se centró en evaluar el efecto de diversas condiciones de temperatura y tiempo durante el tratamiento isotérmico en la formación de ausferrita (micro constituyente clave para las propiedades de los hierros CADI) y a la disolución de carburos presentes en el material base utilizado.

El trabajo se divide en los capítulos siguientes:

Capítulo 1: Fundamentos teóricos básicos para entender los hierros, sus clasificaciones, características y propiedades representativas, así como los fundamentos de un tratamiento térmico y las etapas que conllevan.

Capítulo 2: Contenido relacionado con los hierros CADI , sus propiedades, aplicaciones, ventajas y desventajas, así como su fabricación principalmente lo relacionado a los carburos y el tratamiento térmico de austemperizado.

Capítulo 3: Se centra en detallar los pasos que se llevaron a cabo para clasificar y evaluar el material y las condiciones de tratamiento térmico para obtener el hierro CADI y los métodos que se usaron para obtener la evaluación correspondiente.

Capítulo 4: Se presentan los resultados obtenidos de los procedimientos del capítulo 3, así como un análisis de estos a manera de llegar a las conclusiones.

Capítulo 5: Se presentan las conclusiones de los resultados obtenidos.

OBJETIVOS

- Evaluar el efecto de la Temperatura de tratamiento Isotérmico en la microestructura y dureza en un hierro nodular aleado (Cr/V) con carburos para obtener hierros CADI.
- Determinar el tiempo necesario para obtener matrices totalmente ausferríticas (ventana de proceso).

MARCO TEÓRICO

Hierros Colados

Se le llama así a la familia de aleaciones ferrosas que se fabrican mediante el proceso de fundición para obtener una forma deseada. A diferencia de los aceros los hierros fundidos tienen entre 2 y 4 por ciento de carbono y de 1 a 3 por ciento de silicio.

Son excelentes para la fundición por su buena fluidez y no forman películas superficiales indeseables durante el vertido y se solidifican con bajas contracciones. Tienen un amplio rango de resistencia y dureza y en su mayoría son fáciles de maquinar. Pueden alearse para obtener cualidades superiores en términos de desgaste, abrasión y resistencia a la corrosión sin embargo no tienen buena resistencia al impacto y esto limita sus aplicaciones (Smith, 2007).

Clasificación

Los hierros fundidos se clasifican en 4 grupos principales de acuerdo a su microestructura y su composición química, ver tabla 1.1. Dichos grupos son: Hierro Blanco, Hierro Gris, Hierro Maleable y Hierro Dúctil.

Tabla 1.1. Rango de composición química para hierros colados no aleados (Smith, 2007).

Composición, %					
Fundición	C	Si	Mn	S	P
Blanco	1.8 – 3.6	0.5 – 1.9	0.25 – 0.8	0.06 – 0.2	0.06 – 0.18
Gris	2.5 – 4.0	1.0 – 3.0	0.25 – 1.0	0.02 -0.25	0.05 – 1.0
Maleable	2.0 – 2.6	1.1 – 1.6	0.2 – 1.0	0.04 – 0.2	0.03 máx.
Dúctil (0.035 %Mg)	3.0 – 4.0	1.8 – 2.8	0.1 – 1.0	0.03 máx.	0.10 máx.

Hierros Blancos: se forman cuando en la solidificación el carbono forma carburos en lugar de grafito. Llevan este nombre porque cuando se fracturan producen una superficie fracturada cristalina “blanca” o “brillante” y su principal uso radica cuando se necesita una alta resistencia al desgaste y a la abrasión. (Smith, 2007).

La figura 1.1 muestra la microestructura típica de una fundición blanca.



Figura 1.1. Microestructura de fundición blanca característica por tener altos contenidos de carburos (zonas blancas). (Castro, 2009)

Hierro Gris: este hierro se forma cuando el carbono precipita en forma de hojuelas durante la solidificación. Cuando se fracturan producen una superficie de tono gris. Entre sus propiedades destacan su facilidad de maquinado, su buena resistencia al desgaste, la resistencia a la fricción y una excelente capacidad de amortiguar vibraciones (Smith, 2007).

La figura 1.2 muestra la microestructura típica de un hierro gris.



Figura 1.2. Microestructura de un Hierro Gris donde se observa carbono en forma de hojuelas en una matriz ferrítica. (Castro, 2009)

Hierro Maleable: estos hierros provienen de hierros blancos con grandes cantidades de carburos de hierro y no tienen grafito libre, posteriormente se calientan en hornos de maleabilización para disociar los carburos de hierro y convertirlos en grafito y hierro, el grafito se presenta en forma de agregados irregulares que se conocen como “carbono revenido” estos hierros tienen propiedades moderadas de resistencia, tenacidad y resistencia a la corrosión pero más importante es que estas propiedades son totalmente uniformes a causa del tratamiento térmico aplicado (Smith, 2007).

La figura 1.3 muestra la microestructura típica de un hierro maleable.

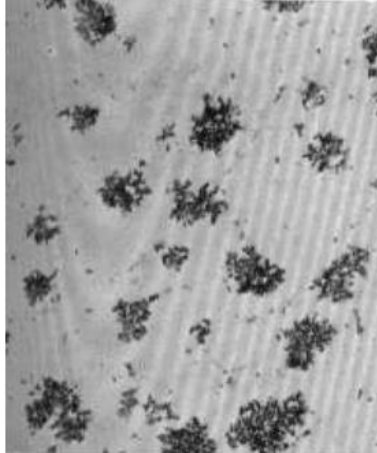


Figura 1.3 Microestructura de un hierro maleable con carbonos en forma de nódulos irregulares con una matriz ferrítica (Castro, 2009).

HIERROS NODULARES

Los hierros nodulares o dúctiles de grafito esferoidal son aquellos en los que el grafito se encuentra presente en forma de esferoides lo cual se logra añadiendo magnesio o cerio en forma de ferroaleaciones. Dicho proceso se desarrolló por primera vez en 1948 por Morrogh y Williams quienes fundieron hierro base y añadieron ciertas cantidades de cerio, junto con una aleación grafitizante como el Ferro-Silicio o Silicio-Calcio lo que provocó la formación de los nódulos de grafito.

En 1949 investigadores fabricaron fundición con grafito esferoidal agregando magnesio al hierro líquido estableciendo que debe de quedar un mínimo de 0.04% de magnesio residual para conseguir el grafito esferoidal (Apraiz 1982).

Para producir este tipo de hierro se deben de introducir dos pasos o fases durante el proceso de fundición conocidos como nodularización e inoculación.

La nodularización consiste en agregar magnesio de forma diluida en forma de una ferroaleación combinado con silicio (FeSiMg) mientras que la inoculación consiste en generar centros de nucleación heterogéneos antes de que se inicie la solidificación del metal para controlar el tamaño y la cantidad de nódulos formados (Castro, 2009).

La importancia de los hierros nodulares radica en sus altas propiedades mecánicas que sirven para remplazar algunos materiales a un menor costo de producción principalmente por que la forma nodular del grafito reduce el efecto de agrietamiento cuando el material es sometido a cargas cíclicas, y por lo tanto, aumenta la resistencia a la fatiga, a la tensión y cedencia y tienen cierto nivel de % de elongación.

La Figura 1.4 muestra la microestructura típica que tienen este tipo de hierros.

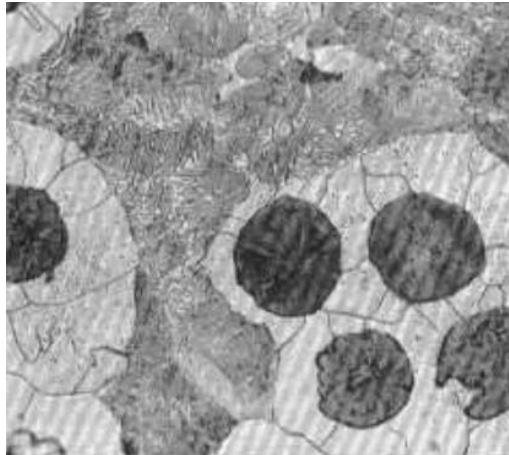


Figura 1.4. Microestructura de la fundición nodular donde se aprecia grafito esferoidal rodeado de una matriz Ferrítico-Perlítica (Castro, 2009).

Clasificación de los Hierros Nodulares

Los hierros nodulares se pueden clasificar en base a la microestructura de la matriz que posean y sus propiedades mecánicas.

Por microestructura se clasifican en:

Hierro Nodular Ferrítico: Los nódulos se encuentran en una matriz completamente ferrítica lo que proporciona alta resistencia al impacto, buena maquinabilidad y un porcentaje máximo de elongación hasta un 20%.

Hierro Nodular Perlítico: Los nódulos se encuentran en una matriz de perlita; con altas propiedades de dureza, buena resistencia al desgaste, moderada resistencia al impacto y buena maquinabilidad.

Hierro Nodular Perlítico-Ferrítico: Es la estructura más común en los hierros nodulares, el grafito se encuentra en una matriz de ferrita y perlita, lo que proporciona buena maquinabilidad y propiedades intermedias.

Hierro Nodular Martensítico: Los nódulos de grafito se encuentran en una matriz de martensita obtenida mediante un temple. Sin embargo al aplicar un tratamiento de revenido se reduce su dureza.

Para clasificarlos por sus propiedades mecánicas se consideran 3 que son Resistencia a la tracción, Limite Elástico y Porcentaje de elongación.

La tabla 1.2 presenta la clasificación en base a las propiedades mecánicas y la tabla 1.3 las composiciones químicas típicas.

Tabla 1.2. Propiedades mecánicas de los hierros nodulares (ASTM A 536) (ASM, 1993).

Clase	R. a la Tensión		Limite Elástico		Elongación (%)	Dureza (HB)
	Mpa	ksi	Mpa	ksi		
60-40-18	414	60	276	40	18	167
65-45-12	448	65	310	45	12	167
80-55-06	552	80	379	55	6	192
100-70-03	689	100	483	70	3	----
120-90-02	827	120	621	90	2	331

Tabla 1.3. Composición química de las clases de hierros nodulares (ASTM A536) (ASM, 1993).

Clase	Composición %						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu
60-40-18	3.5-3.9	2.2-3.0	0.3 máx.	0.5 máx.	0.015 Máx.	0.06 Máx.	----
65-45-12	3.5-3.9	2.5-2.8	0.4 máx.	0.5 máx.	0.015 Máx.	0.1 Máx.	----
80-55-06	3.5-3.9	2.2-2.7	0.2-0.05	0.5 máx.	0.015 Máx.	0.1 Máx.	0.2-0.4
100-70-03	3.5-3.8	2.2-2.7	0.6 máx.	0.5 máx.	0.015 Máx.	0.1 Máx.	0.2-0.5
120-90-02	3.5-3.8	2.2-2.7	0.6 máx.	0.5 máx.	0.015 Máx.	0.1 Máx.	0.2-0.5

Efecto de elementos aleantes

Las propiedades del hierro nodular dependen en primera instancia de la composición química donde los elementos que afectan la microestructura o la distribución de los nódulos de grafito son lo de mayor importancia durante el ajuste de composición. Estos elementos son:

Carbono: Es el principal elemento grafitizante y se relaciona directamente con la cantidad y el tamaño de los nódulos presentes en el hierro nodular.

Silicio: Su función es promover la formación de grafito para que este no forme carburos al momento de solidificar, incrementa la fluidez del metal líquido y es un promotor de ferrita en la microestructura. También altera la temperatura eutectoide formando un intervalo de transformación donde pueden existir mezclas de grafito, perlita sin transformar y ferrita.

Azufre: Es un anti grafitizante que favorece la formación de cementita, se combina principalmente con Manganeso para formar sulfuro de Manganeso una precipitación

muy dura que en poca cantidad no perjudican la matriz final. Cuando se encuentra sin presencia de Manganeso forma sulfuro de hierro que es lo que favorece principalmente a la formación de cementita. Inhibe el efecto del Magnesio por lo que en los hierros nodulares debe estar en concentraciones menores al 0.015%.

Manganeso: Es un elemento blanqueador de las fundiciones que aumenta gradualmente la dureza, estabiliza la perlita y dificulta el maquinado posterior de la pieza.

Fósforo: Forma un eutéctico llamado esteadita (eutéctico compuesto de perlita y fosfuro de Hierro Fe_3P) que es muy duro y se considera como un defecto, sin embargo el fósforo se agrega porque favorece la colabilidad del metal para fabricar piezas complejas.

Cromo: Es un antigrafitizante de uso común para aumentar la resistencia a la corrosión y la formación de carburos, ya que aumenta la cantidad y la dureza de los carburos eutécticos además de estabilizar la perlita en la matriz.

Níquel: Es un grafitizante débil, disminuye la estabilidad de los carburos y la presencia de fundición blanca en secciones delgadas de las piezas. Aumenta la dureza y resistencia de la matriz y reduce el tamaño de grano.

Cobre: Es un grafitizante débil, favorece la formación de perlita, mejora la resistencia a la corrosión y evita el blanqueamiento de una manera similar al Níquel.

Molibdeno: Es un antigrafitizante débil, favorece principalmente la formación de carburo de hierro, se usa principalmente en fundiciones del tipo acicular con una alta tenacidad.

Vanadio: Es un elemento antigrafitizante, aumenta la profundidad de blanqueo y la estabilidad de los carburos al mismo tiempo que refina los granos.

La tabla 1.4 resume el efecto de los principales aleantes para el Hierro Nodular.

Tabla 1.4. Efectos de los elementos aleantes en el Hierro Nodular (Morral, 1985).

Elemento	% en fundiciones perlíticas	Efecto sobre Carburos	Efecto sobre grafito	Efecto sobre el carbono combinado	Efecto sobre la matriz
Carbono	-	Disminuye la estabilidad	Engrosa	Disminuye fuertemente	Produce ferrita y ablanda
Manganeso	0.30-1.15	Estabiliza	Refina levemente	-	-
Cromo	0.15-1.0	Estabiliza marcadamente	Refina levemente	Aumenta	Refina la perlita y endurece
Níquel	0.10-3.00	Disminuye levemente la estabilidad	Refina levemente	Disminuye levemente y estabiliza la perlita	Refina la perlita y endurece
Cobre	0.50-2.00	Sin efecto	Sin efecto	Disminuye levemente	Endurece
Molibdeno	0.30-1.00	Sin efecto	Refina marcadamente	Aumenta levemente	Refina la perlita y fortifica
Vanadio	0.15-0.50	-	Refina	-	-

Tratamientos Térmicos (Molera, 1991)

Los tratamientos térmicos son ciclos de calentamiento, permanencia y enfriamiento aplicadas a un metal o a una aleación en una forma tal que cambie la microestructura y mejore las propiedades mecánicas (ASM, 1991).

Las propiedades son definidas por la microestructura final que se obtiene al concluir el tratamiento térmico, las cuales están controladas por el tipo de enfriamiento al que sea sometido el Hierro Nodular ya sea en un horno (recocido) , agua (temple) , aire (normalizado) o por una transformación isotérmica.

Entre los tratamientos térmicos más comunes para los Hierros Nodulares se encuentran:

Normalizado: Es un tratamiento térmico que consiste en austenizar la pieza a una temperatura de 870°C-950°C para posteriormente enfriarla al aire para obtener una estructura perlítica lo más homogénea posible.

Recocido: Consiste en llevar a la temperatura de austenización (comúnmente entre 870°C y 950°C) la pieza y posteriormente enfriarla en el horno con el fin de obtener una alta ductilidad y buena maquinabilidad. Se obtienen estructuras ferríticas.

Temple y Revenido: Este tratamiento se enfoca en obtener altas durezas mediante la modificación de la matriz sin alterar la forma del grafito presente en las fundiciones de hierro, consiste en llevar a austenización la pieza y posteriormente enfriar en aceite, el aceite genera menos tensiones en la microestructura y minimiza el agrietamiento. Posteriormente se le realiza un revenido para eliminar las tensiones. Se obtiene una matriz de martensita revenida.

Eliminación de tensiones: Este tratamiento consiste en calentar las piezas de fundición a una temperatura aproximada de 550°C durante un periodo de tiempo que va desde media hora hasta varias horas (dependiendo del espesor y la cantidad de piezas). En este tratamiento las velocidades tanto de calentamiento como de enfriamiento deben de ser lentas para que funcione adecuadamente y entre más compleja sea la pieza más lenta debe de ser la velocidad de calentamiento.

Recocido Ferritizante: Consiste en calentar a temperaturas superiores a los 595°C con la finalidad de descomponer la perlita y los carburos existentes en ferrita y grafito para mejorar la mecanización de las piezas, comúnmente se trabajan velocidades de enfriamiento alrededor de los 110°C/hr.

La Figura 1.5 muestra los ciclos de tratamiento térmico más comunes.

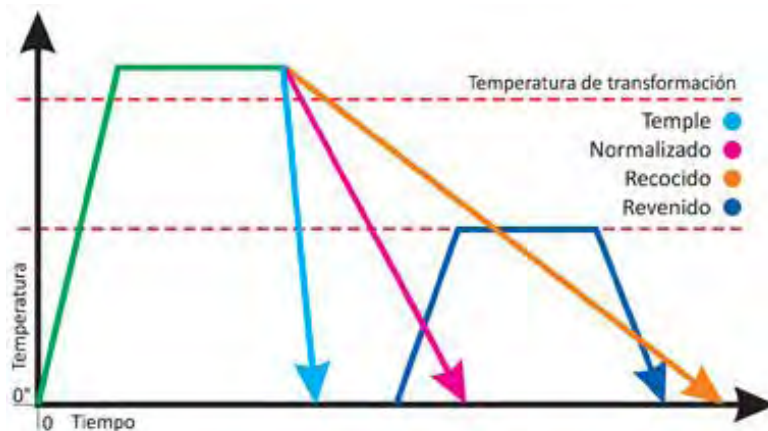


Figura 1.5. Ciclos de los tratamientos térmicos (recuperada de <https://steemit.com>)

ANTECEDENTES

Hierro Nodular Austemperizado con Carburos (CADI)

El hierro nodular austemperizado con carburos o CADI por sus siglas en inglés (Carbide Austempered Ductile Iron) se aplica a la fundición nodular con presencia de carburos, a la cual se le aplica un tratamiento térmico de austemperizado para obtener una matriz de ausferrita con carburos libres, que proporciona una resistencia elevada a la abrasión, buena resistencia a impactos, alta dureza y aceptable tenacidad.

Los hierros CADI tienen su origen en la década de 1990, sin embargo los fundamentos para su creación vienen desde la década de 1930 donde se desarrolla el Austemperizado siendo aplicado en aceros en un inicio y posteriormente en fundiciones grises pero sin lograr que fuera de mucho uso a nivel industrial. Fue hasta principio de los 90s que se normaron los procesos y las especificaciones para producir el hierro ADI dando así comienzo al estudio y aplicaciones de la nueva microestructura que se llamó Ausferrita que es básicamente ferrita acicular (α) con austenita estable saturada de carbono (γ_s) alrededor de los nódulos de grafito dentro de la matriz. La figura 2.1 muestra un ejemplo de la microestructura típica de un hierro CADI.

El hierro CADI se produjo con la finalidad de obtener piezas con mayores propiedades a las de los ADI en términos de resistencia al desgaste y dureza y que al mismo tiempo pudieran sustituir a otros materiales de más compleja fabricación.



Figura 2.1 Microestructura de una CADI a 200X, mostrando la presencia de Carburos, Ausferrita y Grafito esferoidal (Patil , pathak y Likhite , 2014).

Para fabricar un hierro CADI es necesario partir de un hierro nodular con una densidad de nódulos entre 150 a 200 nod/mm² con la finalidad de que posteriormente al tratamiento térmico y la inevitable disolución de carburos que este conlleva se siga teniendo la presencia de carburos para brindar las propiedades citadas (Aranda, 2010).

Para formar carburos en la microestructura de un hierro base, es necesario añadir elementos aleantes que sean antigrafitizantes, es decir que fomenten la formación y estabilización de carburos, tales como lo son el Cromo, Vanadio, Molibdeno por mencionar algunos, sin embargo existen otros métodos para producir carburos tales como el control del Carbono equivalente para producir fundiciones hipoeutéctica por enfriamiento direccional.

Es recomendable que la formación de carburos sea mediante elementos aleantes ya que estos disuelven con mayor dificultad que aquellos obtenidos mediante otros métodos, estos son más estables y logran mantenerse presentes al terminar el tratamiento térmico de austemperizado (Laino , Sikora y Dommarco, 2007).

Austemperizado

El austemperizado es un tratamiento térmico cuyo objetivo principal es el de obtener ausferrita que es una mezcla de ferrita acicular y austenita estable con alto contenido de carbono. Se dice que este tratamiento solo es exitoso si se evita la formación de perlita lo cual se logra añadiendo elementos aleantes anti perlitizante o bien mediante el control de las condiciones de enfriamiento (Acosta, Martínez y López, 2000).

El tratamiento consta de 2 etapas principales que son:

Austenización: Consiste en calentar la o las piezas hasta un rango de temperatura entre 850°C y 920°C con el objetivo de formar austenita homogénea, la temperatura se elige dentro de este rango de acuerdo a el tipo de estructura final que se desee obtener con una diferencia de +/- 10°C dependiendo las condiciones de trabajo con las que se dispongan y el tiempo de permanencia dependerá totalmente de las dimensiones de la o las piezas que se sometan a esta etapa (Acosta, Martínez y López, 2000).

Austemperizado: Es una etapa posterior a la austenización en la cual se transfiere la pieza rápidamente a un horno de austemperizado, el cual consta de un baño de sales a una temperatura establecida, los rangos más comunes van de 230°C a 400°C , con la finalidad de transformar la Austenita en Ausferrita. La temperatura de trabajo se selecciona conforme a las propiedades finales deseadas, es importante recalcar que el control de la temperatura y el tiempo de permanencia dentro del baño de sales deben de ser controlados para asegurar la formación de la ausferrita buscada (ventana de proceso) (Acosta, Martínez y López, 2000).

La Figura 2.2 muestra el ciclo térmico de austemperizado.

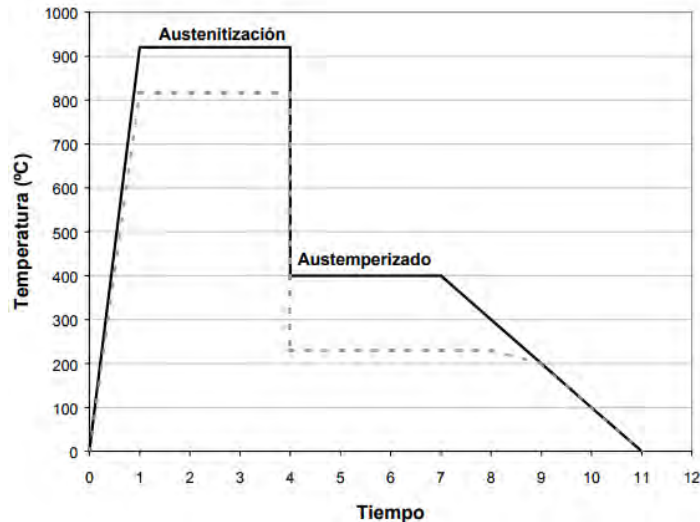
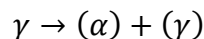


Figura 2.2. Ciclo de Tratamiento Térmico de Austemperizado.

Etapas de la transformación durante el austemperizado

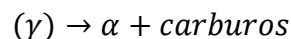
La formación de la ausferrita se lleva a cabo en dos etapas:

Formación parcial de la ausferrita (etapa 1):



La γ (austenita homogénea) se transforma en (α) (ausferrita sobresaturada con carbono) junto con (γ) (austenita metaestable con alto contenido de carbono)

Para tiempos largos de permanencia se forma Bainita (etapa 2):



En esta segunda etapa la (γ) se transforma en α (ferrita) que a su vez se une con los carburos ya presentes en la microestructura, al final se le conoce como Bainita superior o inferior a la unión de α +carburos lo que reduce la tenacidad y las propiedades mecánicas.

Cuando comienza la etapa de austemperizado la ferrita presente en forma de placas comienza a crecer y a rechazar Carbono el cual difunde dentro de la austenita remanente lo que provoca que el contenido de Carbono de estas aumente alrededor de 1.2%-1.6% provocando que la austenita entre en una forma metaestable la cual es muy dura y puede provocar problemas de maquinado y pérdida de ductilidad si no se elimina posteriormente durante el tratamiento térmico.

Conforme el proceso avanza la austenita sigue incrementado su contenido de Carbono y si esta se mantiene a temperatura de austemperizado por el tiempo suficiente se entra a la etapa dos en donde toda la austenita metaestable se

transforma en ferrita más carburos o Bainita lo que reduce la ductilidad del material. La Figura 2.3 muestra la microestructura típica de la ausferrita de los hierros ADI.

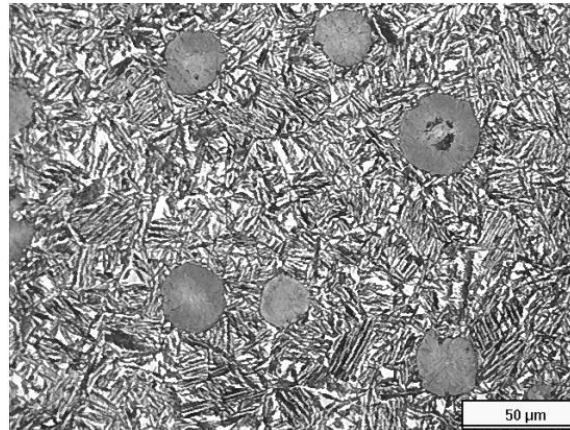


Figura 2.3. Microestructura de un ADI atacada con nital al 5% con presencia de ausferrita y grafito esferoidal (Keought y Hayryne, 2010).

Efecto de elementos aleantes durante el Tratamiento de austemperizado

La tabla 2.1 muestra algunos de los elementos más comunes presentes en un hierro CADI y los efectos que estos causan durante el Austemperizado (Ductile Iron Society, 1998)

Tabla 2.1 Efecto de los elementos aleantes en hierros CADI.

Elemento	Efecto
Carbono	En rangos del 3% a 4% incrementa la resistencia a la tracción pero reduce la dureza y elongación. El carbono debe controlarse dentro del rango 3.6-3.8%.
Silicio	Es de los elementos más importantes por que promueve la formación de grafito, reduce la solubilidad del Carbono en austenita, incrementa la temperatura eutectoide e inhibe la formación de carburos bainíticos. El aumento del contenido de silicio aumenta la resistencia al impacto y disminuye la temperatura de transición dúctil-frágil. El silicio debe controlarse dentro del rango 2.4%-2.8%
Manganeso	Aumenta fuertemente la templabilidad, pero durante la solidificación se segrega en los límites de grano donde forma carburos y retarda el austemperizado. Para fundiciones con recuentos de nódulos bajos o tamaños de sección mayores de 3.4 pulgadas. (19 mm), la segregación de manganeso puede ser suficientemente alta para producir contracciones, carburos y austenita inestable. Estos defectos disminuyen la maquinabilidad y reducen las propiedades mecánicas. Para mejorar las propiedades se recomienda restringir el nivel de manganeso a menos del 0,3%.
Cobre	Se puede agregar hasta 0.8% de cobre al CADI para aumentar la capacidad de endurecimiento. El cobre no tiene un efecto

	significativo sobre las propiedades de tracción, pero aumenta la ductilidad a temperaturas por debajo de 350°C.
Níquel	Se puede usar hasta 2% de níquel para aumentar la capacidad de endurecimiento. Para temperaturas inferiores a 350°C, el níquel reduce ligeramente la resistencia a la tracción pero aumenta la ductilidad y la tenacidad a la fractura.
Molibdeno	El molibdeno es el agente de endurecimiento más potente en los CADI, y puede ser necesario en fundiciones de secciones pesadas para evitar la formación de perlita. Sin embargo, tanto la resistencia a la tracción como la ductilidad disminuyen a medida que aumenta el contenido de molibdeno más allá de lo requerido para la templabilidad. Este deterioro de las propiedades es probablemente causado por la segregación de molibdeno a los límites de grano y la formación de carburos. El nivel de molibdeno debe restringirse a no más de 0.2% en fundiciones de sección gruesa.
Vanadio	El Vanadio es un elemento antigrafitizante que promueve la formación de carburos y estabiliza la formación de perlita en la matriz.

Aplicaciones ventajas y desventajas

Se encontró que los hierros CADI sirven principalmente como remplazo de piezas fabricadas con Hierros Blancos del tipo AR (Resistentes a la abrasión) ya que estas últimas tienen buena resistencia al desgaste pero poca tenacidad, por lo que los CADI al tener niveles superiores de tenacidad y similares en cuanto a resistencia al desgaste se convierten en un buen sustituto al poderse fabricar por un bajo costo. Principalmente está aplicándose en el sector Agrícola, Ferroviario, Minero y otros sectores industriales (Aranda, 2010).

Ventajas de los hierros CADI:

- 1.- Tiene mayor resistencia al desgaste que los ADI y que algunos aceros templados.
- 2.- Es más económico en comparación con el hierro blanco utilizado en componentes que demandan elevada resistencia al desgaste.
- 3.- No se requiere una gran inversión económica para producirlos si ya se cuenta con las bases para producir hierros nodulares (Aranda, 2010).

Desventajas de los hierros CADI:

- 1.- Tiene limitada maquinabilidad.
- 2.- El costo puede incrementarse cuando el hierro base ADI se fabrica mediante la adición de aleantes caros.
3. Necesita de control estricto durante austemperizado para que los carburos no se disuelvan en exceso (Aranda, 2010).

CAPITULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

Hierro Nodular Base

Como material base se utilizaron dos bloques de hierro aleado con 2%Cr y 1%V como se muestra en la figura 3.1, se realizó la caracterización metalográfica para determinar la homogeneidad y distribución de los carburos.

La composición química del hierro nodular se presenta en la tabla 3.1.

Tabla 3.1 Composición química del hierro nodular base.

Elemento	C	Ce	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mg	V
%W	3.699	4.48	2.409	0.628	0.019	0.026	1.989	0.334	0.074	0.978



Figura 3.1. Bloques de Hierro Nodular con 2%Cr, 1%V, con espesor de 2cm.

Muestreo y corte

De los bloques seleccionados se cortaron muestras de aproximadamente 2x2x2 cm de longitud a los cuales se les elimino el filo de las esquinas para que se pudieran trabajar de manera segura.

Preparación y Análisis Metalográfico

Una vez que se tuvieron listas las muestras se seleccionó la zona de corte trasversal para evaluar las características micro estructurales: matriz y grafito.

Posteriormente se procedió a desbastar de manera convencional la superficie seleccionada con lijas de SiC de distintos grados siguiendo el orden de 80, 100, 240, 320, 400, 500, 600 y 1000.

Una vez terminado el desbaste se pulieron las superficies con un paño grueso y posteriormente un paño fino usando Alúmina de 1.0 μ m.

Sin aplicar ataque químico sobre ninguna de las muestras se observaron al microscopio, y se tomaron imágenes a 100X de todas para evaluar el tipo de grafito presente en la microestructura, tamaño de nódulo, % de modularidad y densidad de nódulos (Nódulos /mm²) mediante el uso del software Image-Pro Plus y patrones comparativos de la AFS para agrupar las muestras en grupos de tal forma que tuvieran cantidades similares de carburos.

Una vez realizada la evaluación del grafito se realizó un ataque químico de la superficie preparada utilizando Nital 2.

Nuevamente se tomaron imágenes mediante el microscopio pero ahora con diferentes aumentos (200X, 500X y 1000X) para poder ver el tipo de matriz presente en las muestras y confirmar la presencia de carburos.

Con el fin de obtener un alto contraste entre los carburos presentes y el resto de la microestructura se utilizó un ataque con un reactivo de composición 10 mL de HNO₃ conc. + 4 mL de HF conc. + 87 mL de H₂O destilada,

Se toman imágenes de distintas zonas de las muestras después de aplicar este último ataque a diferentes aumentos (50X y 100X) para realizar la cuantificación el % de Carburos presentes en cada una mediante el software Image Pro Plus.

Clasificación de las muestras evaluadas

Usando las imágenes obtenidas del contraste de la matriz y los carburos junto con el método descrito en el Anexo 1 de la Tesis de Licenciatura de Víctor Antonio Aranda Villada, "Efecto de la temperatura y tiempo de austenización en la disolución de carburos en un hierro nodular blanqueado (D 120/90/02 modificado)" se determinaron los porcentajes de carburos presentes en cada una de las muestras mediante el promedio de las zonas analizadas en cada una con la finalidad de agruparlas en base a las cantidades de carburos presentes.

Tratamiento Térmico de Austemperizado

Una vez realizado el conteo de carburos se formaron dos grupos con cantidades de carburos similares para trabajarse a las dos temperaturas de tratamiento isotérmico 290°C y 350°C y aplicando el tratamiento de austemperizado utilizando un sistema como se muestra en la figura 3.2.



Figura 3.2. Horno utilizado para el tratamiento térmico de austemperizado.

Para realizar el tratamiento de austemperizado, las muestras fueron sujetadas con alambres como se muestra en la Fig.3.3.



Figura 3.3. Grupo de muestras para tratamiento isotérmico.

Se utilizó una mufla para llevar las muestras de cada grupo a temperatura de austenización de 920°C por un tiempo de 30 minutos.

Una vez terminada la etapa de austenización las piezas fueron extraídas de la mufla y llevadas rápidamente al baño de sales que previamente fue calentado a la temperatura de trabajo correspondiente a cada grupo de muestras (290°C y 350°C).

Las muestras de cada grupo permanecieron en el baño de sales por diferentes periodos de tiempo por 10, 20, 30, 40 y 50 minutos, con la finalidad de determinar el avance de la transformación de ausferrita y posteriormente al retirarse se dejaron enfriar fuera del baño de sales hasta alcanzar la temperatura ambiente. La figura 3.4 muestra el ciclo térmico de austemperizado a 290°C y la 3.5 para el tratamiento a 350°C.

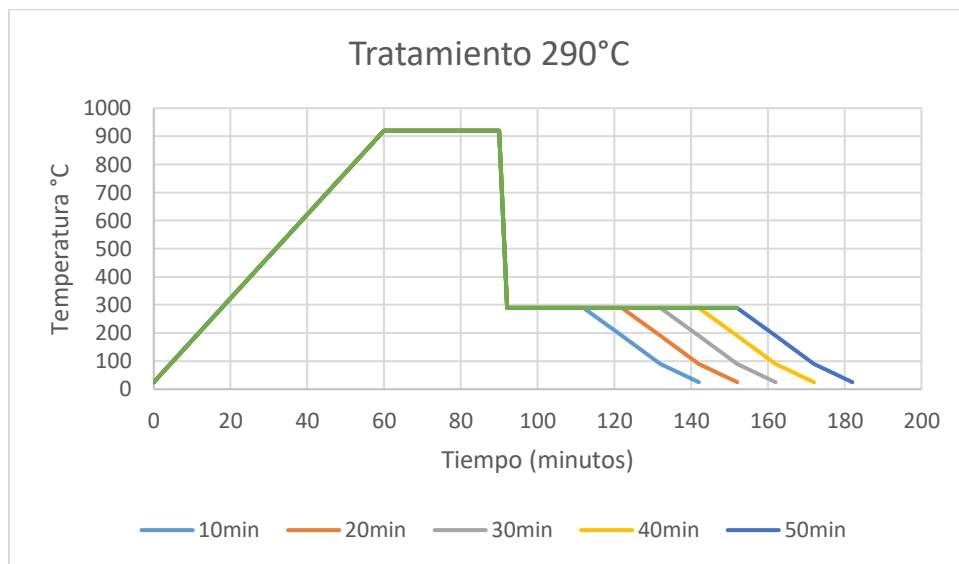


Figura 3.4. Ciclo térmico para las muestras a 290°C.

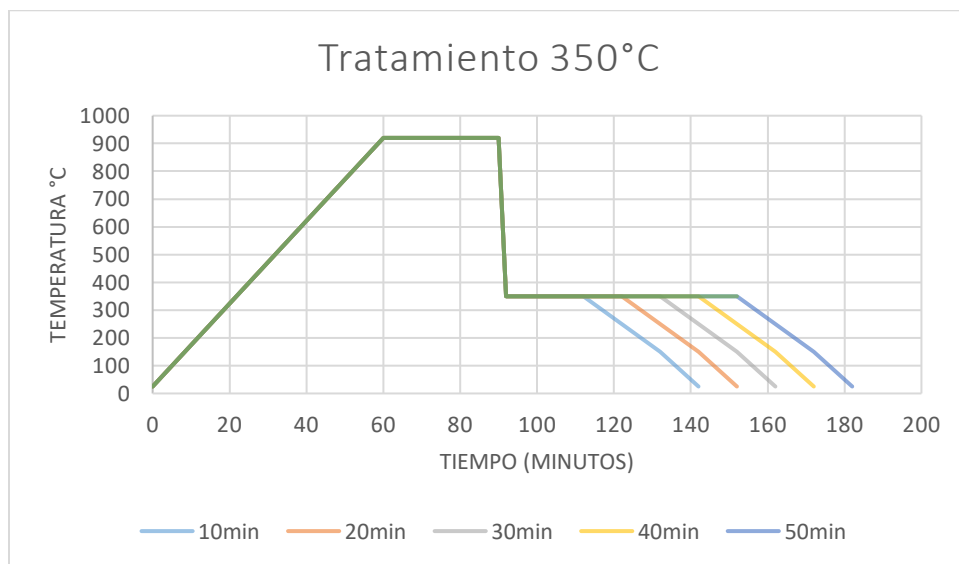


Figura 3.5. Ciclo térmico para las muestras a 350°C.

Evaluación del tratamiento

Terminado el tratamiento de austemperizado todas las muestras fueron sometidas nuevamente a una preparación metalográfica como se describió anteriormente para obtener imágenes de la matriz y observar los cambios microestructurales y la presencia de Ausferrita formada.

Medición de Dureza

Se realizó el ensayo de dureza Brinell en cada una de las muestras utilizando una bola de carburo de tungsteno (WC) de 5 mm de diámetro y una carga de 750 Kg por un tiempo de 15 segundos en tres zonas distintas de cada muestra, para así obtener una dureza promedio mediante la medición de los diámetros de las huellas. En la Figura 3.6 se puede observar el equipo utilizado para realizar en ensayo Brinell.



Figura 3.6. Durómetro para ensayos Brinell.

RESULTADOS Y ANÁLISIS

Caracterización del Material Base

Para caracterizar el material base utilizada se recurrió a los patrones de la AFS en el Anexo 1, 2 y 3 para poder evaluar el % de nodularidad, densidad de nódulos y tamaño del nódulo.

En la figura 4.1 se observa la microestructura sin ataque del hierro nodular base, los resultados de la evaluación se muestran en la tabla 4.1.

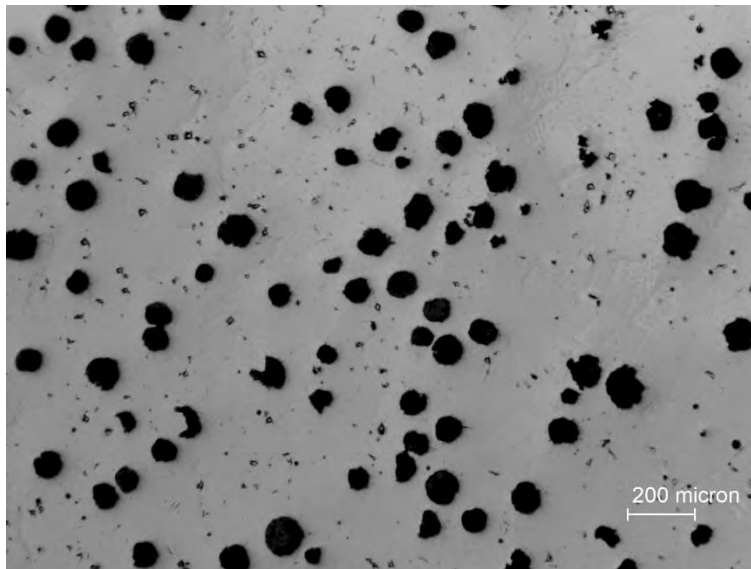


Figura 4.1. Hierro Nodular sin ataque, se observa grafito esferoidal con tamaño 6 de acuerdo a comparación con patrón AFS , con una densidad de nódulos cercana a 100 Nod/mm².

Tabla 4.1 Resultados de la caracterización del material base contra patrones

Tipo de Grafito	% Nodularidad	Densidad de Nódulos	Tamaño de Nódulos
Nodular	90%	100 Nod/mm ²	6

En la figura 4.2 se presenta la imagen resultante después de atacar una de las muestras con Nital al 2%, en la imagen se observa una matriz predominantemente perlítica, así como la presencia de una gran cantidad de carburos.

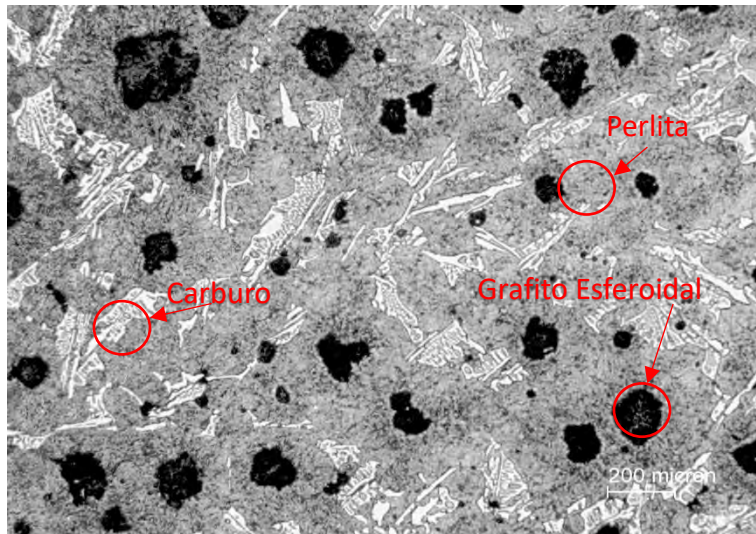


Figura 4.2. Microestructura del material base atacado con Nital al 2%, se muestra la presencia de grafito esferoidal, carburos ledeburíticos y carburos complejos, la matriz es del tipo perlítica.

La estructura del material de llegada fue adecuada para realizar el tratamiento térmico de Austemperizado al contar con una densidad y tamaño de nódulos de grafito adecuados, estructura perlítica y la presencia de carburos que fueron cuantificados antes del tratamiento para poder determinar el % de disolución de los mismos.

En la figura 4.3 se observa la microestructura del material antes de realizarse el conteo de carburos, se aplicó el ataque de contraste con el reactivo mencionado en el capítulo 3. La evaluación se basa en el conteo de las zonas blancas de la imagen que en este caso son los carburos. En la tabla 4.2 se tienen los resultados obtenidos de dicho conteo de cada una de las diferentes zonas de las Piezas.

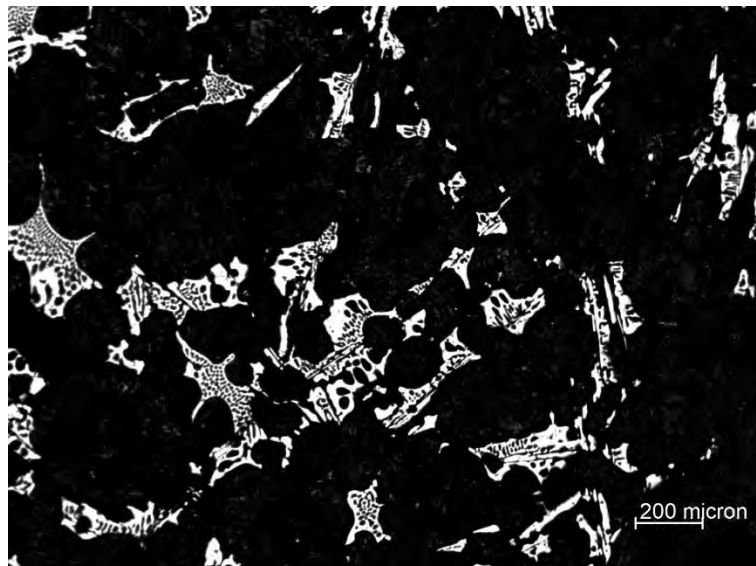


Figura 4.3. Material Base atacado para contrastar los carburos presentes (zonas blancas).

Tabla 4.2 Conteo de carburos de las muestras antes del tratamiento de austemperizado.

Zona	Muestra									
	M1 (%)	M2 (%)	M3 (%)	M4 (%)	M5 (%)	M6 (%)	M7 (%)	M8 (%)	M9 (%)	M10 (%)
1	11.49	12.82	12.89	12.53	12.22	14.21	13.48	11.16	11.88	14.02
2	12.07	13.59	9.81	12.63	12.51	11.03	11.76	12.52	12.06	13.86
3	11.28	9.24	11.11	12.65	11.45	11.02	14.02	13.38	14.90	12.79
4	13.28	12.52	8.19	12.59	10.94	13.92	13.22	10.46	11.77	11.93
5	10.64	12.57	8.39	9.92	10.87	15.95	13.23	13.32	13.81	13.82
Promedio	11.75	12.15	10.08	12.06	11.60	13.23	13.14	12.17	12.88	13.28

Evaluación después del Austemperizado

Posterior al tratamiento de austemperizado se procedió a evaluar dos factores principales los cuales fueron:

Presencia de Ausferrita en las muestras.

Conteo de Carburos para cuantificar el % de disolución.

Para la cuantificación de carburos los resultados se pueden observar en la tabla 4.3 y en la tabla 4.4 se tienen la comparación de las cantidades de carburos antes y después del tratamiento, así como el % de disolución.

Tabla 4.3. Resultados del conteo de carburos de las muestras después del tratamiento de austemperizado (M1 a M5 $T_{isot} = 290^{\circ}C$, M6 a M10 $T_{isot} = 350^{\circ}C$).

Zona	M1 (%)	M2 (%)	M3 (%)	M4 (%)	M5 (%)	M6 (%)	M7 (%)	M8 (%)	M9 (%)	M10 (%)
1	9.06	8.15	6.21	8.62	9.32	8.75	8.83	11.89	7.57	8.17
2	8.12	8.25	8.65	8.56	8.66	8.77	8.68	8.62	7.60	8.29
3	9.12	8.82	5.77	8.62	7.81	8.82	8.77	7.88	8.15	9.48
4	8.14	8.65	5.78	8.25	8.21	8.91	8.52	7.72	10.34	8.39
5	8.12	8.54	6.48	8.61	8.25	8.32	8.61	8.12	8.39	8.48
Promedio	8.51	8.48	6.58	8.53	8.45	8.71	8.68	8.85	8.41	8.56

Tabla 4.4. Comparación del % de carburos disueltos. (Co= Cantidad de carburos antes del tratamiento, Cf= Cantidad de carburos después del tratamiento térmico y $\Delta C = \% \text{ de carburos disueltos}$) ($\Delta C = 100 - \frac{C_f * 100}{C_o}$).

Temperatura Isotérmica 290°C				
Muestra	Tiempo (min)	Co	Cf	ΔC (%)
M1	10	11.75	8.51	27.57
M2	20	12.15	8.48	30.19
M3	30	10.08	6.58	34.72
M4	40	12.06	8.53	29.27
M5	50	11.6	8.45	27.16
Temperatura Isotérmica 350°C				
Muestra	Tiempo (min)	Co	Cf	ΔC (%)
M6	10	13.23	8.71	34.16
M7	20	13.14	8.68	33.94
M8	30	12.17	8.85	27.28
M9	40	12.88	8.41	34.70
M10	50	13.28	8.56	35.54

Posteriormente a este análisis se evaluó la presencia de ausferrita a lo largo de las muestras y de cómo esta aumenta en la microestructura entre mayor fue la permanencia en el baño de sales tal como se muestra en la figura 4.4 donde se ejemplifica la existencia de ausferrita.

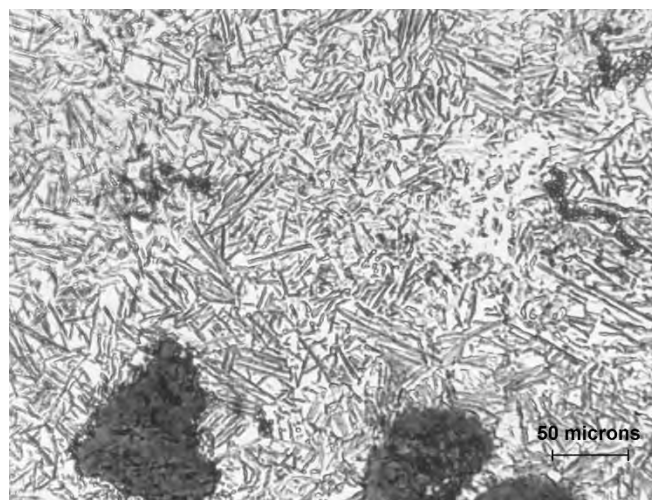
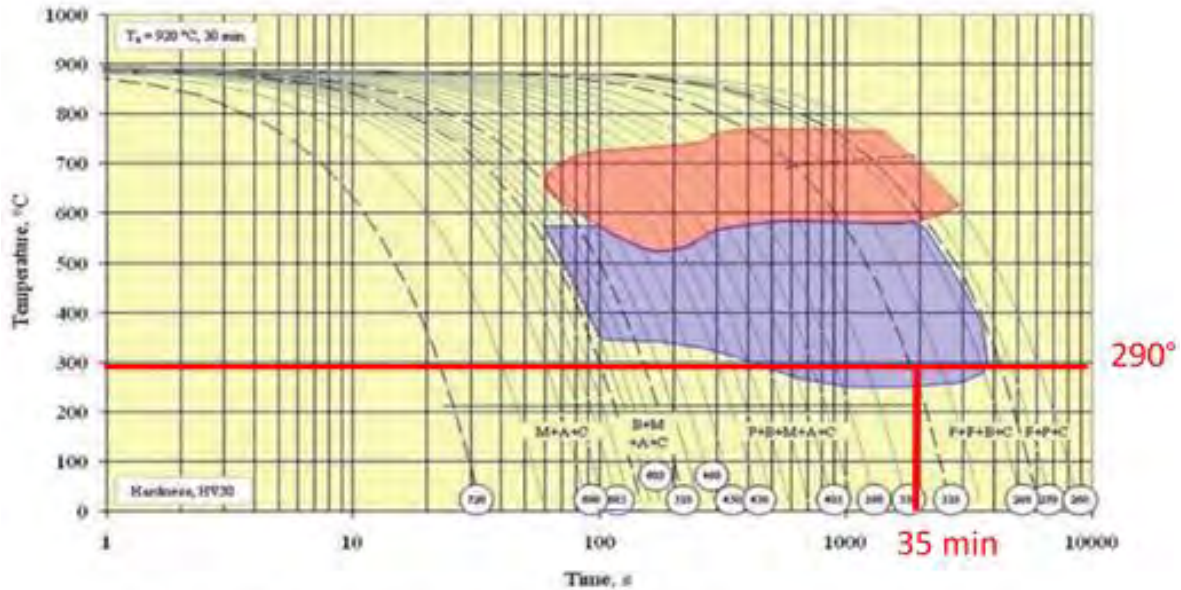


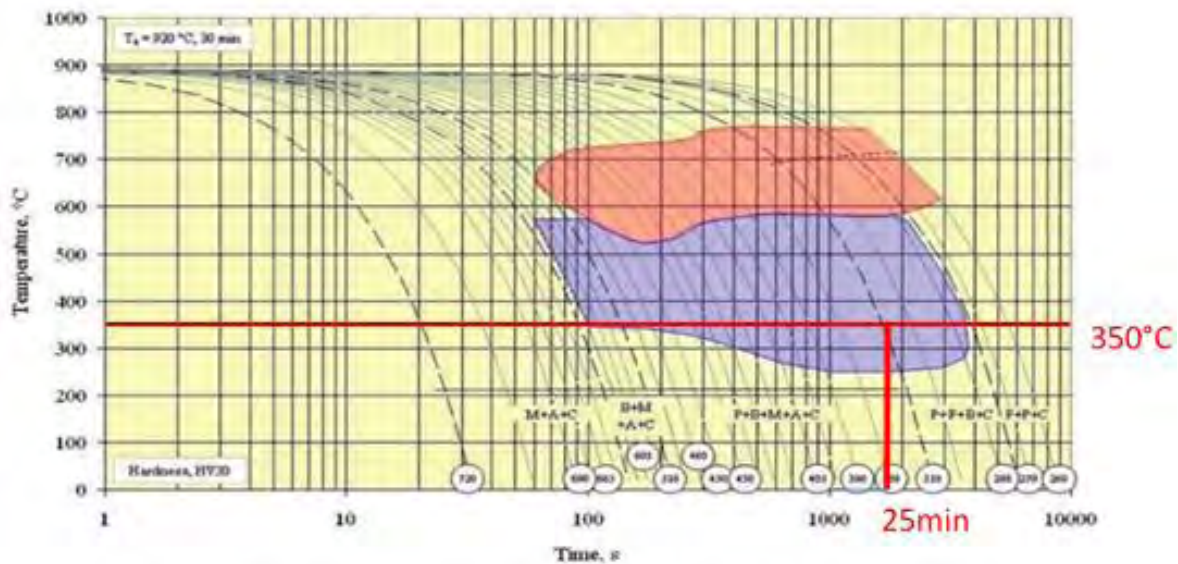
Figura 4.4 Muestra 3 tratada a $T_{isot}=290^{\circ}C$ y $t_{isot}=30$ min, atacada con Nital 2, se observa una matriz completamente ausferrítica.

De acuerdo al Diagrama CCT para Hierro Nodular aleado como se muestra en la figura 4.5 si se trabaja a una temperatura de 290°C la transformación completa de la ausferrita ocurre al transcurrir 35 min del tratamiento isotérmico. Mientras que para 350°C la misma transformación sucede al transcurrir 26 min de tratamiento isotérmico como se puede apreciar en la figura 4.6.



F – ferrite, P – pearlite, B – bainite, A – austenite, M – martensite, C – carbides

Figura 4.5. Diagrama CCT Hierro Nodular Aleado donde se marca el tiempo para obtener Ausferrita en su totalidad a 290°C (Gumienny, Grzegorz y Giętka, 2015).



F – ferrite, P – pearlite, B – bainite, A – austenite, M – martensite, C – carbides

Figura 4.6. Diagrama CCT Hierro Nodular Aleado se marca el tiempo para obtener Ausferrita en su totalidad a 350°C (Gumienny, Grzegorz y Giętka, 2015).

Añadiendo los diferentes tiempos de trabajo utilizados en el tratamiento isotérmico de las piezas dentro de la curva CCT el diagrama queda como se muestra en la figura 4.7 para 290°C y la Figura 4.8 para 350°C.

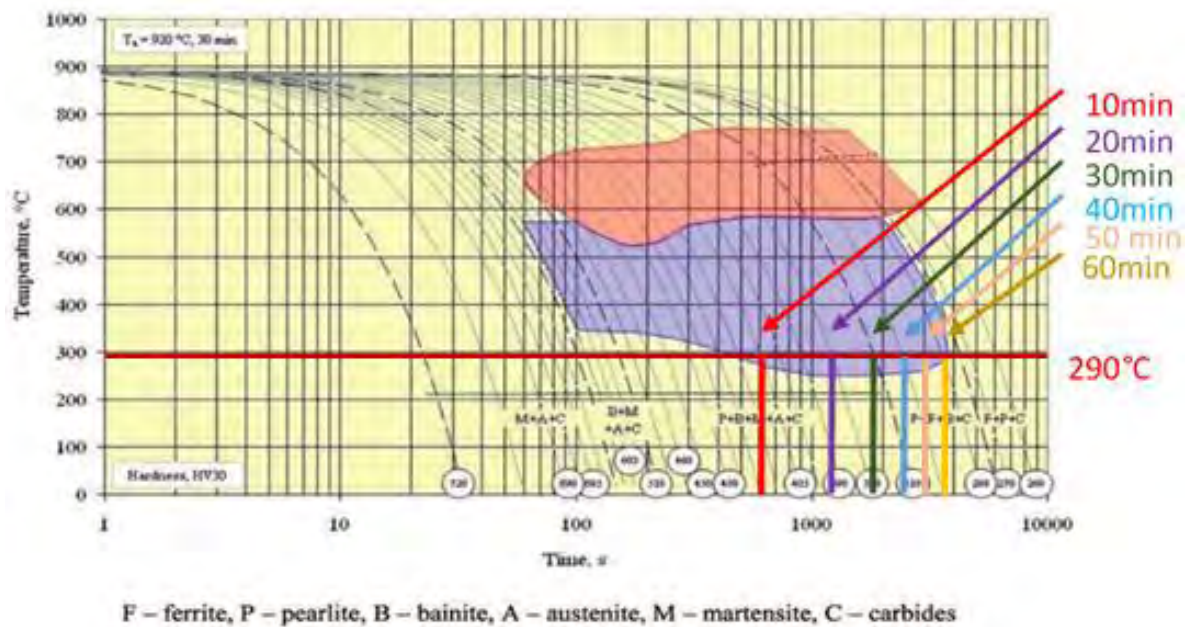


Figura 4.7. Diagrama CCT con las rutas de los tratamientos isotérmicos experimentales a 290°C (Gumienny, Grzegorz y Giętka, 2015).

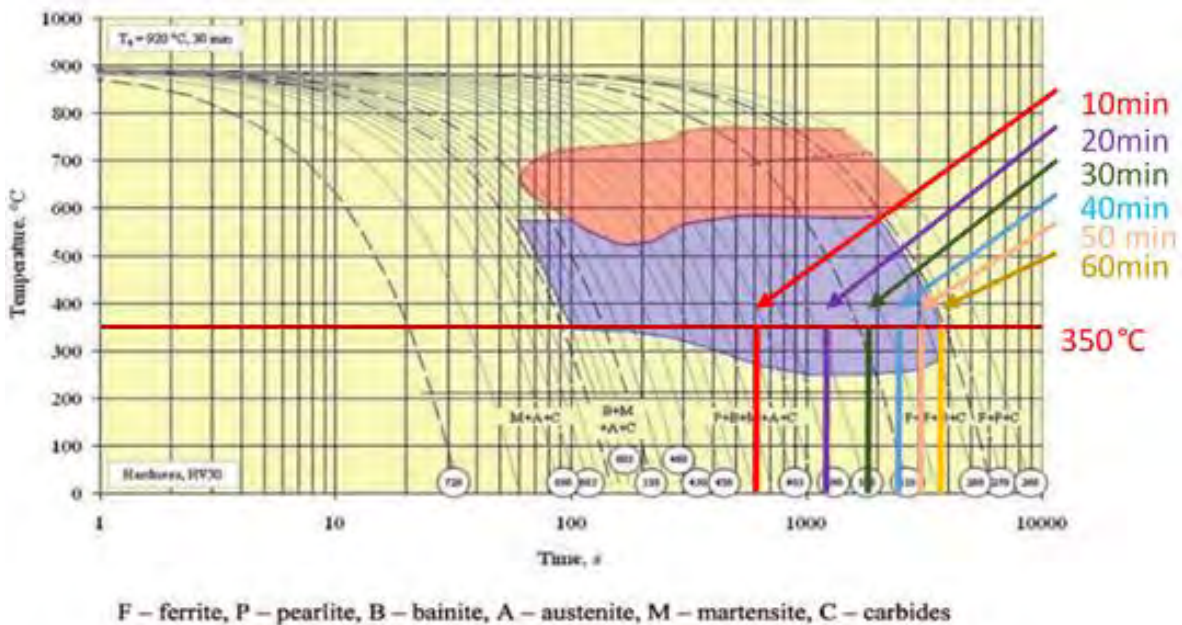


Figura 4.8. Diagrama CCT con las rutas de los tratamientos isotérmicos experimentales a 350°C (Gumienny, Grzegorz y Giętka, 2015).

Analizando las microestructuras obtenidas en las piezas después de aplicar el tratamiento isotérmico a estos tiempos y comparando con la referencia que nos da la curva CCT se podrá determinar si es que la presencia de carburos a esas condiciones de trabajo afecta en algo la ventana de proceso para obtener una matriz totalmente ausferrítica.

Tratamiento Isotérmico a 290°C

Las microestructuras de las piezas para el tratamiento isotérmico a 290°C se pueden observar en las imágenes que se muestran a continuación. En la figura 4.9 se observa la muestra número uno la cual se retiró del baño de sales después de 10 minutos en donde se presenta ausferrita, pero en muy pequeñas cantidades y muy delgada, esta está distribuida por toda la matriz pero se concentran más alrededor de los nódulos de grafito y los carburos presentes, la baja presencia de ausferrita se debe al corto tiempo de permanencia a la temperatura isotérmica que promueve la formación de una baja fracción de ausferrita y el resto de austenita se transforma en martensita originando alta dureza.

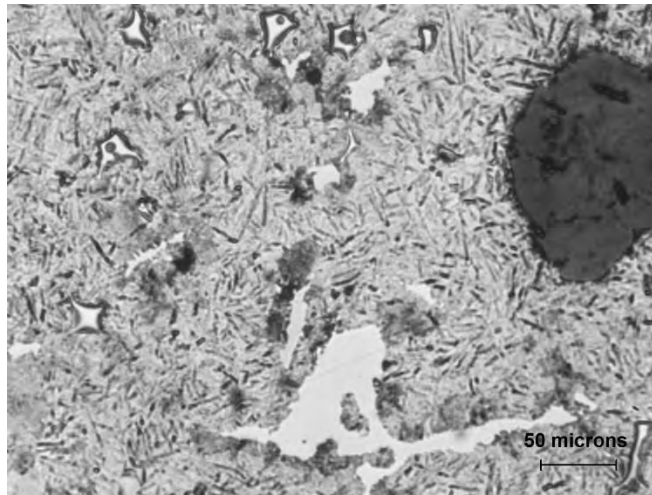


Figura 4.9. Muestra 1 $T_{\text{isot}}=290^{\circ}\text{C}$ y $t_{\text{isot}}=10$ min, atacada con Nital 2, se observa poca presencia de ausferrita (aguja negra) junto con carburos complejos.

En la figura 4.10 se tiene la muestra número dos que se sometió al baño de sales por 20 min se observa una mayor presencia de ausferrita a lo largo de toda la matriz, esta es de mayor tamaño que la que se presenta en la muestra 1 pero sigue en proceso de formación por lo que la matriz aún no se considera totalmente de ausferrita.

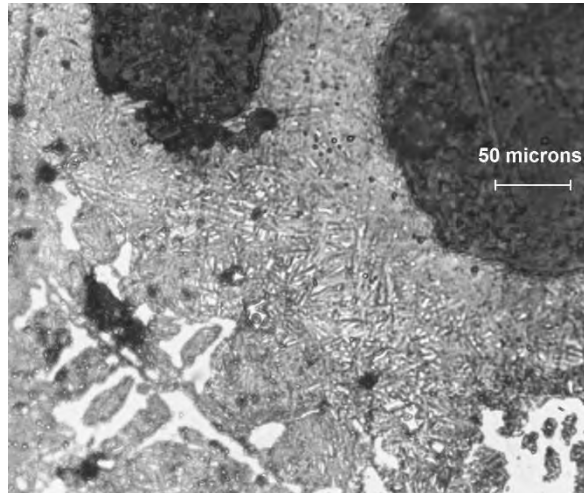


Figura 4.10. Muestra 2 $T_{\text{isot}}=290^{\circ}\text{C}$ y $t_{\text{isot}}=20$ min, atacada con Nital 2, menos presencia de carburos y mayor cantidad de ausferrita con respecto a la figura 4.9.

En la figura 4.11 Se aprecia la muestra número 3, la cual se mantuvo en el tratamiento térmico por 30 min, en ella se puede apreciar claramente una matriz totalmente de ausferrita es decir la transformación ya concluyo y que la ausferrita solo crecerá.

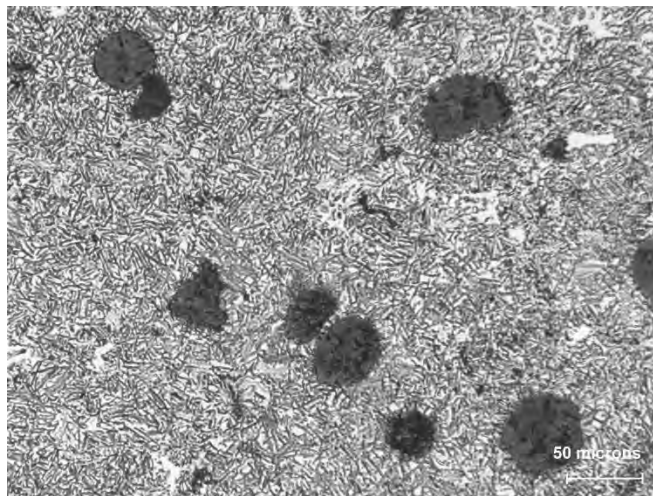


Figura 4.11. Muestra 3 $T_{\text{isot}}=290^{\circ}\text{C}$ y $t_{\text{isot}}=30$ min, atacada con Nital2, se observa totalidad de transformación a ausferrita.

En la figura 4.12 se tiene la muestra número 4, sometida a tratamiento isotérmico por 40 min se presenta matriz totalmente ausferrítica, la ausferrita se va engrosando lo que disminuye sus propiedades mecánicas, este fenómeno se comprueba mediante los resultados de la prueba de dureza

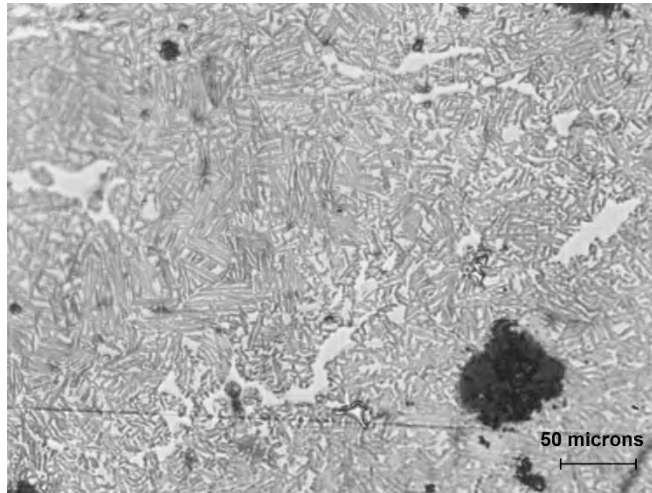


Figura 4.12. Muestra 4 $T_{\text{isot}}=290^{\circ}\text{C}$ y $t_{\text{isot}}=40$ min, atacada con Nital2, transformación ausferrítica completa de mayor grosor que en la figura 4.11.

En la figura 4.13 se presenta la muestra número 5, después de 50 minutos de tratamiento isotérmico, se puede observar gran presencia de ausferrita muy gruesa.

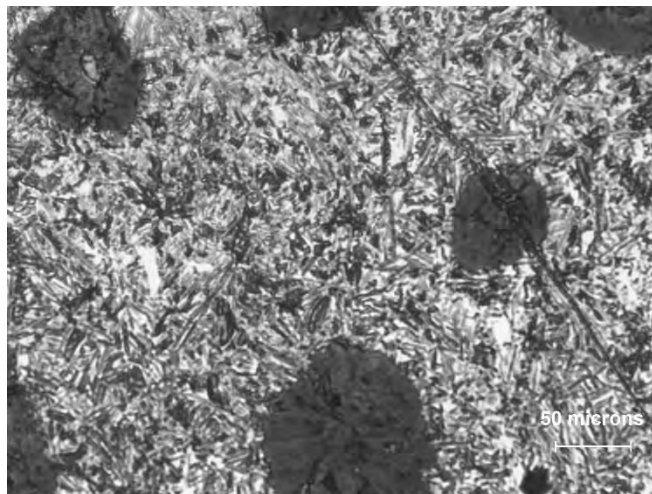


Figura 4.13. Muestra 5 $T_{\text{isot}}=290^{\circ}\text{C}$ y $t_{\text{isot}}=50$ min, atacada con Nital2, los carburos casi no se observan, la ausferrita engrosa y se inicia la formación de Bainita por el tiempo de permanencia.

Tratamiento isotérmico a 350°C

Para el Tratamiento realizado a 350°C se obtuvieron las microestructuras mostradas en las siguientes figuras, donde se observa principalmente el mismo fenómeno que ocurrió a 290°C pero a diferentes tiempos.

En la figura 4.14 tenemos la muestra seis la cual se sometió al tratamiento isotérmico por 10 min, se observa una matriz casi totalmente de ausferrita.

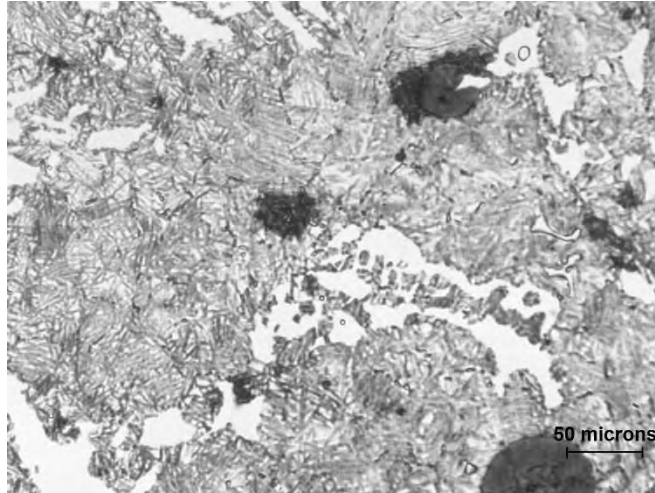


Figura 4.14. Muestra 6 $T_{\text{isot}}=350^{\circ}\text{C}$ y $t_{\text{isot}}=10$ min, atacada con Nital2, se observa una transformación ausferrítica casi completa con una gran cantidad de carburos visibles.

En la figura 4.15 se presenta la muestra 7 que permaneció en tratamiento por 20 min, en esta se tiene una transformación ausferrítica completa que ya es muy notoria con respecto a la pieza 6, aquí se puede observar la presencia de carburos y de ausferrita de mayor grosor con respecto a la que se obtuvo en el tratamiento a 290°C .



Figura 4.15. Muestra 7 $T_{\text{isot}}=350^{\circ}\text{C}$ y $t_{\text{isot}}=20$ min, atacada con Nital2, se observa una transformación total a ausferrita.

En las figuras 4.16, 4.17 y 4.18 se puede observar como la matriz ya es completamente ausferrítica y que no ocurre ninguna transformación o cambio significativo más que el engrosamiento de la ausferrita.

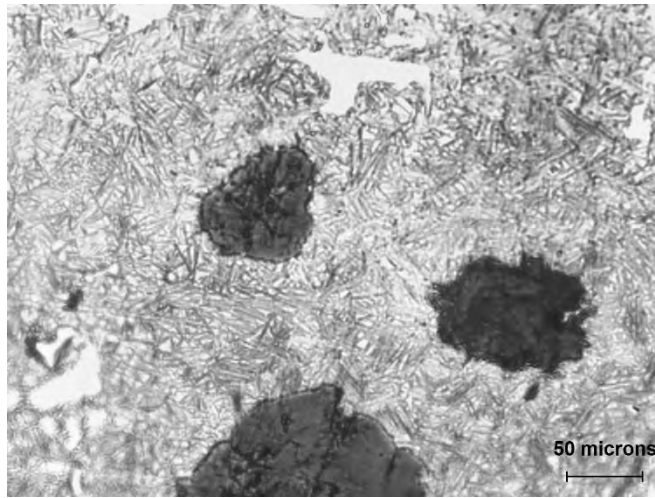


Figura 4.16. Muestra 8 $T_{\text{isot}}=350^{\circ}\text{C}$ y $t_{\text{isot}}=30$ min, atacada con Nital2. La ausferrita se engrosa y se observa una disminución de carburos.

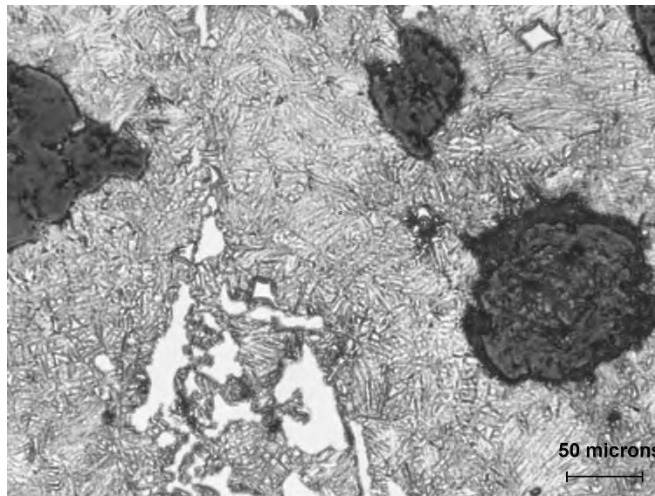


Figura 4.17. Muestra 9 $T_{\text{isot}}=350^{\circ}\text{C}$ y $t_{\text{isot}}=40$ min, atacada con Nital 2, la presencia de carburos es menor con respecto a los tiempos de permanencia anteriores y la ausferrita se mantiene casi igual que en la figura 4.16.

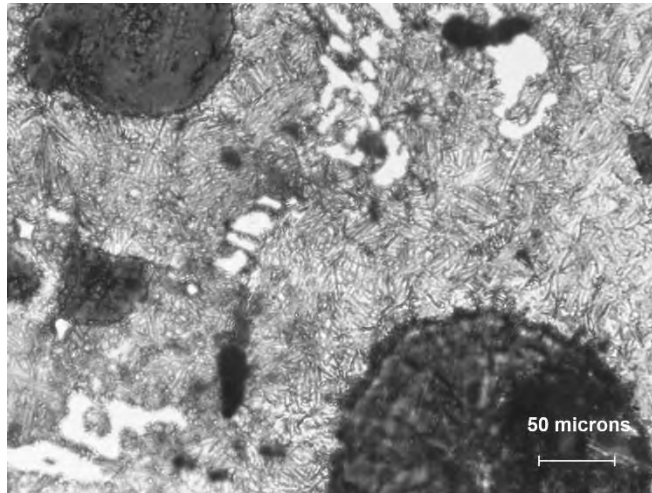


Figura 4.18. Muestra 10 $T_{isot}=350^{\circ}\text{C}$ y $t_{isot}=50$ min, atacada con Nital 2 , la ausferrita se mantiene sin cambios con respecto a las figuras 4.16 y 4.17 pero los carburos siguen disolviéndose por el mayor tiempo de permanencia en el tratamiento térmico.

Evaluación de Dureza

Como se mencionó en el capítulo 3 se realizó el ensayo de dureza Brinell a las muestras después del tratamiento isotérmico, la evaluación del % de carburos y el análisis de su microestructura, los resultados se pueden observar en la tabla 4.5 y la figura 4.19 los cuales son justificables si tomamos en cuenta la microestructura final de las piezas que al contener cada vez mayores cantidades de ausferrita van disminuyendo su dureza con respecto al inicio. La dureza de las piezas con tratamiento a 290°C es mayor a las de 350°C porque a menores temperaturas de tratamiento se forma ausferrita más delgada o fina que de acuerdo a lo que se reporta en la literatura es más dura que la ausferrita gruesa.

Tabla 4.5 Resultados del ensayo de dureza Brinell para todas las muestras experimentales.

Pieza	Carga = 750 (KgF)*			D_{prom}	HBW
	d1 (mm)	d2 (mm)	d3 (mm)		
P1	1.30	1.20	1.20	1.23	618.08
P2	1.20	1.30	1.25	1.25	601.45
P3	1.30	1.30	1.35	1.32	541.11
P4	1.30	1.32	1.40	1.34	522.09
P5	1.42	1.30	1.40	1.37	496.58
P6	1.24	1.26	1.24	1.25	604.72
P7	1.27	1.30	1.32	1.30	558.24
P8	1.39	1.42	1.35	1.39	486.88
P9	1.43	1.38	1.45	1.42	463.83
P10	1.45	1.50	1.47	1.47	430.15

*Se utilizó este diámetro de indentador y esta carga debido a las dimensiones de las piezas.

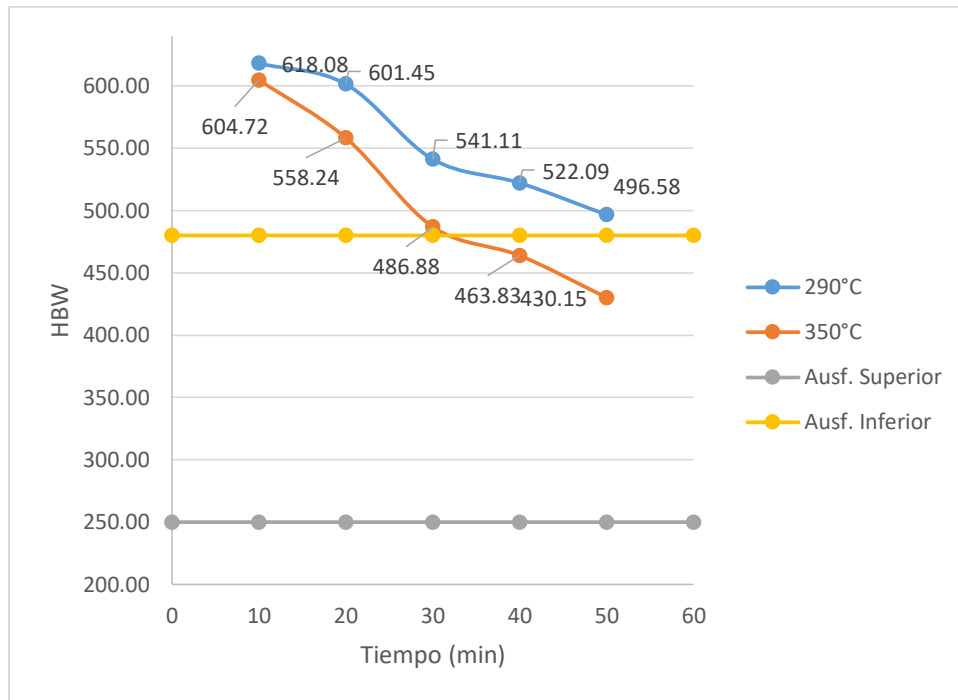


Figura 4.19. Dureza en HBW en función del tiempo de austemperizado para los tratamientos isotérmicos a 290°C y 350°C.

La dureza típica de la ausferrita superior o gruesa es de acuerdo a la bibliografía de 250 HBW, mientras que la de la ausferrita inferior es de 480 HBW ⁽¹⁶⁾. Los valores obtenidos para esta tesis son mayores debido a la fracción de carburos presentes en la matriz.

Capítulo 5 Conclusiones

Después del tratamiento de austemperizado se obtuvieron Hierros CADI con un promedio de carburos entre 8 y 9 % y en base a los resultados se llegó a las conclusiones siguientes:

Para las Piezas tratadas isotérmicamente a 290°C

- A tiempos menores de 20 minutos se tuvo la presencia de martensita.
- La transformación a ausferrita en toda la matriz se da entre los 20 y 30 min de tratamiento isotérmico lo que indica que la línea final de la ventana de proceso está entre estos tiempos.
- Se obtuvo ausferrita fina o inferior la cual se va incrementando con respecto a mayores tiempos de tratamiento, y a su vez este incremento en la presencia de ausferrita se vio reflejado en la dureza final del material ya que esta disminuye a mayores tiempos de tratamiento.
- La cantidad de carburos se redujo de un promedio de 11.52% a 8.11%.

Para las piezas tratadas isotérmicamente a 350°C

- La transformación ausferrítica completa se dio entre los 10 y 20 min lo que implica que a esta temperatura la transformación se da antes de lo que indica el diagrama CCT.
- Se obtuvo Ausferrita fina o inferior pero con grosores mayores a los obtenidos a 290°C, se comprueba con los resultados de dureza obtenidos.
- Se muestra un comportamiento similar a las piezas tratadas isotérmicamente a 290°C con respecto al decremento de la dureza.
- La cantidad de carburos se redujo para este grupo de un promedio de 12.94% a 8.64%, este decremento es mayor que el sufrido a 290°C por el uso de una temperatura más elevada.

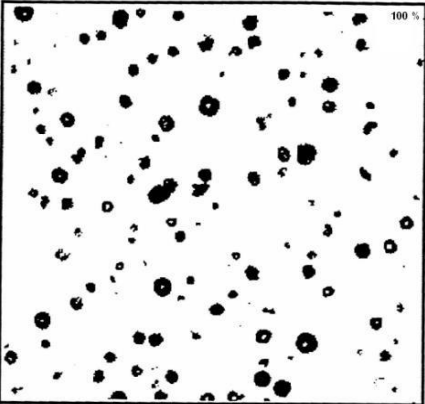
En general para ambos casos la ventana de proceso se vio disminuida al menos en 5 minutos, para poder determinar la cantidad exacta es necesario realizar el experimento con un mayor número de muestras con la misma composición en intervalos menores de tiempo.

Es importante considerar que la composición química tendrá efectos diferentes en los tiempos que requiera el tratamiento térmico y que estos resultados solo aplican para esta composición, si se utilizan cantidades porcentuales de Cr y V diferentes a las aquí utilizadas el comportamiento puede no ser el mismo.

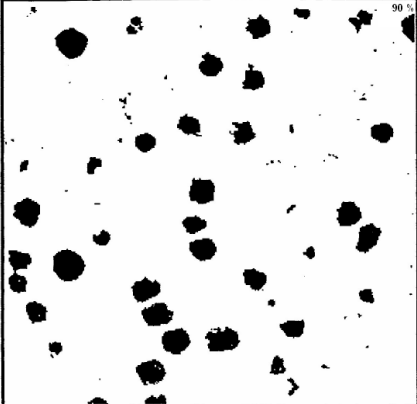
ANEXOS

Anexo 1

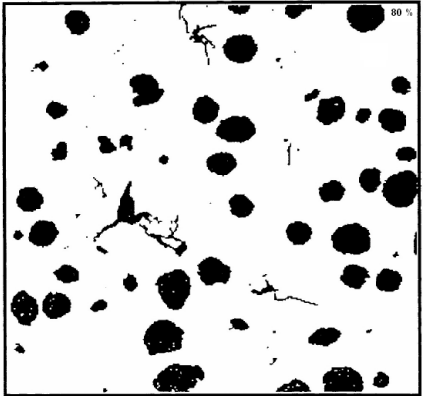
Representación del Patrón AFS (American Foundry Society) para evaluar el porcentaje de nodularidad por comparación. (AFS 1984).



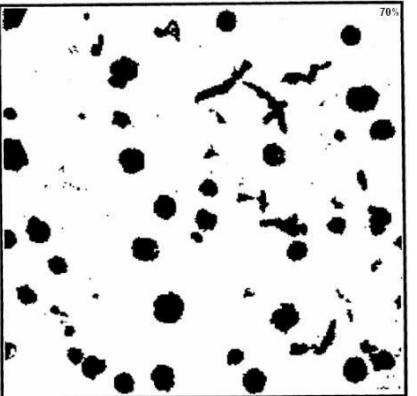
100%



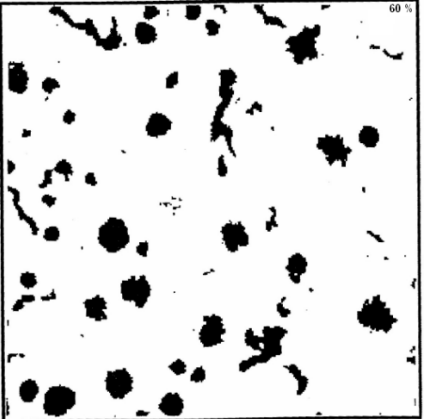
90%



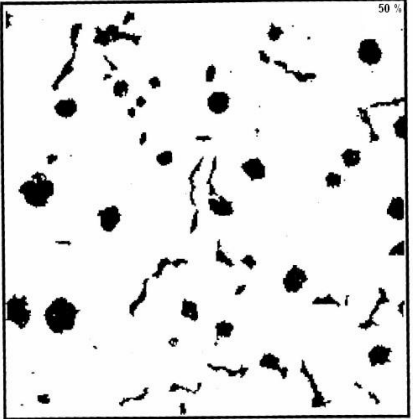
80%



70%



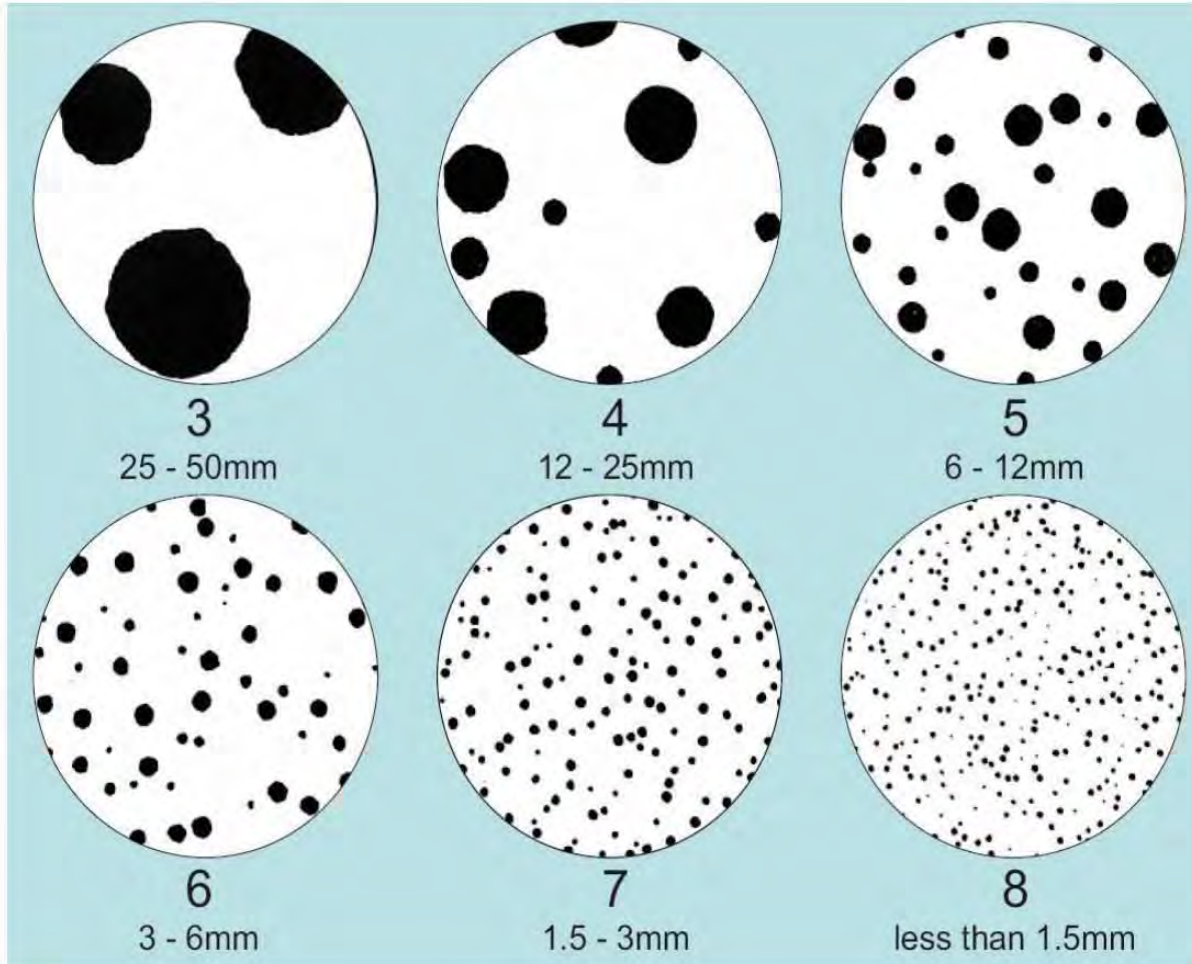
60%



50%

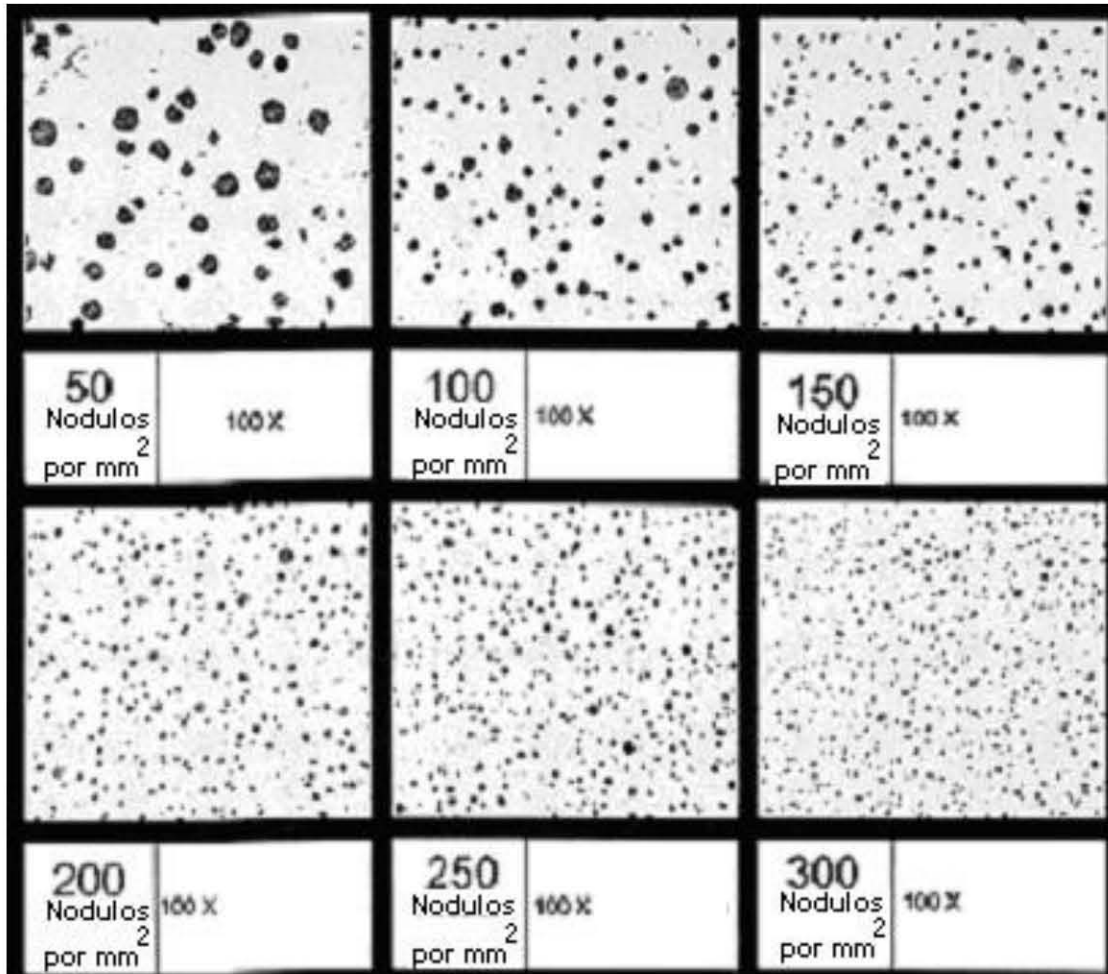
Anexo 2

Representación del patrón para evaluar el tamaño de nódulo por comparación.(observar a 100X) (AFS 1984).



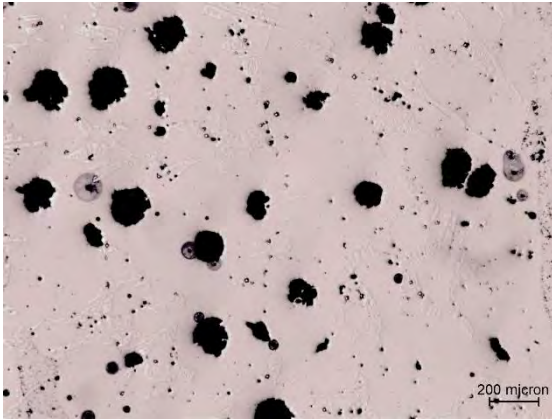
Anexo 3

Representación del patrón para evaluar la densidad de nódulos por comparación (nódulos/mm²) (AFS 1984).

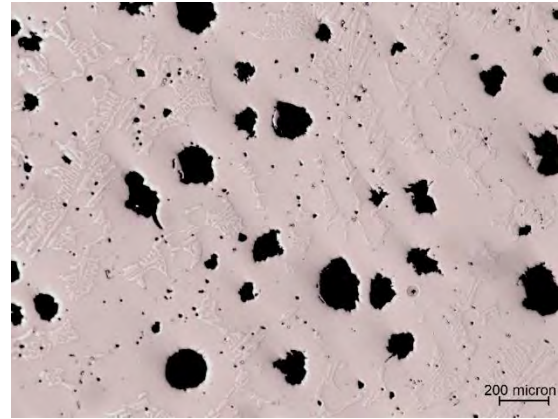


Anexo 4

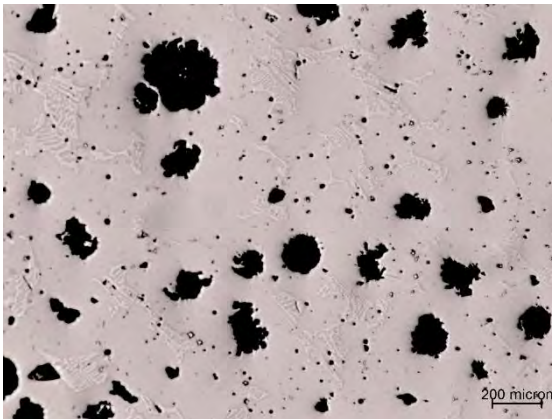
Imágenes de las muestras sin ataque para evaluar Nodularidad, Densidad de Nódulos y Tamaño de Nódulos.



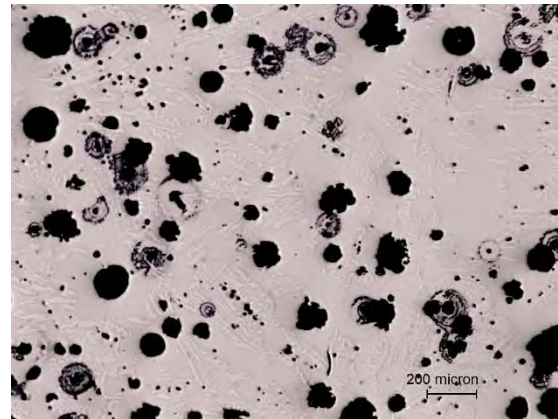
Muestra 1, Nodularidad: 90%, Densidad: 100 Nod/mm², 50Nod/mm², Tamaño de Nod.: 6.



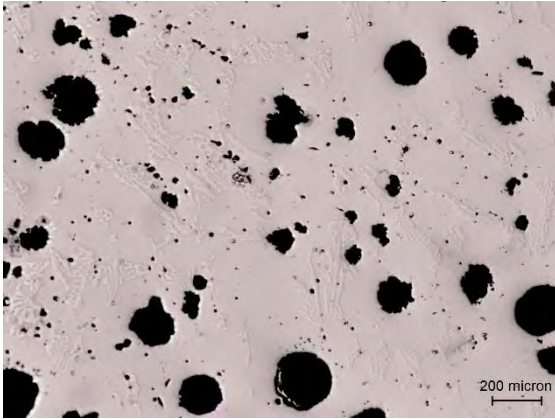
Muestra 2, Nodularidad: 90%, Densidad: Tamaño de Nod.:5



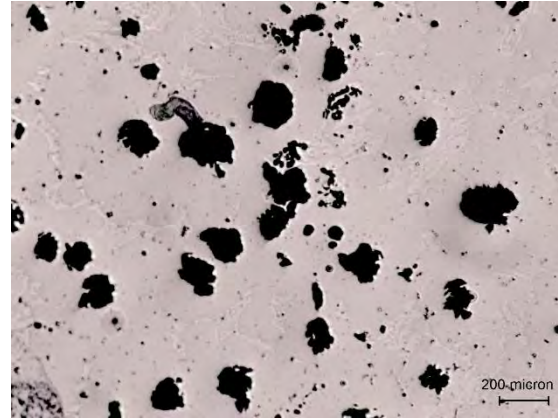
Muestra 3, Nodularidad: 90%, Densidad: 50 Nod/mm², 100Nod/mm², Tamaño de Nod.: 5.



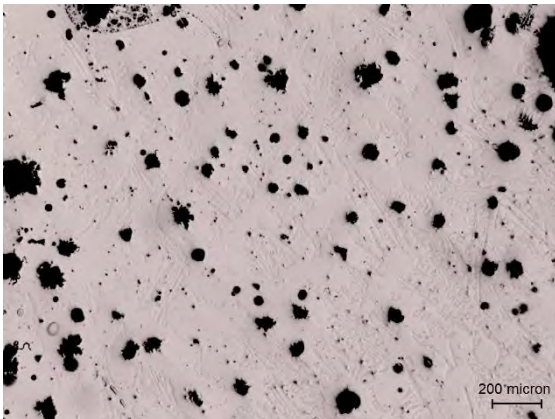
Muestra 4, Nodularidad: 80%, Densidad: Tamaño de Nod.:6



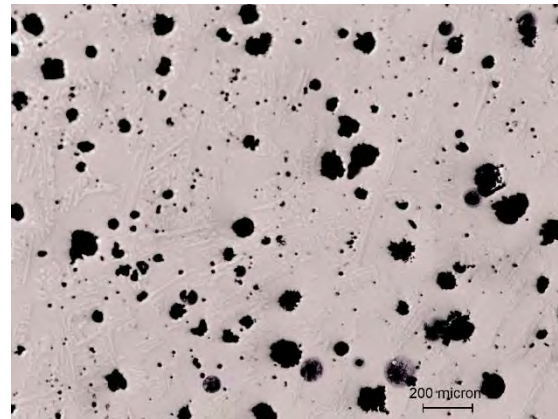
Muestra 5, Nodularidad: 90%, Densidad: 50 Nod/mm², 50Nod/mm², Tamaño de Nod.: 6.



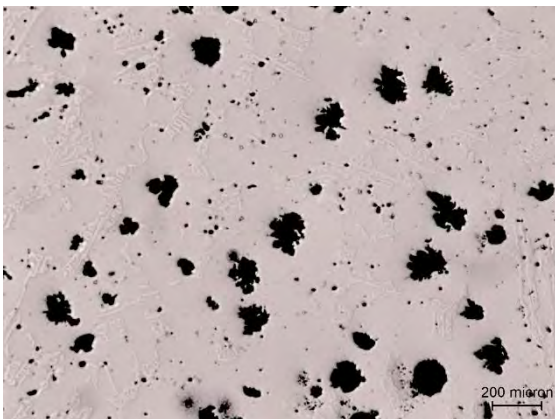
Muestra 6, Nodularidad: 90%, Densidad: 50 Nod/mm², Tamaño de Nod.: 6.



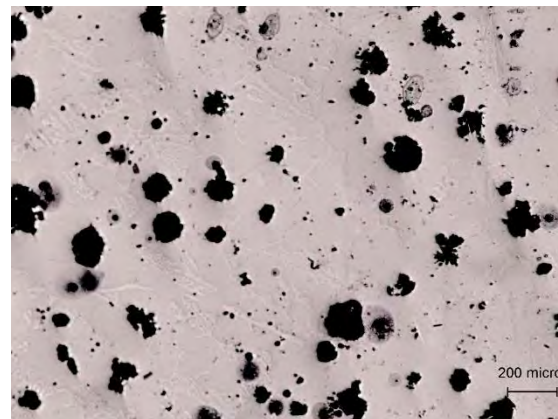
Muestra 7, Nodularidad: 100%, Densidad: 100 Nod/mm², 100Nod/mm², Tamaño de Nod.: 6.



Muestra 8, Nodularidad: 100%, Densidad: 100 Nod/mm², Tamaño de Nod.: 6.



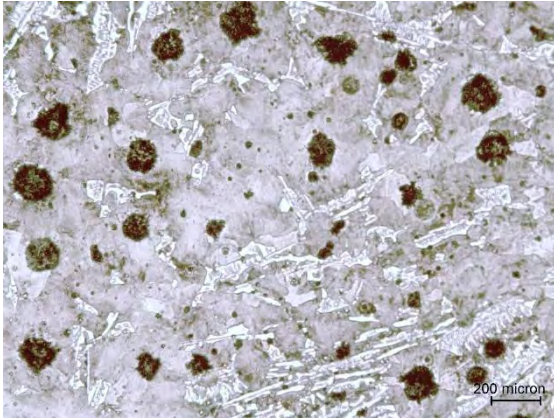
Muestra 9, Nodularidad: 90%, Densidad: 50 Nod/mm², 100Nod/mm², Tamaño de Nod.: 6.



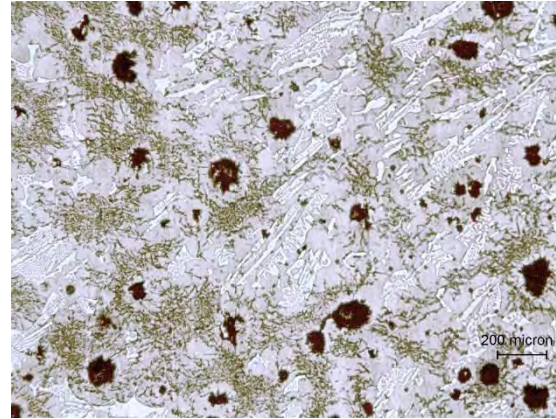
Muestra 10, Nodularidad: 90%, Densidad: 50 Nod/mm², Tamaño de Nod.: 6.

Anexo 5

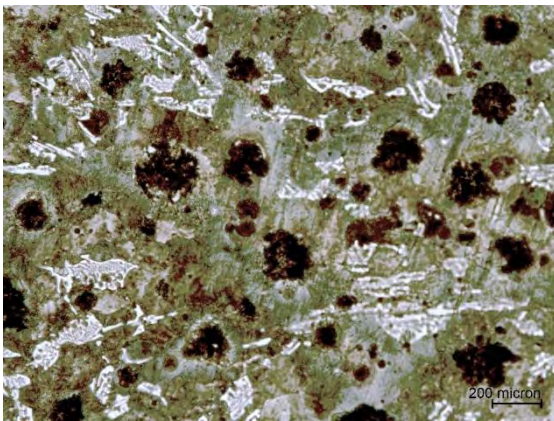
Piezas atacadas (Nital 2) para revelar la matriz antes del tratamiento, en todas observamos la presencia de grafito esferoidal, carburos y una matriz perlítica.



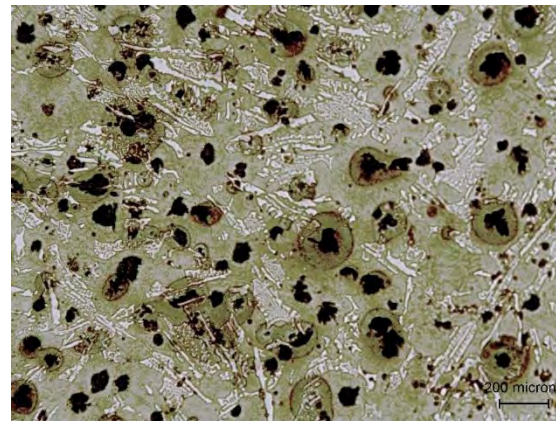
Muestra 1.



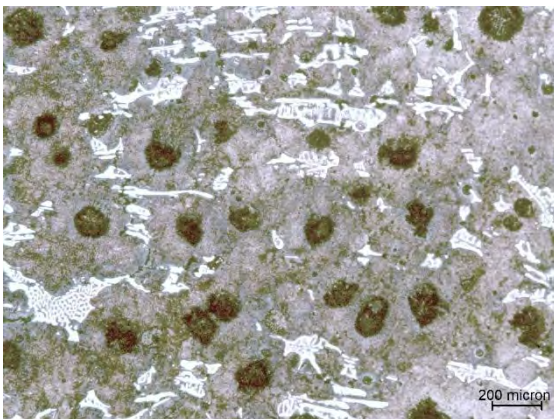
Muestra 2.



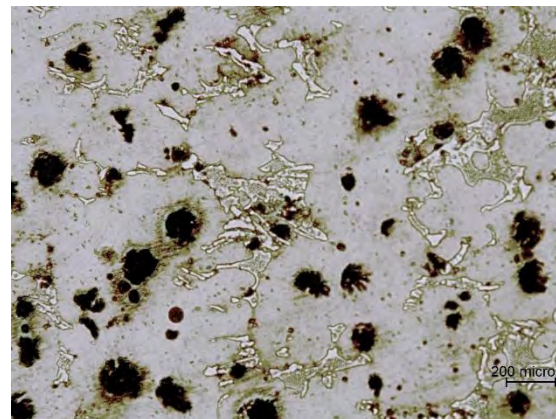
Muestra 3.



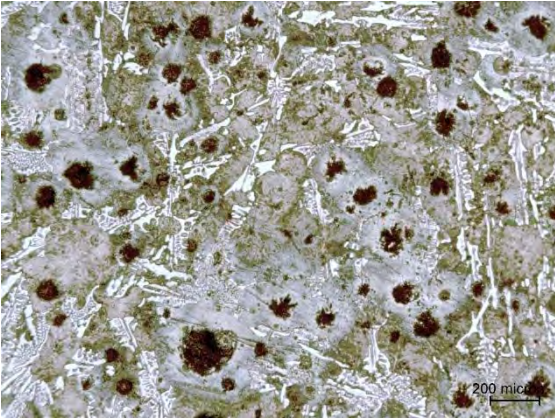
Muestra 4.



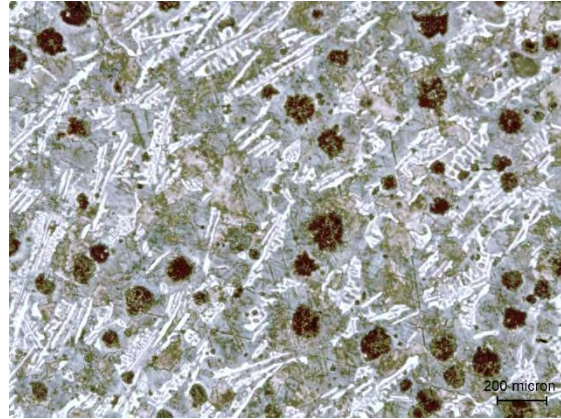
Muestra 5.



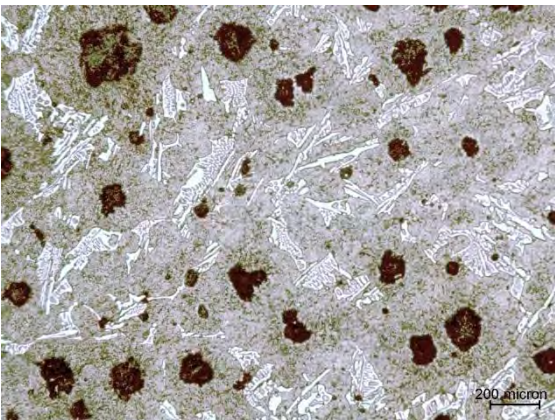
Muestra 6.



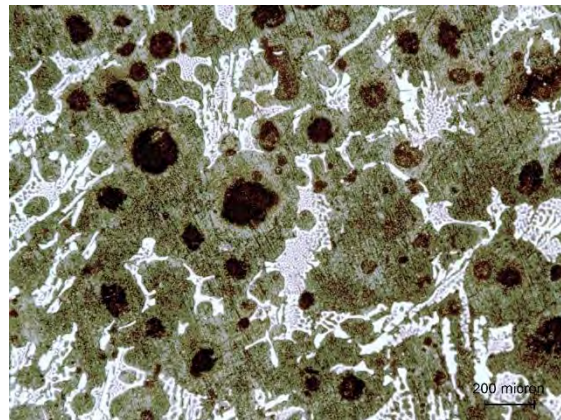
Muestra 7.



Muestra 8.



Muestra 9.

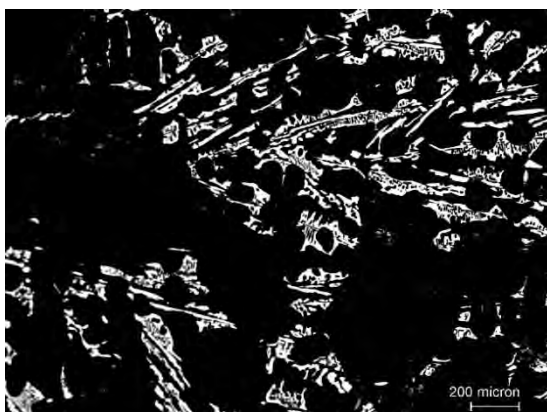


Muestra 10.

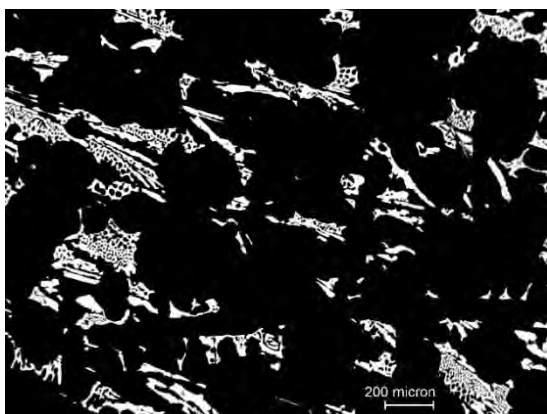
Anexo 6

Imágenes de las muestras para conteo de Carburos antes y después del Tratamiento Isotérmico y atacadas con HNO_3 conc. + HF conc. + H_2O destilada, Las zonas blancas muestran los carburos presentes, en la descripción se encuentra el promedio de carburos presentes en cada muestra.

Antes del T.T.

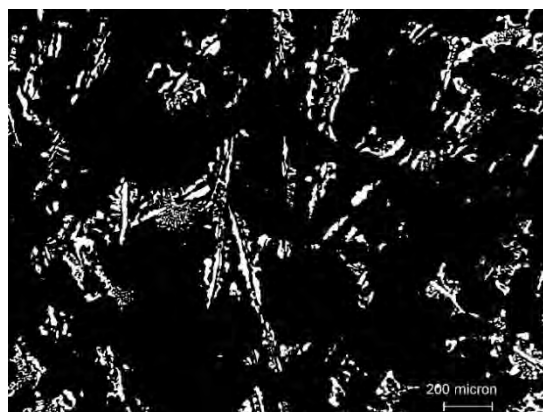


Muestra 1, 11.49% de carburos.



Muestra 2, 12.15% de carburos.

Después del T.T a 290°C.



Muestra 1, 8.51% de carburos.



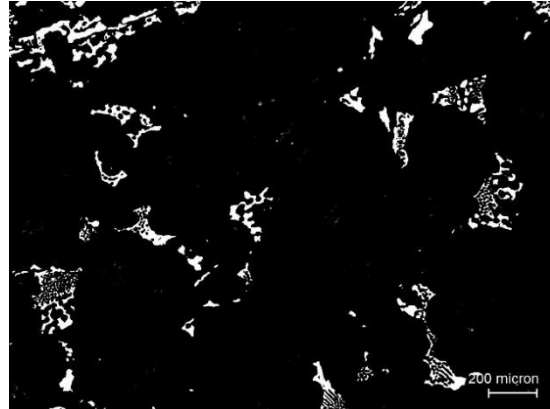
Muestra 2, 8.48% de carburos.

Antes del T.T.

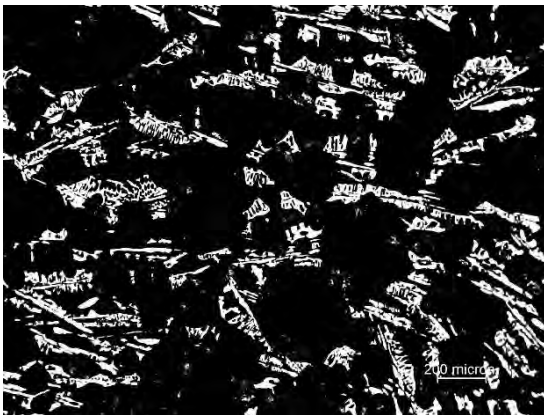
Después del T.T a 290°C.



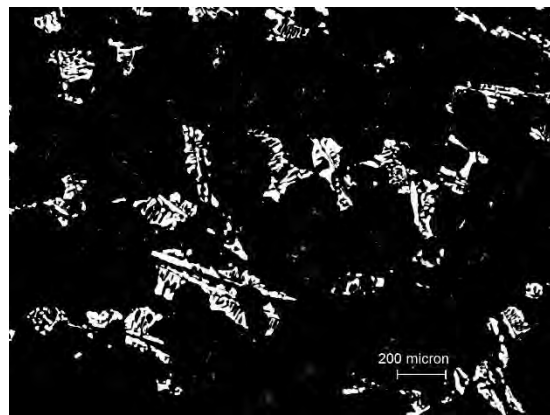
Muestra 3, 10.08% de carburos.



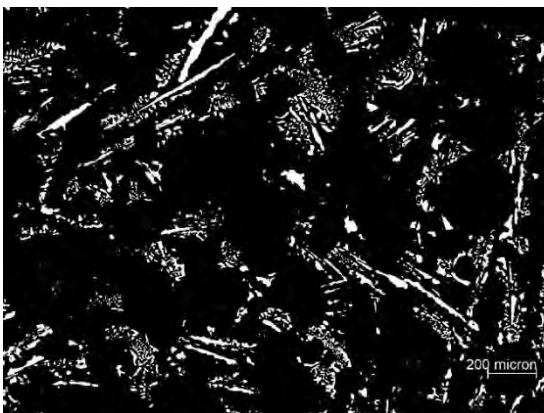
Muestra 3, 6.58% de carburos.



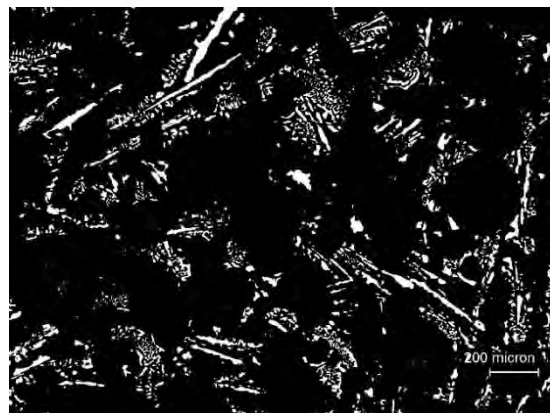
Muestra 4, 12.06% de carburos.



Muestra 4, 8.53% de carburos.

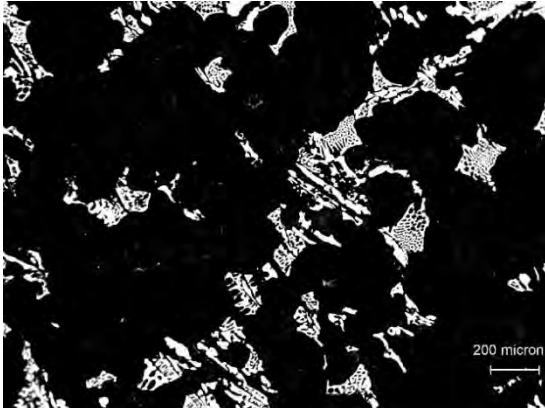


Muestra 5, 11.60% de carburos.



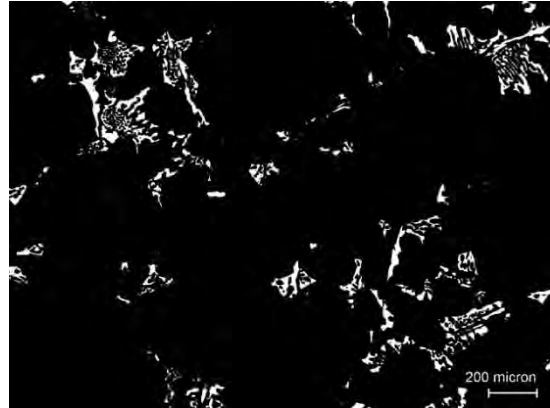
Muestra 5, 8.45% de carburos.

Antes del T.T.

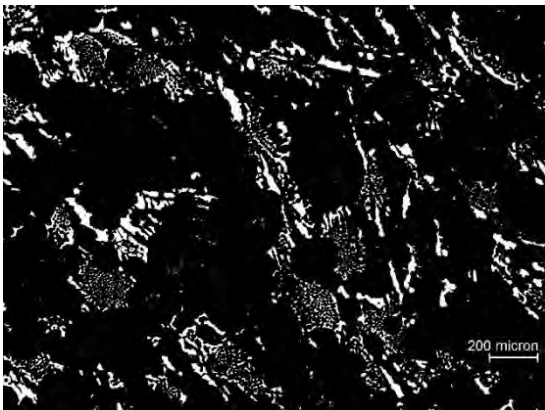


Muestra 6, 13.23% de carburos.

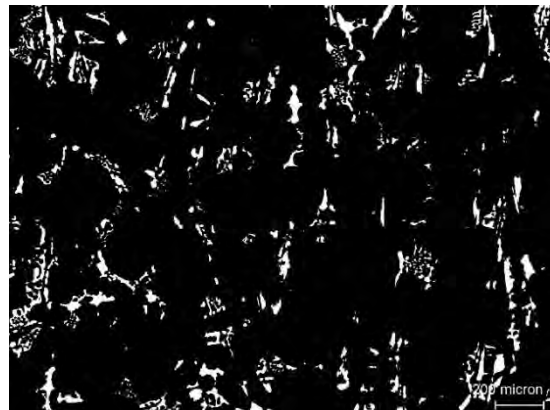
Después del T.T a 350°C.



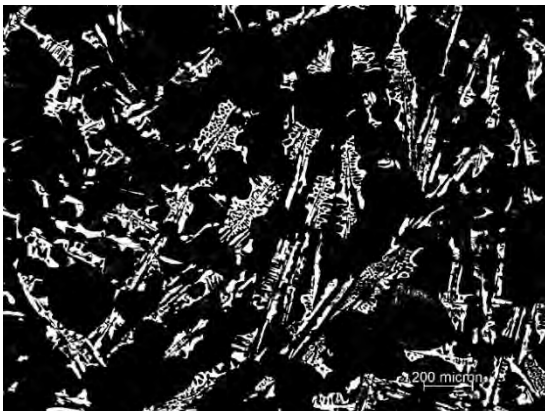
Muestra 6, 8.71% de carburos.



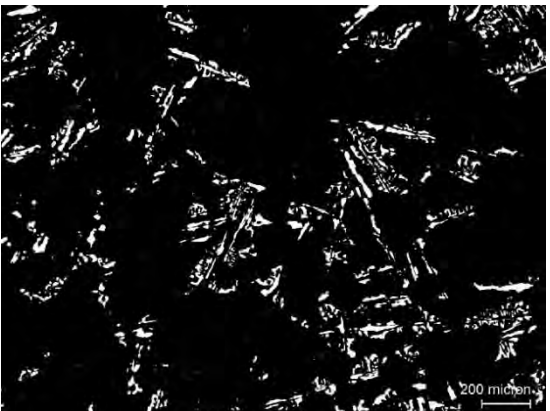
Muestra 7, 13.14% de carburos.



Muestra 7, 8.68% de carburos.



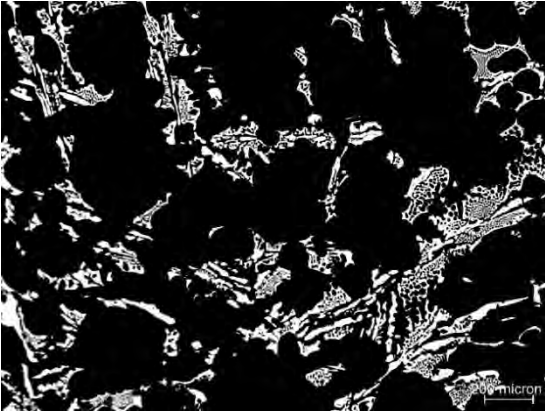
Muestra 8, 12.17% de carburos.



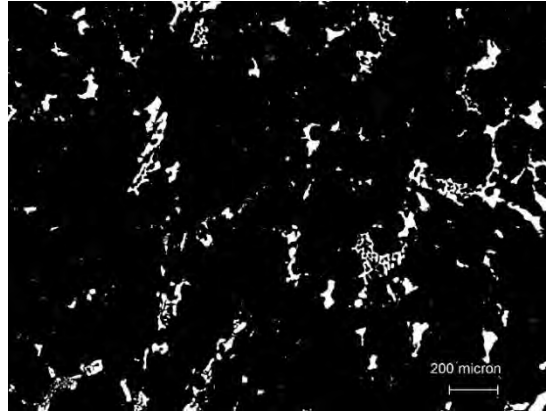
Muestra 8, 8.85% de carburos.

Antes del T.T.

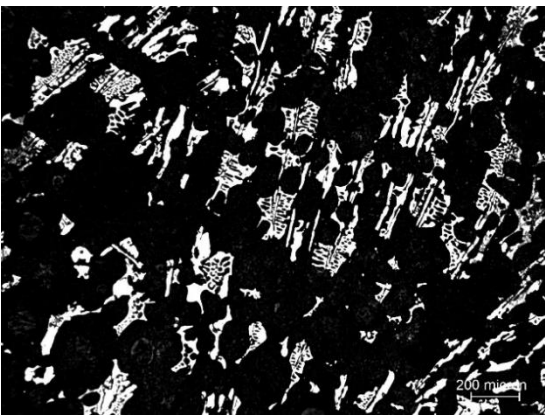
Después del T.T a 350°C.



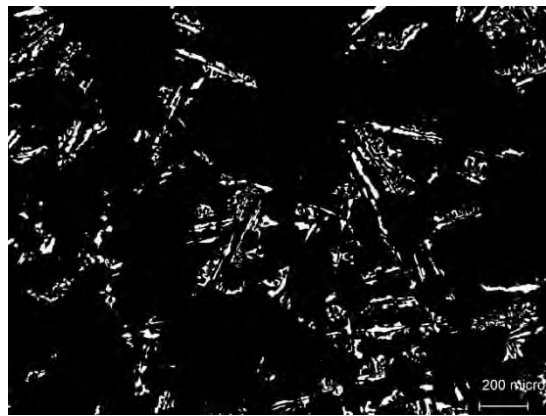
Muestra 9, 12.88% de carburos.



Muestra 9, 8.41% de carburos.



Muestra 10, 13.28% de carburos.



Muestra 10, 8.56% de carburos.

Bibliografía

Smith, W. F., Hashemi, J., (2007), *Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales*, CDMX, México: McGraw-Hill Interamericana, pp. 429-435.

Apraiz, J., (1982), *Fundiciones*, Madrid, España: Editorial Dossat, pp. 3-8, 12-13, 21-22, 72-74, 140-143.

Askeland, D. R., Phulé P.P., (2004), *Ciencia e Ingeniería de los Materiales*, CDMX, México: Editorial Thomson, pp. 579-580.

Castro, G., (2009), *Facultad de ingeniería de Buenos Aires: Fundiciones*, Buenos Aires, Argentina recuperado de:

http://campus.fi.uba.ar/file.php/295/Material_Complementario/Fundiciones.pdf, pp 5-7.

ASM International handbook committee, (1993), *Properties and Selection: Irons , Steels and High Performance Alloys Vol. 1*, Ohio , USA, pp. 17-18, 65, 79-80.

Morral, F. R., Jimeno, E., Molera, P., (1985), *Metalurgia General Tomo 2*, Barcelona, España: Editorial Reverté S.A., pp 1207-1209.

Molera, P., (1991), *Tratamientos Térmicos de los Metales*, Barcelona, España: Editorial Marcombo, pp 11, 101, 102, 103.

ASM International handbook committee, (1991), *Heat Treating Vol. 4*, Ohio, USA, pp 682-689.

Laino, S., Sikora, J. y Dommarco, R. C., (2007), *Estudio de las Propiedades Mecánicas de Fundiciones CADI con Diferentes Contenidos de Carburos*, Congreso SAM/CONAMET , San Nicolás, Argentina.

Aranda Villada, V. A., (2010), *Efecto de la temperatura y tiempo de austenización en la disolución de carburos en un hierro nodular blanqueado (D 120/90/02 modificado)*, CDMX, México, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química, UNAM, pp. 41-43.

Acosta Esqueda, M., Martínez Madrid, M., López, J., (2000), *El tratamiento de los hierros nodulares en el mejoramiento de los materiales en la industria automotriz*, Sanfandila, México, Instituto Mexicano del Transporte Publicación técnica No. 148, pp. 15-20.

Keought, J. R. y Hayrynen, K. L., (2010), *Designing with Austempered Ductile Iron (ADI)*, AFS Proceedings, Schaumburg, USA, Recuperado de: <http://docplayer.org/>

Ductile Iron Society, (1998), *To promote the production and application of ductile iron castings. Section IV. Austempered ductile Iron*, Revisado por Keough, J. R., Ohio, USA, Recuperado de: <https://www.ductile.org/didata/Section4/4intro.htm>.

Patil, S.A., Pathak, S. U. y Likhite, A., (2014), *Development and Wear Analysis of Carbide Austempered Ductile Iron (CADAI)*, *International Journal of Innovative Research in Science*, Vol. 3, Issue 2, Recuperado de: <http://www.rronj.com/>.

Gumienny, Grzegorz y Giętko, T., (2015), *Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagrams Of Carbide Nodular Cast Iron*, *Archives of Metallurgy and Materials*, Vol. 60, DOI: 10.1515/amm-2015-0195, recuperado de: <https://www.researchgate.net/>.

AFS, (1984), *Foundrymen's Guide to Ductile Iron Microstructures*, Illinois, USA, pp. 14-16, 18-21, 24-26, 28-31, 36-39.