



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

---

---

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**“Efecto de la Temperatura y Tiempo de Austenización en la Disolución de  
Carburos en un Hierro Nodular Blanqueado (D 120 / 90 / 02 Modificado)”**

**TESIS**

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

**PRESENTA:**

**VÍCTOR ANTONIO ARANDA VILLADA**



**México, D.F.**

**2010**



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



**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: Profesor: Dr. José Alejandro García Hinojosa

VOCAL: Profesor: M. en C. Sergio García Galán

SECRETARIO: Profesor: I.Q.M. Arturo Alejandro Sánchez Santiago

1er. SUPLENTE: Profesor: M. en. I. Adrian Manuel Amaro Villeda

2° SUPLENTE: Profesor: I.Q.M. Balbina Ojeda Ramírez

Sitio donde se desarrolló el tema: Facultad de Química Edificio "D" Departamento de  
Ingeniería Metalúrgica

Asesor del tema: Dr. José Alejandro García Hinojosa

---

Supervisor Técnico: I.Q.M. Cándido Eusebio Atlatenco Tlapanco

---

Sustentante: Víctor Antonio Aranda Villada

---

# Agradecimientos:

**A mi Madre.-** Victorina Villada Villalba por darme su apoyo incondicional en todo momento de mi carrera, ya que a pesar de las adversidades, ella siempre confió ciegamente en mis decisiones, espero nunca decepcionarte, te quiero “evita”.

**A mi Padre.-** Antonio Aranda Valladares por apoyarme económicamente, y aunque no lo creas te quiero, a mi manera, pero te quiero y de ahora en adelante espero apoyarte y ganarme tu confianza, ya que siempre estaré ahí para ti.

**A mi Hermano.-** Daniel Aranda Villada por estar ahí en los momentos difíciles, sabes que eres alguien muy importante para mí, también se que dejaste tus sueños a un lado, pero espero recompensarte, siempre estaré ahí para apoyarte y ayudarte para que todos salgamos adelante.

**A mis Tías.-** Especialmente a Vicenta, Teresa y Costa, las cuales me han apoyado en momentos difíciles y han creído en mí; no tengo forma de agradecerles, son parte importante de mi vida, pero en fin todos nos hemos apoyado como la gran familia que somos.

**A mis Primos.-** A todos los Montes, por habernos apoyado en los momentos más difíciles, se que sin su ayuda no habiéramos visto la luz al final del camino, se los agradezco a todos en general, saben que aquí siempre tendrán una casa y un hogar.

**A mis Profesores.-** Por las enseñanzas a lo largo de esta carrera, gracias por sus consejos y apoyo, especialmente al Dr. José Alejandro García Hinojosa por siempre tener un espacio para mí, sus consejos me han ayudado a alcanzar mis metas, se lo agradezco mucho profesor.

**A mis Amigos.-** Como olvidarlos, pasamos momentos inolvidables, especialmente a mis cuates Alicia, Muller, Fernando, Getziel, Benjamín, Morales y a los del enlace metálico; espero siempre estemos en contacto y sigamos adelante cumpliendo nuestros objetivos. ¡Suerte chicos!

**A Deisy.-** Sabes que se te quiere un buen, eres la hermana que nunca tuve, siempre contarás conmigo y aunque estés por emprender una nueva faceta en tu vida, yo estaré ahí para apoyarte incondicionalmente.

**Al programa PAPIIT.-** Por el apoyo brindado a este proyecto IN103809 – 2, sin su ayuda no se hubieran alcanzado los resultados obtenidos, gracias por apoyar a jóvenes emprendedores.

*“Hay tres caminos que llevan a la sabiduría: La imitación, el más sencillo; la reflexión, el más noble; y la experiencia, el más amargo”  
CONFUCIO.*



# Contenido

## Introducción

Resumen.....	10
Objetivos .....	13
Hipótesis.....	13

## Capítulo I.- Antecedentes

1. INTRODUCCIÓN.....	15
2. HIERROS COLADOS.....	15
2.1 Tipos de Hierros Fundidos.....	16
2.2 Propiedades Mecánicas.....	17
2.3 Propiedades Físicas .....	19
2.4 Propiedades Químicas.....	20
3. HIERROS NODULARES .....	20
3.1 Características Principales.....	20
3.2 Fabricación.....	21
3.3 Propiedades del Hierro Nodular .....	22
3.4 Hierros Nodulares Austemperizados .....	23
3.5 Clasificación de los Hierros Nodulares.....	24
3.6 Efecto de los Principales Elementos Grafitizantes.....	25
4. HIERROS DÚCTILES AUSTEMPERIZADOS (ADI) .....	27
4.1 Tratamiento de Austemperizado.....	28
4.2 Efecto de la Temperatura de Austenización .....	30
4.3 Efecto del Tiempo de Austenización.....	34



5. HIERROS DÚCTILES AUSTEMPERIZADOS CON CARBUROS (CADI) .....	36
5.1 Formación de Carburos en el Material Base .....	37
5.2 Introducción de Carburos.....	38
5.3 Fabricación y Aplicaciones.....	41
5.4 Ventajas y Desventajas.....	42
5.5 Disolución de Carburos .....	42
6. TENDENCIAS DE LOS HIERROS CADI.....	43
 <b>Capítulo II.- Fundamentos Teóricos</b>	
1. INTRODUCCIÓN.....	46
2. DIAGRAMAS DE FASES.....	46
2.1 Diagrama al Equilibrio Hierro-Carbono (grafito) .....	46
2.2 Diagrama Metaestable Fe - Fe <sub>3</sub> C .....	48
3. FASES Y MICROCONSTITUYENTES DE LOS HIERROS COLADOS .....	48
3.1 Fases del Diagrama al Equilibrio (Fe-Grafito) .....	48
3.2 Fases en el Diagrama metaestable (Fe-Fe <sub>3</sub> C) .....	49
3.3 Estructuras formadas por Enfriamiento Rápido y Fuera del Equilibrio .....	50
4. VARIABLES QUE AFECTAN AL HIERRO NODULAR .....	53
4.1 Efecto del balance Carbono-Silicio (Carbono equivalente).....	53
4.2 Velocidad de Enfriamiento .....	54
4.3 Elementos de Aleación.....	55
4.3.1 Efecto del Manganeso .....	57
4.3.2 Efecto del Molibdeno .....	57
4.3.3 Efecto del Cromo .....	58
4.3.4 Efecto de otros Aleantes.....	59



5. CAMPO DE LA LÍNEA A <sub>1</sub> Y EL EFECTO DEL SILICIO.....	61
6. EFECTO DE LA TEMPERATURA DE AUSTENIZACIÓN .....	63
6.1 Efecto sobre los Carburos.....	64
6.2 Efecto sobre la Microestructura .....	64
6.3 Efecto sobre las Propiedades Mecánicas .....	65
7. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE HIERROS NODULARES.....	66
7.1 Tipo de Grafito, % Nódulos, Nodularidad, Densidad de Nódulos .....	66
7.2 Evaluación de Matrices .....	69
7.3 Evaluación de Carburos.....	70
 <b>Capítulo III.- Desarrollo Experimental</b>	
1. INTRODUCCIÓN.....	76
2. FABRICACIÓN DEL HIERRO NODULAR.....	76
2.1 Piezas y Molde .....	76
2.2 Composición Química .....	79
3. CARACTERIZACIÓN METALOGRAFÍA ANTES DEL TRATAMIENTO TÉRMICO .....	80
3.1 Muestreo y Seccionamiento de la Pieza de Hierro Colado Base.....	80
3.2 Preparación Metalográfica y Caracterización Microestructural .....	81
4. TRATAMIENTO DE AUSTENIZACIÓN .....	82
4.1 Condiciones .....	82
4.2 Caracterización y Evaluación Metalográfica después del Tratamiento.....	83

**Capítulo IV.- Resultados y Discusión**

1. INTRODUCCIÓN.....	86
2. EVALUACIÓN DEL (HIERRO NODULAR BASE) .....	86
2.1 Evaluación del Grafito en la Matriz Base .....	86
2.2 Matriz del Hierro Nodular Base .....	88
2.3 Fracción de Carburos Iniciales en la Pieza .....	90
3. DETERMINACIÓN DE LA TEMPERATURA DE AUSTENIZACIÓN .....	93
3.1 Aplicando las Ecuaciones Teóricas.....	93
3.2 Curva de Enfriamiento para determinar la Transformación Eutectoide .....	94
4. EVALUACIÓN DE PIEZAS TRATADAS TÉRMICAMENTE .....	96
4.1 Grafito en la Matriz .....	96
4.2 Matriz después del Tratamiento Térmico .....	98
4.3 Fracción de Carburos después del Tratamiento Térmico .....	101
5. EVALUACIÓN DE LA DISOLUCIÓN DE CARBUROS .....	108
5.1 Discusión de Resultados.....	119

**Capítulo V.- Conclusiones**

Conclusiones.....	122
Sugerencias.....	123





## Anexos

1.- Uso de Image Pro Plus 9 para la Evaluación de la Fracción de Carburos.....	125
2.- Tabla General de Resultados .....	132
3.- Esquema de Muestreo de la Pieza de Hierro Nodular .....	134
4.- Fracción de Carburos Promedio en las Muestras antes de la $T_{\gamma}$ .....	135
5.- Desviación Estándar de la Fracción de Carburos Iniciales por Muestra .....	136
6.- Fracción de Carburos Promedio Después de la $T_{\gamma}$ .....	137
7.- Desviación Estándar por Muestra después del Tratamiento de Austenización.....	138
8.- Disolución de Carburos antes de aplicar la Desviación Estándar .....	139
9.- Disolución de Carburos considerando la Desviación Estándar .....	140
10.- Tablas para Generar Gráficos de Resultados.....	141
<b>Referencias.....</b>	<b>145</b>

# Introducción



## RESUMEN

En la Industria Metalúrgica y especialmente la de Fundición uno de los materiales ferrosos tradicionales que han evolucionado significativamente en sus propiedades es el hierro nodular, esto a través del tratamiento isotérmico de austemperizado, condición que los hacen más competitivos en propiedades y capaces de sustituir piezas de acero colado y forjado.

Para la obtención de hierro nodular con tratamiento ADI se deben controlar ciertas variables que impacten tanto en la calidad del hierro base (condiciones de colada), así como en la etapa de tratamiento térmico, como lo son: composición química del hierro base, calidad metalúrgica (microestructura de la matriz, tamaño de nódulo, nodularidad, densidad de nódulo, etc.), temperatura y tiempo de austenización, temperatura y tiempo de tratamiento isotérmico [García H. J. A., Atlatenco C., González C., Huerta A., Amaro A., 2007].

Una reciente variante de los hierros ADI es el desarrollo de los hierros ADI con carburos o CADI por sus siglas en inglés Carbide Austempered Ductile Iron, se obtienen mediante el tratamiento térmico de austemperado de fundiciones de hierro con grafito esferoidal que contienen carburos dispersos en la matriz. Como resultado, se obtiene una microestructura final consistente en un volumen dado de carburos inmersos en una matriz ausferrítica. Este material exhibe una adecuada tenacidad gracias a la matriz ausferrítica, así como una excelente resistencia al desgaste debido a la presencia de carburos. Se considera que tanto la fracción en volumen de carburos como la característica de la ausferrita, pueden controlarse para proveer un amplio rango de propiedades mecánicas.

Sin embargo, la presencia de carburos aparte de promover un aumento en la resistencia a la abrasión, también debe esperarse una disminución de la resistencia al impacto. Por lo tanto, el desafío en el desarrollo de este material está relacionado con el control de la microestructura que permita obtener un balance óptimo entre resistencia a la abrasión y al impacto.



Originalmente la presencia de carburos en los hierros nodulares era prohibitiva debido a la fragilidad y las dificultades para el maquinado de estos materiales. Actualmente la presencia de fracciones de carburos y el tratamiento de austemperizado está dando lugar a aplicaciones en las que se requiere gran demanda de resistencias al desgaste y abrasión.

Desgraciadamente los antecedentes sobre los hierros CADI son pocos en la literatura. En esta se indica que la presencia de carburos en la matriz puede ser controlada mediante diversos métodos, especialmente la adición de elementos estabilizadores de carburos como Mn, Ni, Cr, Mo, y/o introduciendo carburos por diferentes procesos como se muestra en el capítulo I, sin embargo los métodos más comunes se realizan mediante la adición de elementos aleantes [ Kovacs B. V., 1991 y Laino S., Dommarco R., Sikora J., 2004].

A continuación se da una breve reseña del contenido de cada capítulo de esta tesis experimental:

- Capítulo I.- Este es el capítulo donde se encuentra de manera breve el trabajo de los autores que han trabajado con hierros dúctiles austemperizados (ADI por sus siglas en inglés) y con hierros dúctiles austemperizados con carburos (CADI), así como las propiedades de los hierros en general; también se menciona la clasificación de los hierros nodulares y los elementos grafitizantes y blanqueantes, así como también la tendencia que tienen los CADI's en la Industria Metalúrgica.
- Capítulo II.- Este muestra los Fundamentos Teóricos del trabajo; a diferencia del capítulo anterior, en este se habla de la información básica que se debe conocer de los Hierros Nodulares, desde los diagramas de fases hasta las variables que afectan significativamente a estas fundiciones; también se informa el efecto que tiene la temperatura de austenización y la forma de caracterizar a los hierros nodulares.
- Capítulo III.- Este da a conocer el Desarrollo Experimental que se llevo a cabo para evaluar el efecto de la temperatura y tiempo de austenización en la disolución de carburos; también se da a conocer como se llevó a cabo el muestreo de las piezas tratadas antes y después del tratamiento térmico.



- Capítulo IV.- Este revela los Resultados y la Discusión de los mismos; da a conocer la comparación entre las muestras antes y después del tratamiento térmico; también muestra cuales fueron las técnicas empleadas para obtener las temperaturas de austenización; así como la evaluación final de la disolución de carburos en la muestra original al aplicarle un tratamiento de austenización.
- Conclusiones.- Se listan las conclusiones en base a la confrontación de los resultados con los objetivos planteados, así como también se mencionan algunas sugerencias para el mejoramiento en trabajos posteriores.
- Anexos.- Se cuentan con 10 de estos, donde se muestran esquemas del antes y después del tratamiento térmico sobre la pieza de hierro nodular base y finalmente las tablas con las que se construyeron los gráficos de los resultados.



## OBJETIVOS

Los objetivos de este trabajo experimental son los siguientes:

- ↳ Evaluar el efecto que tienen la temperatura de austenización sobre la disolución de carburos presentes en un hierro nodular blanqueado.
  
- ↳ Evaluar el efecto que tienen el tiempo de austenización sobre la disolución de carburos presentes en un hierro nodular blanqueado.

## HIPÓTESIS

Al aumentar la Temperatura de austenización ( $T_v$ ) y el tiempo de austenización ( $t_v$ ) es posible favorecer la disolución de carburos presentes en la microestructura de hierros nodulares blanqueados mediante elementos de aleación (Mn, Mo y Cr), la rapidez de disolución dependerá del grado de estabilidad del carburo asociada a la composición química del hierro nodular.

# Capítulo II

# Antecedentes



## 1. INTRODUCCIÓN

En este capítulo se trata lo referente a los conceptos fundamentales sobre los hierros nodulares, así como los Hierros Dúctiles Austemperizados (ADI por sus siglas en ingles) y los Hierros Dúctiles Austemperizados con Carburos (CADI por sus siglas en ingles), en relación a propiedades, clasificación y definiciones. Se citan algunos estudios reportados en la bibliografía, especialmente en relación al tratamiento de austemperizado y los parámetros de control empleados por algunos investigadores que se han enfocado en este tipo de materiales.

## 2. HIERROS COLADOS

Son una familia de aleaciones ferrosas con amplia gama de propiedades, como su nombre lo indica, se fabrica por procesos de fusión y colada (fundición) para darles la forma final deseada.

Un hierro colado o fundición es el término usado para denominar a aquellas aleaciones de Hierro-Carbón-Silicio que contienen entre 2% y 6.5%C. El silicio es también un importante elemento presente en los hierros colados ya que ayuda a estabilizar el grafito [Martínez M., 2007].

Los hierros fundidos forman excelentes aleaciones para obtener piezas de fundición, ya que el hierro en estado líquido tiene elevada fluidez y no forman películas superficiales indeseables durante el vaciado. Los hierros fundidos se solidifican con una contracción entre 1 y 3.5% durante el enfriamiento [William F. Smith, 2006].

El contenido de Si varía entre 1% y 4% en peso. Las fundiciones tienen distintas propiedades dependiendo de los constituyentes en la microestructura de la matriz metálica que pueden ser ferrita, perlita, martensita, ausferrita, ó austenita. La existencia de grafito y la forma que éste adquiere también son determinantes en las propiedades mecánicas [Martínez M., 2007].





Estas aleaciones tienen un amplio rango de resistencia a la tensión y dureza y, en la mayoría de los casos son fáciles de maquinar. Pueden alearse para obtener cualidades superiores en términos de desgaste, abrasión y resistencia a la corrosión.

Sin embargo, los hierros fundidos tienen valores de resistencia al impacto y ductilidad relativamente bajos, y esto limita su uso para algunas aplicaciones. La amplia aplicación industrial de los hierros fundidos se debe sobre todo a su costo relativamente bajo y sus versátiles propiedades de ingeniería [William F. Smith, 2006].

### 2.1 Tipos de Hierros Fundidos

Se puede distinguir cuatro tipos diferentes de hierros fundidos en base a la forma en que se combina o precipita el carbono en sus microestructuras: hierro blanco, hierro gris, hierro maleable y hierro dúctil o nodular [Walton C. F., 1981].

En la tabla 1.1 se en listan los rangos de composición química de los cuatro hierros fundidos básicos y en la tabla 1.2 se presenta algunas de sus propiedades mecánicas típicas y sus aplicaciones.

**Tabla 1.1** Rangos de la composición química de hierros fundidos no aleados [Walton C. F., 1981].

<i>Elemento</i>	<i>Hierro gris (%)</i>	<i>Hierro blanco (%)</i>	<i>Hierro maleable (%)</i>	<i>Hierro dúctil (%)</i>
<i>Carbón</i>	2.5 – 4.0	1.8 – 3.6	2.00 – 2.60	3.0 – 4.0
<i>Silicio</i>	1.0 – 3.0	0.5 – 1.9	1.10 – 1.60	1.8 – 2.8
<i>Manganeso</i>	0.25 – 1.0	0.25 – 0.80	0.20 – 1.00	0.10 – 1.00
<i>Azufre</i>	0.02 – 0.25	0.06 – 0.20	0.04 – 0.18	0.03 máx.
<i>Fósforo</i>	0.05 – 1.0	0.06 – 0.18	0.18 máx.	0.10 máx.



Algunas aplicaciones típicas de los hierros colados son las siguientes:

- Hierro gris: se utilizan en motores, bases y superficie de desgaste de máquinas y carcazas de motores eléctricos. Se especifican mediante la designación ASTM.
- Hierro dúctil (nodular): utilizado para piezas de maquinaria, tubería y cigüeñales.
- Hierro blanco: utilizado en parte de maquinaria para el proceso de materiales abrasivos, rodillos para trenes de laminación y zapatas de frenos de carros de ferrocarril.
- Hierro maleable: es utilizado en equipo de ferrocarril y en varios tipos de herrajes.
- Hierro con grafito compactado o vermicular: tiene propiedades de amortiguamiento y térmicas similares a las del hierro gris y una resistencia y rigidez comparables a las del hierro dúctil.

## 2.2 Propiedades Mecánicas

- A elevadas Temperaturas

En general la resistencia a la tracción de los hierros dúctiles perlíticos disminuye continuamente con el aumento de la temperatura y a los 400 °C es aproximadamente 2/3 de la resistencia a temperatura ambiente. Para hierros ferríticos la disminución es menos pronunciada y a los 400 °C la resistencia es aproximadamente 3/4 del valor a temperatura ambiente. La resistencia a la fluencia, tanto para hierros ferríticos como perlíticos, prácticamente se mantiene estable hasta los 350 - 400 °C, por encima de esta temperatura falla rápidamente.

La dureza en caliente se mantiene también hasta los 400°C, fallando por encima de este valor. Para temperaturas de hasta 300 °C la tensión admisible en estructuras estáticas, como a temperatura ambiente, puede basarse sobre los valores de resistencia a la fluencia obtenidos a temperatura ambiente. A temperaturas superiores a los 300 °C las tensiones admisibles deben calcularse sobre datos de fluencia. Una pequeña cantidad de molibdeno mejora considerablemente las propiedades de resistencia y fluencia en caliente tanto para



hierros ferríticos como para perlíticos. Las mejoras que se consiguen con el agregado de Mo permiten extender las propiedades de resistencia y fluencia hasta los 459 °C.

— Propiedades de tracción a bajas temperaturas.

En las propiedades de impacto, hay una temperatura por debajo de la cual la elongación provoca que disminuya la resistencia a la tracción. La resistencia a la fluencia aumenta continuamente con el descenso de la temperatura, pero la resistencia a la tracción sufre una transición. Por encima del rango de temperatura de transición la resistencia a la tracción tiende a permanecer constante o aumentar, pero una vez pasada la temperatura de transición, la resistencia a la tracción disminuye. El silicio y el fósforo aumentan la temperatura de transición y reducen la resistencia en el rango dúctil.

**Tabla 1.2.** Propiedades mecánicas típicas y aplicaciones comunes de los hierros fundidos [Walton, 1981]

Nombre y designación de la aleación	** C. Q. % en peso	Estado	Microestructura	** $\sigma$ Tensión MPa	** E Mpa	Elongación (%)	Aplicaciones típicas
<b>Hierros Fundidos Grises</b>							
Ferrítica (G2500)	3.4C, 2.2Si, 0.7Mn	Recocido	Matriz Ferrítica	179	-	-	Bloques de cilindros pequeños cabezas de cilindros
Perlítica (G3500)	3.2C 2.0Si 0.7Mn	Fundido tosco	Matriz Perlítica	252	-	-	Bloques de cilindros de camiones y tractores, Cajas de cambio pesadas
Perlítica (G4000)	3.3C 2.2Si 0.7Mn	Fundido tosco	Matriz Perlítica	293	-	-	Forja de motores diesel



Hierros Fundidos Maleables							
Ferrítica (32510)	2.2 C 1.2Si 0.04Mn	Recocido	Carbono revenido y ferrita	345	224	10	Servicio de ingeniería con buenas propiedades de maquinado
Perlítica (45008)	2.4C 1.4Si 0.75Mn	Recocido	Carbono revenido y perlita	440	310	8	Servicios de ingeniería con tolerancia dimensional específica
Martensítica (M7002)	2.4C 1.4Si 0.75Mn	Templado y revenido	Martensita revenida	621	438	2	Partes de alta resistencia bielas y horquillas de juntas universales
Hierros Fundidos Dúctiles							
Ferrítica (60-40-18)	3.5C 2.2Si	Recocido	Ferrítica	414	276	18	Coladas a presión, así como cuerpos de válvulas y bombas
Perlítica (80-55-06)	3.5C 2.2Si	Fundido tosco	Ferrítica Perlítica	552	379	6	Cigüeñales engranajes y rodillos
Martensítica (120-90-02)	3.5C 2.2Si	Martensítica	Templada y revenida	828	621	2	Piñones engranajes rodillos y tapas corredizas

\*\* C. Q. = Composición química;  $\sigma_{\text{Tensión}}$  = Esfuerzo a la Tensión; E = Limite elástico.

## 2.3 Propiedades Físicas

### — Coeficiente de expansión térmica

Las características de expansión de las fundiciones de hierro son complejas, asociados a las transformaciones que se presentan: (a) por la precipitación del grafito, (b) la grafitización de la perlita y (c) la formación de austenita por encima de los 700 °C.



## 2.4 Propiedades Químicas

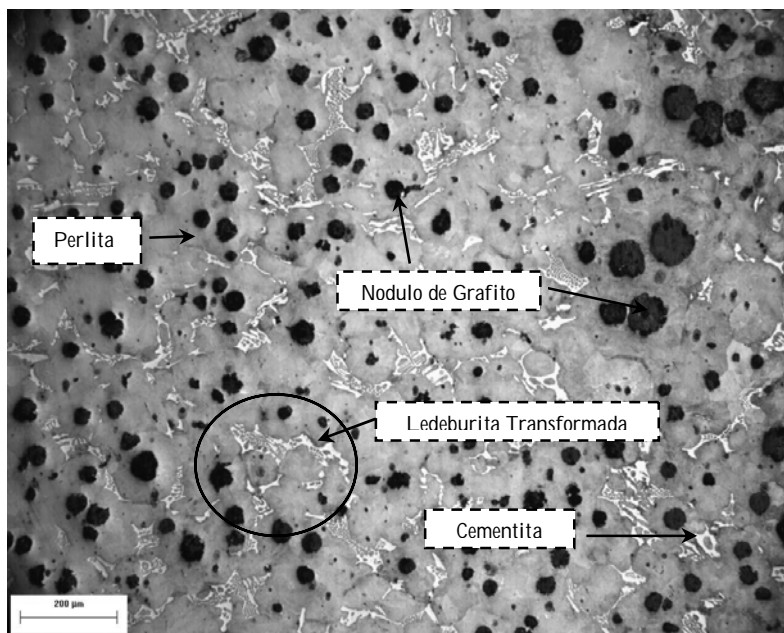
### — Resistencia a la corrosión

En algunas aplicaciones la resistencia a la corrosión del hierro dúctil es similar a la del hierro gris y frecuentemente superior a la de los aceros. Los tubos de hierro dúctil normalmente aplicados en cloacas, pueden ser protegidos por anodizado, revestido de zinc, recubrimientos plásticos y, en algunos casos, revestido con poliuretano.

## 3. HIERROS NODULARES

### 3.1 Características Principales [William F. Smith, 2006]

La fundición con grafito esferoidal o dúctil se caracteriza porque el grafito obtenido en la reacción eutéctica (Figura 1.1), solidifica en forma de nódulos o esferoides. Debido a esa forma del grafito, este tipo de fundición es mucho más resistente y con mayor capacidad de alargamiento que las fundiciones grises. En ocasiones puede considerarse incluso como un material compuesto en el que la matriz consiste en hierro y el refuerzo, son las partículas de grafito.



**Figura 1.1.-** Microestructura de un Hierro Nodular (Atacado con Nital 2).



El hierro dúctil (llamado también hierro nodular o de grafito esferoidal) combina las siguientes propiedades de fundición: buena fluidez y moldeabilidad; y mecánicas: excelentes cualidades de maquinado, mayor resistencia que los hierros grises y buena resistencia al desgaste. Además, el hierro dúctil tiene varias propiedades similares a las del acero, como alta resistencia, tenacidad, ductilidad.

Las mejores propiedades de resistencia y tenacidad de la fundición dúctil le confieren unas especiales características ventajosas como material estructural, frente a las fundiciones maleables y las grises.

Los esferoides se forman durante la solidificación asociado a que los niveles de azufre y de oxígeno del hierro que se han reducido a niveles muy bajos mediante la adición de magnesio al metal inmediatamente antes de colarlo. El magnesio reacciona con el azufre y el oxígeno, por lo cual estos elementos no pueden interferir con la formación de los esferoides de grafito.

Para la formación del grafito esferoidal se debe tener generalmente entre 0.03 a 0.04% de Mg residual en el hierro [Acosta M., 2000 y Martínez M., 2007]; esta es la principal diferencia con la fundición gris. Bajo la presencia del magnesio, el grafito en el proceso de cristalización toma forma globular en vez de laminar. Estos niveles de magnesio elevan la capacidad del hierro al sobre enfriamiento y por tanto, al blanqueado. El grafito esferoidal debilita menos la masa metálica fundamental, lo que garantiza altas propiedades mecánicas de la fundición.

### **3.2 Fabricación**

Para la fabricación del hierro nodular, se necesitan como materias primas diferentes tipos de chatarras, esto depende del tipo de hierro a realizar; para ello también se emplean los retornos de las piezas ya fundidas, se lleva a cabo un balance de carga en base a la composición que se requiere obtener en el proceso, con ello se ajusta este balance con ferroaleaciones, ya sean de silicio, manganeso, magnesio, molibdeno, cromo, etc., también se emplea para el ajuste del carbón, el recarburante.



Posterior a la técnica de fusión (que es la forma en cómo cargar al horno todas las materias a fundir para formar el hierro), se lleva a cabo una desulfuración, ya que como se sabe, para formar los nódulos de grafito se necesita agregar un elemento nodularizante que por lo general es magnesio (ferro-magnesio), sin embargo este magnesio es muy afín al azufre en solución para formar sulfuro de magnesio, por lo tanto si hay mucho azufre, la nodularización será de muy baja calidad; para evitar lo anterior se desulfura antes de agregar el magnesio al metal fundido.

Posterior a ello se lleva a cabo la nodularización; esta se puede llevar a cabo por diferentes procesos, los cuales son explicados por Catalán J., 2010; el cual explica a detalle el método de la olla abierta y menciona los cinco diferentes procesos de nodularización.

Después de la nodularización se prosigue con la inoculación, esta se lleva a cabo con la finalidad de obtener una estructura homogénea y uniforme en toda la pieza, ya que genera centros de nucleación dentro del metal fundido, esto para que crezcan los nódulos de forma semejante; existen para esto también diferentes técnicas, entre las que destacan la inoculación en la olla y en el molde; si las anteriores se llevan a cabo a la par se pueden generar mejores resultados.

Finalmente después de todos los pasos anteriores se cuela el metal fundido sobre los moldes y se obtienen las piezas finales deseadas.

### 3.3 Propiedades del Hierro Nodular

La densidad de las fundiciones nodulares disminuye al aumentar el contenido de carbono y el grado de grafitización de la aleación. Esta varía entre 6.8 y 7.1 g/cm<sup>3</sup> [Apraiz B. J., 1977]. Se han reportado valores de 6.8 g/cm<sup>3</sup> para fundiciones con alto contenido de carbono y matriz ferrítica y de 7.4 g/cm<sup>3</sup> para contenidos bajos de carbono y matriz perlítica.

A partir del ensayo de tracción se ha concluido que el módulo de elasticidad de las fundiciones nodulares varía entre 162 y 170 GPa y que el coeficiente de Poisson tiene un valor de 0.275. Además, se ha observado que el esfuerzo de cedencia y la resistencia a la



tensión dependen en gran medida de la matriz en la que se encuentran los nódulos de grafito. La primera varía entre 275 MPa para una matriz ferrítica y 620 MPa para una Martensítica. La resistencia a la tracción se encuentra entre 414 MPa y 1380 MPa, para una matriz ferrítica y Martensítica respectivamente. La elongación de las fundiciones nodulares en general no es mayor al 25%, mientras la dureza se encuentra entre 150 y 250 HB.

El grafito presente en las fundiciones nodulares previene el desgaste adhesivo, ya que actúa como lubricante y previene la adhesión de las superficies. Ante el desgaste en seco contra acero templado, las fundiciones nodulares muestran una resistencia media, las fundiciones nodulares muestran mejor resistencia al desgaste que las fundiciones grises esto bajo condiciones de lubricación moderada [Apraiz B. J., 1977].

### **3.4 Hierros Nodulares Austemperizados [ASM, vol. 04, 1992]**

Es posible utilizar la fundición dúctil tal como se obtiene del molde ("As cast"), sin embargo se pueden aplicar tratamientos térmicos adicionales con la finalidad de mejorar las propiedades mecánicas.

Mención aparte merece el tratamiento de "austempering" de las fundiciones dúctiles, en las que se obtiene una matriz de austenita estabilizada con ferrita acicular.

El producto final presenta una interesante combinación de resistencia a la tracción y al desgaste con cierta ductilidad. Las aplicaciones más habituales para las fundiciones dúctiles "austemperizadas" están en la fabricación de engranajes, piezas resistentes al desgaste y al impacto, ejes de cigüeñal, juntas universales, etc.

Los hierros que se obtienen de este tratamiento son llamados Hierros Dúctiles Austemperizados ADI (por su siglas en ingles Austempered Ductile Iron); el objetivo fundamental de estos hierros es promover la formación de microestructuras de ferrita acicular y austenita estable con altos contenidos de carbono, mezcla a la cual se llama comúnmente ausferrita, estructura que proporciona al hierro nodular una elevada combinación de resistencia y ductilidad, características que han contribuido a aplicaciones





más amplias y demandantes de este material [García H. J. A., Atlenco C., González C., Huerta A., Amaro A., 2007].

### 3.5 Clasificación de los Hierros Nodulares

Existen diferentes tipos de clases de hierros nodulares, estos se distinguen por su composición química y con ello también de sus propiedades mecánicas que posee cada clase; en la tabla 1.3 se muestran las composiciones más comunes de los hierros nodulares, con esta tabla se parte para la elaboración de cada clase ya que esta composición nominal esta normada por la ASTM 536.

**Tabla 1.3.-** Composición química nominal de las clases de los hierros nodulares.

CLASE	% en Peso de Elementos de Aleación							
	C	Si	Mn	P*	S	Cr	Ni	Cu
60 - 40 -18	3.50	2.20	0.30	0.50	0.015	0.06	----	----
	3.90	3.00	Max	Max	Max	Max	----	----
65 - 45 -12	3.5	2.50	0.40	0.05	0.015	0.10	----	----
	3.90	2.80	Max	Max	Max	Max	----	----
80 - 55 -06	3.50	2.20	0.20	0.05	0.015	0.10	----	0.20
	3.90	2.70	0.50	Max	Max	Max	----	0.40
100 - 70 -03	3.50	2.20	0.60	0.05	0.015	0.10	**	0.20
	3.80	2.70	Max	Max	Max	Max	**	0.50
120 - 90 -02	3.50	2.20	0.60	0.05	0.015	0.10	**	0.20
	3.80	2.70	Max	Max	Max	Max	**	0.50

\* Para una optima elongación y propiedades al impacto, el fosforo no debe exceder el 0.30% y el silicio debe mantenerse lo más bajo posible.

\*\* La adición de níquel por arriba de 1% puede provocar la mejora en las propiedades a la tracción.

La mayor parte de las clasificaciones de las fundiciones dúctiles se basan en sus propiedades. Así, el sistema utilizado por ASTM (Tabla 1.4) introduce unos números que indican la resistencia a la tracción y el límite elástico (ambos en ksi) y el alargamiento en %.



Así, los grados 80 - 60 - 03 se utilizan ampliamente en aquellas situaciones que no requieran una elevada ductilidad; los grados 65 - 45 - 12 y 60 - 40 - 18, se aplican cuando se requiera elevada ductilidad y resistencia al impacto; los grados 60 - 42 - 10 y 70 - 50 - 05, se utilizan en aplicaciones especiales.

**Tabla 1.4.-** Propiedades Mecánicas de cada una de las clases de los hierros nodulares.

CLASE	Dureza (HB)	$\sigma$ Tensión (MPa)	$\sigma$ Tensión (ksi)	$\sigma$ Cedencia (MPa)	$\sigma$ Cedencia (ksi)	Elongación (%)	Modulo Young (GPa)	Poisson ( $\nu$ )
60 - 40 - 18	167	414	60	276	40	18	169	0.29
65 - 45 - 12	167	448	65	310	45	12	168	0.29
80 - 55 - 06	192	552	80	379	55	6	168	0.31
100 - 70 - 03	---	689	100	483	70	3	---	---
120 - 90 - 02	331	827	120	621	90	2	164	0.28

### 3.6 Efecto de los Principales Elementos Grafitizantes

Las fundiciones dúctiles se pueden aliar con cantidades pequeñas de Ni, Mo o Cu para mejorar su resistencia mecánica y capacidad de endurecido. Cantidades mayores de Si, Cr, Ni o Cu mejoran la resistencia a la corrosión, a la oxidación, a la abrasión y las hace útiles para aplicaciones a temperaturas elevadas.

Sin embargo, estos elementos benefician la grafitización o el blanqueamiento del hierro, por lo cual a continuación se menciona brevemente el efecto que ocasionan ciertos elementos en un hierro nodular; en particular se hablara de los elementos grafitizantes, ya que en el capítulo II en el punto 4.3 se tocara el tema de los elementos blanqueantes con mayor profundidad y como este trabajo se enfoca principalmente al blanqueado, luego entonces estos elementos son los más importantes.

**Carbono.-** Este elemento es el responsable del tamaño y número de nódulos de grafito formados durante la solidificación; además del número de núcleos formados durante la práctica de la inoculación. El carbono tiene efecto en la fluidez y de las características de la

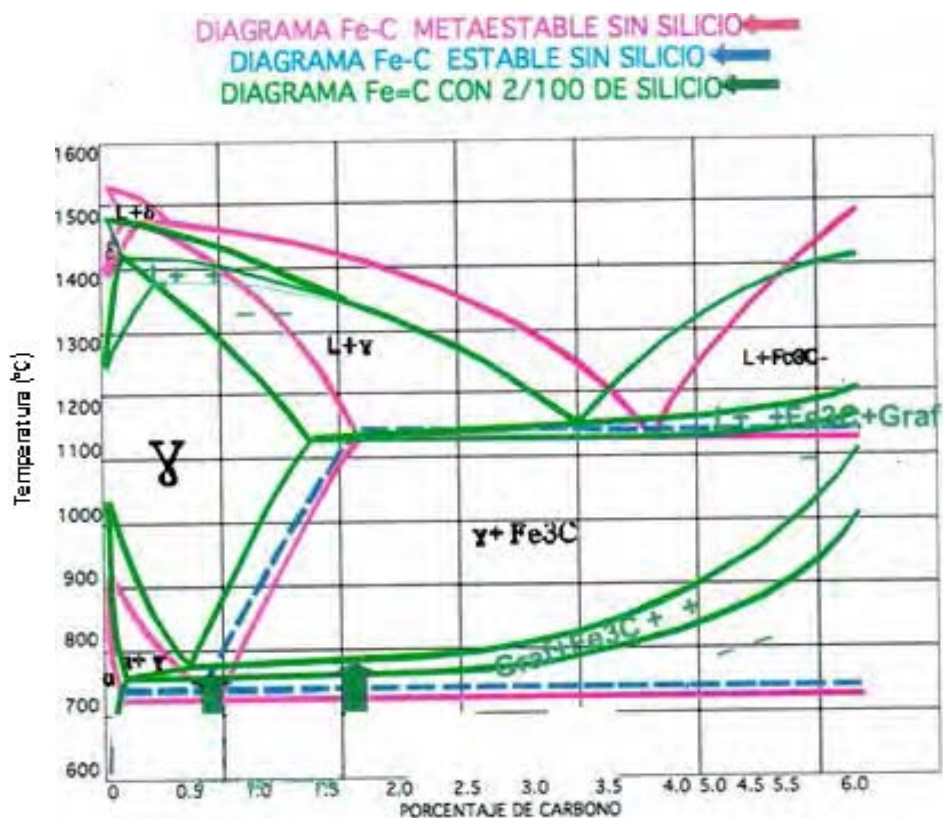


contracción del metal fundido y debido que durante la solidificación no entra en solución pero si en suspensión, se reduce la fluidez.

**Cobre.-** Este es un elemento grafitizante, sin embargo también es un elemento estabilizador de la fase perlitica (formada por ferrita mas carburo de hierro).

**Silicio.-** Se considera como un agente grafitizador y promueve la formación de una estructura ferrítica, además disminuye el tamaño de las celdas eutécticas y como resultado se obtiene una disminución de formación de carburos el cual dependerá del tiempo de residencia y de una efectiva inoculación. Junto con el carbono determina el carbón equivalente así como las formas o estructuras del grafito.

Se estima que cada incremento del 1% de Si, aumenta el comienzo de esta transformación en 50 °C [Arias, 2008], en la figura 1.2 se observa cómo cambian las líneas del diagrama al momento de agregar silicio al material.



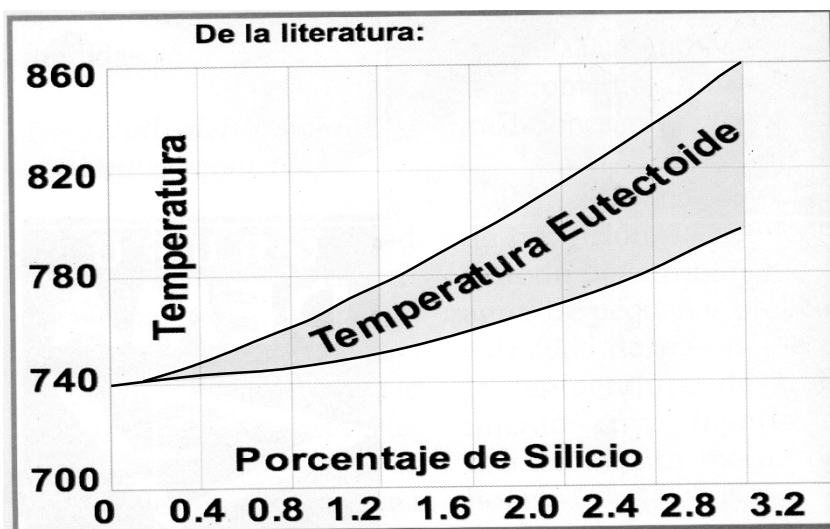
**Figura 1.2.-** Diagrama Fe – C – Si, muestra la influencia del silicio sobre las líneas del digrama [Arias, 2008].



Los elementos de aleación, especialmente los elementos que son promotores de carburos, provocan que las líneas de transformación tanto eutectoide como eutéctica, no sea una sola temperatura, sino que un rango de temperaturas, es decir, generan un campo de temperaturas de transformación eutectoide y eutéctica.

También los elementos de aleación provocan que las temperaturas de transformación eutectoide y eutéctica ocurran a una temperatura más alta o baja dependiendo el caso, lo cual dificulta la manipulación en el tratamiento térmico de estos hierros.

El silicio es un elemento que como ya se mencionó cambia a la temperatura eutectoide, esta temperatura es la que nos interesa, ya que como se muestra en la figura 1.3; al tener un campo de temperaturas, provoca como consecuencia que dentro de este rango se tenga mezclas de ferrita, perlita sin transformar, austenita transformada, grafito y carburos.



Figuras 1.3.- Efecto del aumento de silicio en la temperatura eutectoide [Arias, 2008].

#### 4. HIERROS DÚCTILES AUSTEMPERIZADOS (ADI)

La fundición esferoidal austemperizada sin carburos (ADI) es un material de creciente aplicación en la fabricación de componentes mecánicos de muy alta resistencia mecánica, o elevada resistencia al desgaste. Los grados de mayor resistencia a la tensión y dureza se



emplean generalmente en la construcción de partes sometidas a altas presiones de contacto, y a usos en los que resulta condicionante la resistencia al desgaste.

En una búsqueda por mejorar las propiedades mecánicas, se realiza este tratamiento térmico, las aleaciones ADI obtienen una mejora sensible en propiedades mecánicas, tales como son la resistencia a la tracción, la tenacidad, la resistencia al desgaste y a la fatiga. Por otra parte estas características además pueden mejorarse con una combinación de elementos aleantes e inoculantes y el control de la microestructura [Crisanti J., 2007].

Durante la producción de hierros nodulares ADI, la eficiencia del tratamiento térmico depende del estricto control de ciertas variables como lo son: la composición química del hierro base, la calidad metalúrgica del hierro nodular (microestructura de la matriz, tamaño del nódulo, nodularidad, densidad de nódulos, etc.), temperatura y tiempo de austenización, temperatura y tiempo del tratamiento isotérmico, entre otros.

Se ha demostrado que tiempos de permanencia muy prolongados a la temperatura isotérmica promueven la descomposición de la austenita provocando la precipitación de carburos y ferrita (formación de bainita similar a la de los aceros en lugar de la ausferrita, característica que deteriora las propiedades mecánicas de los hierros ADI [García H. J. A., Atlatenco C., González C., Huerta A., Amaro A., 2007]).

#### **4.1 Tratamiento de Austemperizado**

Si un hierro dúctil es austenizado y enfriado rápidamente dentro de un baño de sales o en un baño de aceite caliente a una temperatura de 320 a 550 °C y se mantiene a esta temperatura, la transformación será a una estructura que contiene principalmente ausferrita con una menor proporción de la austenita. Hierros que se transforman de esta manera se denominan hierros dúctiles austemperizados [ASM vol. 15, 1997].

El austemperizado genera diferentes estructuras, dependiendo del tiempo de la transformación y la temperatura del baño de transformación. Las propiedades se caracterizan por una alta resistencia, algo de ductilidad y tenacidad, y con frecuencia la



capacidad de endurecimiento por trabajado, dando sensiblemente superior resistencia al desgaste que el de otros hierros dúctiles convencionales.

Las propiedades dependen principalmente de la temperatura y tiempo de austenización, ya que de ello depende que toda la matriz se haya transformado en austenita y en el tratamiento isotérmico se transforme todo a ausferrita; para ello se definen en dos categorías, tratamiento isotérmico a alta temperatura y a baja temperatura.

1. Calentamiento a 875 a 925 °C, durante 2 a 4 horas, enfriamiento rápido en un baño de sales en 400 a 450 ° C, mantener durante 1 a 6 horas, y enfriar a temperatura ambiente.
2. Igual que el anterior pero el tratamiento isotérmico es a 235 a 350 °C, por tiempos de 1 a 6 hrs.

El primer tratamiento mencionado daría una alta ductilidad y alta resistencia con una dureza media, pero muy buena capacidad de endurecimiento por trabajado. El segundo tratamiento daría de muy alta resistencia con algo de ductilidad y una dureza bastante alta [ASM vol. 15, 1997].

El austemperizado tiene éxito sólo si la transferencia al baño isotérmico evita la formación de perlita. Esto puede requerir la presencia de elementos de aleación en las secciones de más de 15 mm (0.6 pulg.); elementos aleantes utilizados son el níquel, cobre y molibdeno. El manganeso en general no se recomienda, ya que promueve segregación, evitando la combinación óptima de propiedades.

La máxima resistencia al desgaste y el trabajo de endurecimiento se producen cuando hay una gran cantidad de austenita residual. El resultado de la austenita residual es por la utilización de tiempos cortos de austemperizado e incompleta transformación a ausferrita y se ve favorecida por un mayor contenido de elementos de aleación y, sobre todo por el contenido relativamente alto de silicio en el hierro dúctil.



Las propiedades mecánicas obtenidas pueden ser variadas, sin embargo en forma genérica se han definido cinco tipos de hierros ADI, especificados por la norma ASTM y mostrados en la tabla 1.5.

**Tabla 1.5.-** Propiedades mecánicas para los diferentes grados de ADI según la norma ASTM 897 - 90.

Grado	$\sigma$ Tensión (KSI)	$\sigma$ Tensión (MPa)	$\sigma$ Cedencia (KSI)	$\sigma$ Cedencia (MPa)	Elongación (%) <sup>*</sup>	Energía Impacto <sup>***</sup> (ft-lbs)	Energía Impacto <sup>**</sup> (J)	Dureza (HB)
1	125	850	80	550	10	75	100	269 321
2	150	1050	100	700	7	60	80	302 363
3	175	1200	125	850	4	45	60	341 444
4	200	1400	155	1100	1	25	35	388 477
5	230	1600	185	1300	---	---	---	444 555

\* Valores Mínimos

\*\* Pruebas Charpy sin muesca a 22 °C ± 4 °C

\*\*\* Pruebas Charpy sin muesca a 72 °F ± 7 °F

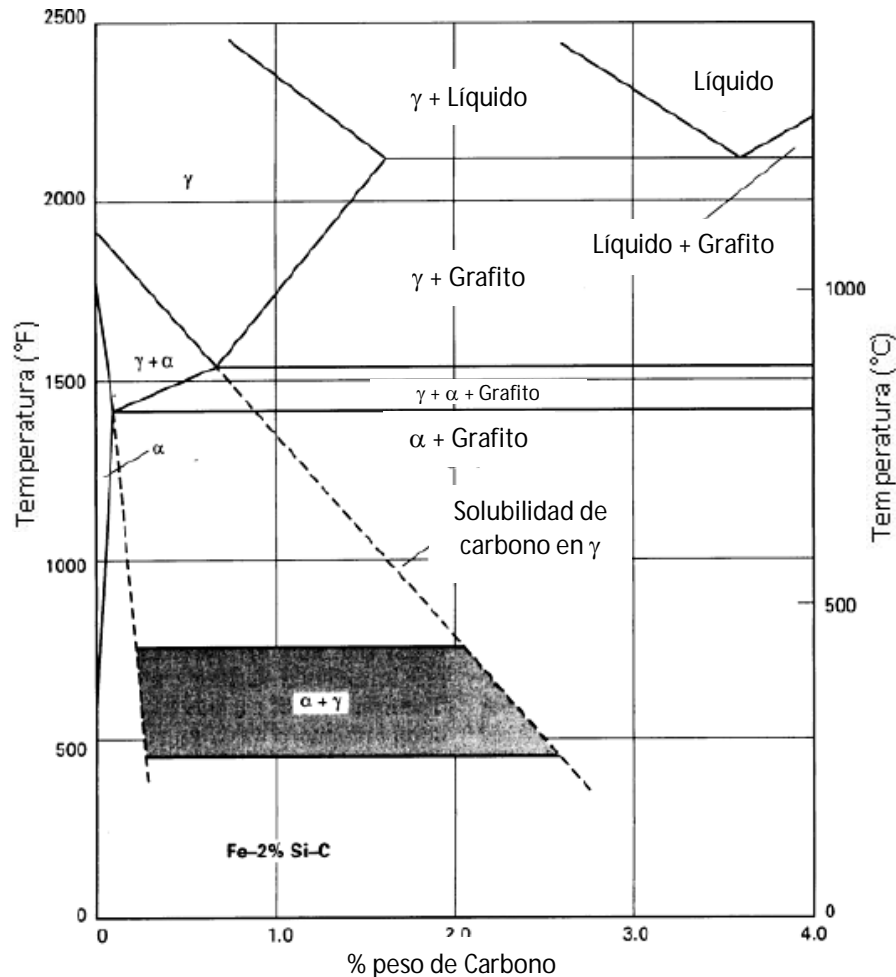
#### 4.2 Efecto de la Temperatura de Austenización

El objetivo de la austenización es producir una matriz totalmente austenítica con un contenido de carbono lo más uniforme posible antes de su tratamiento isotérmico. La figura 1.4 muestra la sección del diagrama de fase hierro-carbono con 2% de silicio.

Esta temperatura varía con el contenido de carbono, elementos de aleación y el contenido de silicio. También de la figura 1.4 se observa que el "equilibrio" del carbón de la austenita en equilibrio con el grafito incrementa con la temperatura de austenización. Esta capacidad para seleccionar (dentro de unos límites) el contenido de carbón en la matriz de austenita



hace que la temperatura de austenización sea importante en los procesos que dependen de carbono en la matriz para impulsar una reacción.



**Figura 1.4.-** Sección del diagrama de fases al equilibrio Fe-C-2% Si, que muestra una proyección del metastable  $\alpha + \gamma$ .

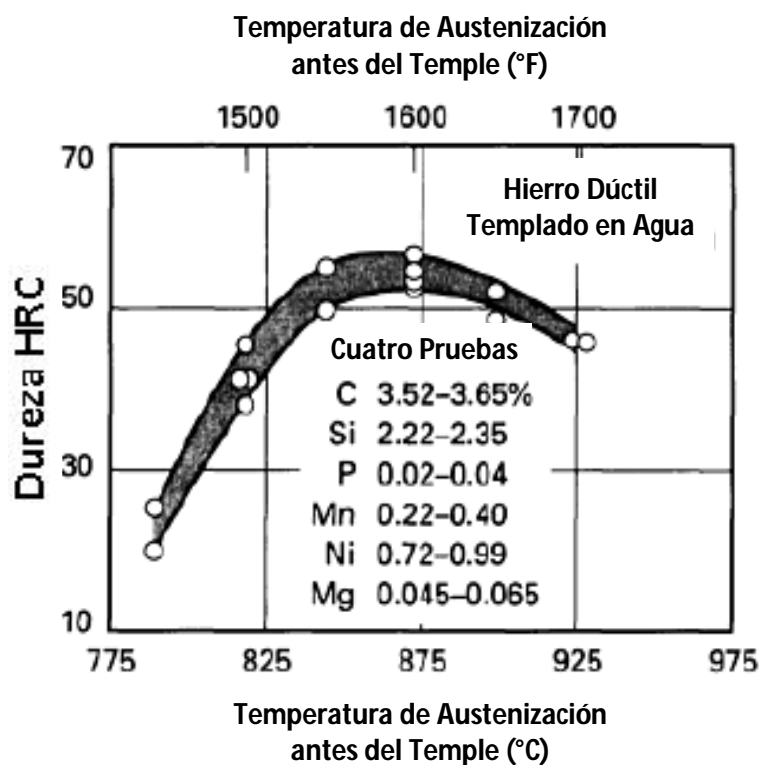
El papel de la temperatura de austenización puede ser explicada en términos del contenido de carbón en la austenita y subsecuentemente la cantidad de austenita retenida; el contenido de carbón en la austenita se incrementa al incrementar la temperatura de austenización, el incremento del contenido de carbón estabiliza la austenita haciéndola más resistente la transformación en el tratamiento, ya que a medida que aumenta la temperatura, nos lleva más a la zona de austenita mas grafito, donde con el paso del tiempo, se provoca que esta se sature y al momento de llevar a cabo un tratamiento como un temple,





provoque que la fase generada (martensita), sea más dura; sin embargo, como se muestra en la figura 1.5 la dureza llega a un máximo y posterior a ello cae.

Esto es particularmente cierto en las estructuras que se austemperizaron, en la que la dureza depende en gran medida del contenido de carbono en la matriz (Figura 1.5). En general el contenido de elementos de aleación, de la microestructura original, y el tamaño de sección; determinan el tiempo necesario para la austenización [ASM vol. 04, 1997].



**Figura 1.5.-** Efecto de la temperatura de austenización sobre la dureza del hierro dúctil.

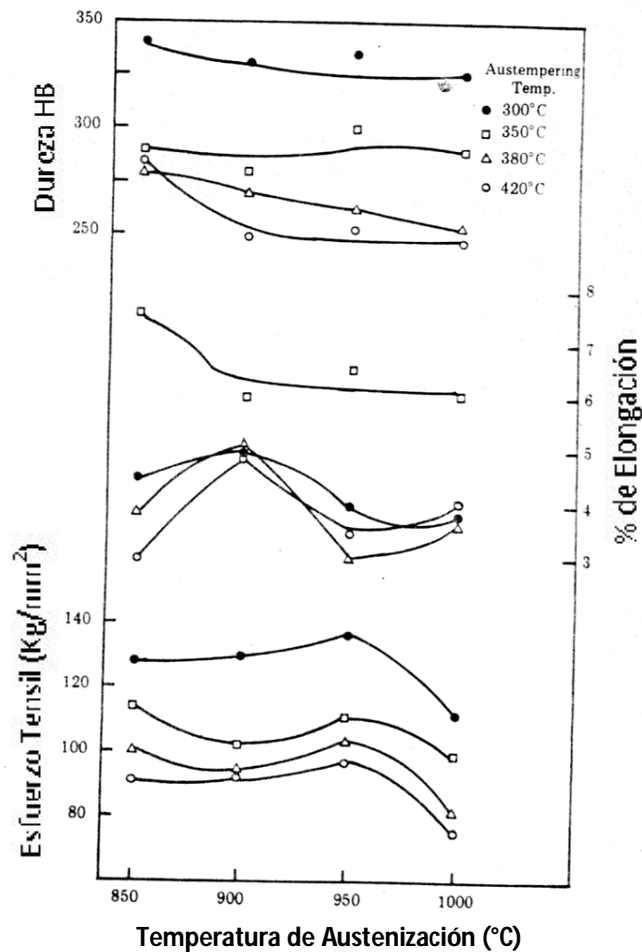
La temperatura viene limitada por el crecimiento del grano austenítico, lo que en general trae consigo un aumento de la fragilidad.

Los hierros nodulares que mejor responden a los tratamientos de austemperizado son los de alto silicio (2.88 %); los altos contenidos de silicio restringen la formación de carburos y consecuentemente nos lleva a altos contenidos de austenita en las estructuras del material austemperizado.



En general las condiciones más apropiadas para un tratamiento ADI son: temperaturas de austenización alrededor de los 900 °C, siendo los tiempos de austenización función del espesor y geometría de la pieza, además de las características microestructurales de la matriz, tópico que se trata en este estudio.

Otros autores como Lee S. C. y Lee C. C. (1988) mencionan que la temperatura de austenización afecta a las propiedades mecánicas, ya que reduce la resistencia a la tensión si la temperatura de austenización está por arriba de 950 °C; esto se debe a que altas temperaturas el crecimiento de grano es más rápido. Otra razón puede deberse a que altas temperaturas de austenización se disuelven grandes cantidades de carbono en la matriz, esto retarda el comienzo de la transformación ausferrítica.



**Figura 1.6.-** Efecto de la temperatura de austenización en las propiedades mecánicas de un hierro dúctil no aleado. Austenizado a una hora y austemperizado también a una hora.



En austenizaciones de 950 °C para obtener buenos resultados de resistencia a la cedencia se recomiendan austemperizado alrededor de los 350°C; a estas condiciones se obtiene una buena ductilidad y se considera como la optima combinación de propiedades entre la resistencia a la tensión y el porcentaje de elongación.

Se considera que el efecto de los elementos de aleación a altas temperaturas de austenización (900 °C), puede ser similar a una austenización de 850 ° C. [Lee S.C. y Lee C.C., 1988] en cuanto a propiedades obtenidas.

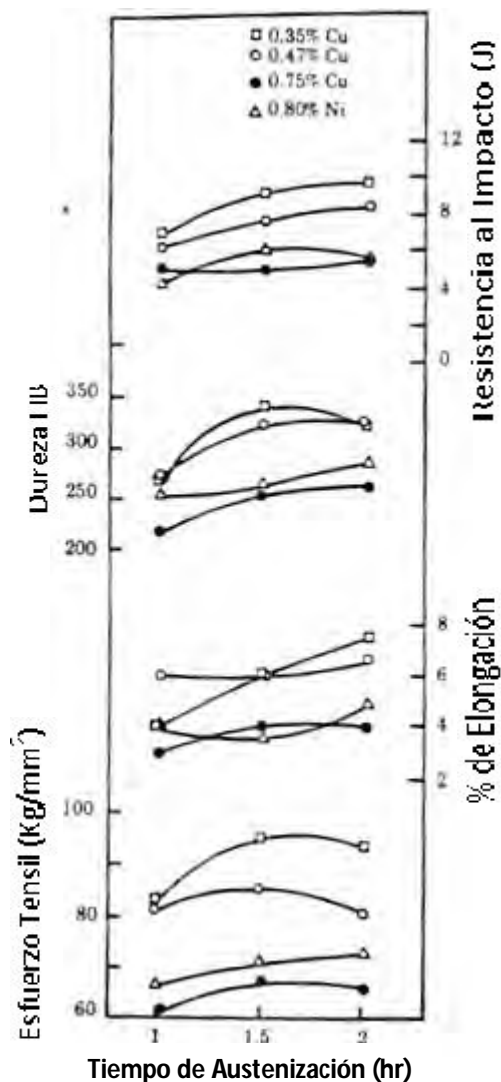
#### **4.3 Efecto del Tiempo de Austenización**

Es necesario un tiempo de permanencia a la temperatura de austenización para alcanzar una disolución total de la matriz y transformarla a austenita homogénea en carbono, esta homogenización se alcanza más rápidamente a altas temperaturas, pero la temperatura de austenización estará limitada por el crecimiento del grano y la fragilización de la estructura.

Debido a su contenido en carbono y elementos de aleación, la temperatura de calentamiento para la austenización es solo hasta la disolución parcial de los carburos, la disolución de ellos depende de su tamaño, distribución, tipo, etc., así como el tiempo de permanencia.

Los autores Lee S. C. y Lee S.S (1988), mencionan que el tiempo también afecta las propiedades mecánicas, ya que al prolongar el tiempo de austenización, el contenido de de carbón en la matriz aumenta, lo cual mueve ligeramente la curva TTT, esto provoca que al momento de llevar las piezas al tratamiento isotérmico, no se llegue a obtener el constituyente deseado.

A continuación en la figura 1.7 se observa el efecto que provoca este tiempo de austenización, sobre las propiedades mecánicas, ya que en algunas propiedades se observa que llega a un valor máximo y posterior a este los valor van decayendo, esto se puede deber al tamaño de la austenita generada, que como ya se menciona anteriormente, provoca cambios significativos en las propiedades o al tipo de fase que se genera.



**Figura 1.7.-** Influencia del tiempo de austenización en las propiedades mecánicas de las aleaciones de hierro dúctil. Temperatura de austenización 900 °C y temperatura de austemperizado de 350 °C por una hora.

En el caso de la presencia de carburos en la matriz, también al extender el tiempo de austenizado afecta la grafitización sobre los carburos residuales, y forma carbón con una distribución más uniforme y un alto contenido en la matriz; tal vez esta es la razón del porque la dureza y la resistencia tracción aumenta; por lo cual el aumento del tiempo de austenización parece ser beneficioso para un hierro dúctil con tratamiento de austemperizado y presencia de carburos [Lee S. C. y Lee S.S, 1988].



Sikora J. A. y Dall H. A (1991); indican que una pequeña cantidad de Mo y Mn, es conveniente para seguir la regla usual “una hora de permanencia por pulgada de sección”. El incremento del tiempo de permanencia dentro de los rangos usuales empleados en tratamientos térmicos, no modifica significativamente la homogenización de la austenita; en consecuencia, las propiedades mecánicas no cambian.

El tiempo varía con la temperatura de austenización seleccionada, en términos generales a altas temperaturas la movilidad del carbono es mayor y la transformación es más rápida, tomándose tiempos del orden de 30 minutos, mientras que a bajas temperaturas pueden ser necesarios hasta 240 min [García H. J. A., Atlatenco C., González C., Huerta A., Amaro A., 2007].

## **5. HIERROS DÚCTILES AUSTEMPERIZADOS CON CARBUROS (CADI)**

Los hierros nodulares convencionales (NI nodular Iron) y los ADI permiten hasta un 1% de carburos en el material, ya que estos carburos provocan durezas elevadas y por ende una fragilidad considerable, también generan que su maquinabilidad sea muy difícil.

No obstante, la propia presencia de los carburos puede reducir marcadamente la resistencia mecánica y disminuir la tenacidad del material. Existe, sin embargo, una alternativa que podría aprovechar las ventajas de la presencia de carburos sin producir un decaimiento en la resistencia a la tracción y la tenacidad.

Las fundiciones austemperizadas con carburos (CADI o Carbide Austempered Ductile Iron) son fundiciones de hierro con grafito esferoidal austemperizadas que contienen carburos libres dispersos en la matriz. La presencia de carburos debe promover un aumento en la resistencia a la abrasión, aunque también debe esperarse una disminución de la resistencia al impacto y muy bajo % de elongación. Por lo tanto, el desafío en el desarrollo de este material está relacionado con el control de la micro-estructura que permita obtener un balance óptimo entre resistencia a la abrasión y al impacto [Laino S., Dommarco R., Sikora J., 2005].



Los hierros nodulares CADI se obtienen mediante el tratamiento térmico de austemperizado de fundiciones de hierro con grafito esferoidal que contienen carburos dispersos en la matriz (CNI o Carbide Nodular Iron). Como resultado, se obtiene una microestructura final consistente con una fracción determinada de carburos inmersos en una matriz ausferrítica [Laino S., Dommarco R., Sikora J., 2004].

Este material exhibe una adecuada tenacidad gracias a la matriz ausferrítica, así como una excelente resistencia al desgaste debido a la presencia de carburos. Se considera que tanto la fracción en volumen de carburos como la característica de la ausferrita, pueden controlarse para proveer un amplio rango de propiedades mecánicas.

### **5.1 Formación de Carburos en el Material Base [Keough J. R., Hayrynen K. L., 2000]**

Como se describió en párrafos anteriores, el hierro dúctil se obtiene a partir de hierro líquido bajo en azufre (0.015 % máx.) y ser tratado con magnesio y/o tierras raras para obtener grafito esferoidal. El control de la matriz se realiza mediante diversos métodos, como son la adición de aleantes y la velocidad de enfriamiento. Para el caso de la formación de carburos ambos métodos aplican, siendo de mayor efecto la adición de estabilizadores de carburos o elementos blanqueadores como lo son el cromo, molibdeno, titanio, vanadio, el propio manganeso, entre otros. El efecto de los elementos formadores de carburos y la velocidad de enfriamiento se explicaran con detalle en el capítulo 2 de esta tesis.

En forma general para el caso de la velocidad de enfriamiento, cuando esta es lo suficientemente alta puede originar carburos incluso sin la presencia de elementos formadores de carburos, estos generalmente se presentan en piezas delgadas, y puede disminuir la fracción presente en la parte central de la pieza cuando esta es de sección más gruesa.



## 5.2 Introducción de Carburos

El método más comúnmente empleado para producir una microestructura con carburos es aleando el hierro base con elementos estabilizadores de carburos, tales como cromo, molibdeno o titanio.

También puede ajustarse la cantidad de elementos grafitizantes (C, Si) y/o aumentarse el grado de subenfriamiento, a fin de promover la formación de cantidades variables de carburo ledeburítico. Estos procedimientos implican emplear composiciones hipoeutécticas, que complican el proceso de llenado de moldes. Además, este tipo de carburos tienden a disolverse fácilmente en la etapa de austenizado del tratamiento térmico posterior [Laino S., Dommarco R., Sikora J., 2004].

Otros métodos para la introducción de carburos en la matriz son:

- a) Por enfriamiento direccional en la superficie de enfriamiento rápido
- b) La introducción mecánica de carburos, colocados estratégicamente en el molde y
- c) Mediante el endurecimiento superficial por empleo de técnicas de soldadura (blanqueo localizado)

Keough J. R. y Hayrynen K. L. (2000), mencionan que los hierros nodulares austemperizados con carburos o CAD (Carbide Austempered Ductile Iron), es una fundición dúctil que contienen carburos, (introducidos térmica o mecánicamente), posteriormente se somete a un tratamiento de austemperizado para producir una matriz de ausferrita con una cantidad controlada de carburos; ellos explican los diferentes tipos de métodos que existen para introducir carburos, los cuales se explican a continuación.

- Carburos formados en la pieza colada
  - Interior asociado a la composición química y segregación de aleantes combinada con enfriamiento rápido
  - Temple Superficial direccional (profundidad limitada)



- Carburos Introducidos mecánicamente
  - Durante la colada de la pieza: carburos por Compresión MxCy
  - Durante la colada de la pieza: carburos de Ingeniería (parte de pre-formas)
- Soldado (blanqueo localizado)
  - Soldadura superficial
  - Soldadura o con MxCy granos

### Carburos formados en la pieza colada

Hierro dúctil tratado con magnesio y/o tierras raras como resultado de grafito en forma esferoidal pueden ser inducidas a producir una microestructura con carburos por varios métodos, estos incluyen elementos de aleación estabilizadores de carburos como el cromo, molibdeno, titanio y otros, además se controla el enfriamiento durante la solidificación o ajustando el carbón equivalente para producir un hierro hipoeutéctico. Los carburos producidos a partir de esta técnica pueden ser "disueltos" de manera controlada con el tratamiento térmico de Austemperizado.

- Temple Direccional en la Superficie

Estos carburos se producen mediante la colocación de placas con alta conductividad térmica y capacidad térmica adyacente a la superficie de la plancha solidificada. Como el contacto del hierro con la superficie es lo suficientemente alto, la velocidad de solidificación es rápida, lo cual puede crear carburos perpendiculares a la superficie y se extiende a lo largo del cuerpo de la pieza.

Estos componentes pueden o no pueden estar libres de carburos en el centro térmico de la pieza. La profundidad del blanqueado puede, y es, controlado por el análisis químico de la pieza. Estos carburos también pueden ser "disueltos" de manera controlada con el tratamiento térmico de Austemperizado.





### Carbuos Introducidos Mecánicamente

- En la pieza colada: Carbuos por Compresión MxCy

Este proceso sólo es practicado bajo la licencia de Sadvik Corporation. Este proceso, comprime los carbuos MxCy que están estratégicamente colocados en la cavidad del molde en el lugar deseado. El metal luego llena en torno a los carbuos de hierro que resulta en una matriz continua con carbuos discretos mecánicamente atrapados en ella.

Es un método específico utilizado para ubicar los carbuos durante el llenado del molde. Este método permite al ingeniero la opción de colocar carbuos sólo cuando sea necesario que resulte en una matriz de hierro dúctil tradicional en el resto de la fundición. Estos carbuos particulares, son esencialmente afectados por el tratamiento térmico de Austemperizado.

- Cast-in, los carbuos de ingeniería (carbuos provenientes de pre-formas)

Este proceso requiere del establecimiento de carbuos de ingeniería en el molde con el núcleo de impresiones especiales u otras técnicas. Estos carbuos de ingeniería pueden tener de nuevo proyectos o características que les permiten ser bloqueados mecánicamente en el metal una vez que se solidifica.

### Carbuos por Soldadura (generación de carbuos en zonas deseadas)

- Soldadura por Superficie

Este proceso comienza con una fundición de hierro dúctil convencional, normalmente con una totalidad, o en su mayoría matriz ferrítica. La colada es entonces la cara difícil soldada en la zona de mayor desgaste. Esto da como resultado una soldadura de carbuos y el calor afecta la zona de la interfaz entre la fundición y la soldadura.

El tratamiento térmico de Austemperizado tiene poco o ningún efecto sobre la estructura de soldadura (según el análisis químico del material de soldadura elegido), pero la zona afectada por el calor se elimina y una matriz de resultados plenamente Ausferrítico en todos los



ámbitos que no sean la propia soldadura. En algunas aplicaciones de soldadura de polvo de metal con carburos puede ser purgado en la soldadura fundida para proporcionar resistencia al desgaste adicional.

### 5.3 Fabricación y Aplicaciones [Catalán, 2010]

Para la fabricación de los hierros CADI se requiere un hierro nodular con un porcentaje mínimo de entre 45 y 65% de carburos para poder realizar el tratamiento isotérmico y poder mejorar las propiedades de resistencia al desgaste.

En los últimos años se ha dado un énfasis especial a desarrollar nuevas aplicaciones de los hierros nodulares, esto se ha logrado mediante los estudios con hierros ADI, del cual ya se tienen una elevada demanda de piezas de hierro nodular con tratamiento de austemperizado. La última etapa de evolución de los hierros nodulares son los hierros CADI, en el que sus propiedades de alta resistencia al desgaste combinadas con la tenacidad de la matriz ausferrítica, los hacen un material muy competitivo contra algunos aceros aleados con tratamiento térmico de temple.

Una característica fundamental antes de la fabricación del hierro CADI, es la obtención del hierro nodular con carburos (CNI carbide nodular iron), los cuales tengan fracciones controladas en la matriz y además posean la suficiente estabilidad para no disolverse durante el tratamiento de austemperizado.

Las aplicaciones recientes y potenciales de los hierros CADI incluyen para la agricultura: dientes, arados, placas de desgaste, recolectores, componentes de máquinas cosechadoras.

Aplicaciones para ferrocarril son contacto de la suspensión. En la construcción y la minería se incluye componentes de excavadoras, dientes escarificadores, cortadores, molino de martillos, cubiertas, rampas, platos, cajas, tubos de transporte, codos, trituradora de rodillos y rodillos. Aplicaciones industriales de carácter general son componentes de bombas, placas de desgaste de viviendas, patines, rodillos.



#### 5.4 Ventajas y Desventajas [Keough J. R. y Hayrynen K. L., 2000]

- VENTAJAS

- 1.- Es más resistente al desgaste que el Grado 5 ADI y que algunos aceros templados
- 2.- Es más económico en comparación con el hierro blanco con 18 %Cr utilizado en componentes que demandan elevada resistencia al desgaste.
- 3.- No se requiere inversión de capital para obtener el hierro nodular con carburos para posteriormente obtener el CADI

- DESVENTAJAS

- 1.- Tienen limitada maquinabilidad
- 2.- El costo puede incrementarse cuando el hierro base ADI se fabrica mediante la adición de aleantes caros, como el molibdeno.
- 3.- Control estricto del tratamiento de austemperizado para no disolver los carburos

De lo anterior se observa que la publicación de trabajos de investigación enfocados a la producción de hierros nodulares con carburos como material base para la fabricación de CADI's es muy limitada, debido al reciente desarrollo de este material.

#### 5.5 Disolución de Carburos [Laino S., Dommarco R., Sikora J., 2004 y 2005]

Los carburos producidos por cualquiera de estas dos formas, tienden a disolverse total o parcialmente en el tratamiento térmico posterior, por lo tanto, la obtención de las propiedades mecánicas deseadas dependerá de un adecuado control de este fenómeno.

El grado de disolución de los carburos dependerá de sus características (composición química, morfología) y de los parámetros de tratamiento térmico.

Se ha demostrado que los carburos ledeburíticos producidos, tanto por el control del carbono equivalente, como por una elevada velocidad de enfriamiento (carburos no



aleados), son menos estables y, por lo tanto, se disuelven más fácilmente que los carburos aleados (habitualmente producidos por efectos de la microsegregación).

El efecto de los elementos estabilizadores de carburos es reducir el intervalo de temperatura entre los eutécticos estable y metaestable, lo cual promueve la solidificación según el diagrama metaestable.

## 6. TENDENCIAS DE LOS HIERROS CADI

Los CADI se produce por medio de la formación de carburos en la matriz del hierro colado durante el proceso de colada. El hierro es subsecuentemente Austemperado para producir un porcentaje controlado de carburos en la matriz de ausferrita. El CADI fue introducido en 1991 para producir componentes con mejor resistencia al deterioro que el ADI que su precio y competitiva ejecución con la resistencia a la abrasión en los hierros pero con una ligera resistencia al impacto [Keough J. R., Hayrynen K. L., 2000].

La primera aplicación de un CADI fue introducida en 1991. Aplicada en la agricultura fue implementada donde se usaba ADI que necesitaba más resistencia a desgaste en un punto completo - apoyado arado. Este material provee mejores resistencias al desgaste que el acero. [Keough J. R., Hayrynen K. L., 2000].

La importancia tecnológica de las fundiciones de hierro con grafito esferoidal impulsa el permanente desarrollo de innovaciones tendientes a mejorar las ya notables propiedades mecánicas y las ventajas técnicas y económicas de estos materiales.

Uno de los precursores de las CADI es la empresa norteamericana Applied Process Inc, quien en sus publicaciones destaca que las CADI pueden competir ventajosamente con las fundiciones blancas tipo AR (Abrasion Resistant) en algunas aplicaciones de desgaste. En efecto, mientras que las fundiciones blancas se caracterizan por buenas propiedades de desgaste, carecen de buena tenacidad; esta es la razón por la cual las CADI aventajan a las fundiciones blancas [Laino S., Dommarco R., Sikora J., 2007].



Al analizar comparativamente los costos involucrados en la fabricación de CADI y de fundiciones blancas; estas últimas suelen estar altamente aleadas, especialmente con níquel y cromo, elementos muy costosos actualmente.

Por otro lado, si bien en la producción del CADI debe considerarse el costo del proceso de tratamiento térmico, la baja aleación puede hacer que los costos totales finales resulten significativamente menores.

Las actuales aplicaciones industriales de las CADI aun limitadas, por tratarse de un material de reciente aparición. Desde la década de los 90's se vienen fabricando componentes de maquinaria agrícola producidos en CADI. Las perspectivas del CADI han sido fuertemente incrementadas con su lanzamiento público en programas de la empresa Jonh Deere [Laino S., Dommarco R., Sikora J., 2007].

# Capítulo III

# Fundamentos Teóricos



## 1. INTRODUCCIÓN

En este capítulo se describen con mayor profundidad los fundamentos en los cuales se basa el tratamiento térmico de austemperizado, así como las diferentes variables involucradas como son: velocidad de enfriamiento, composición química, entre otros; así como también se detalla el efecto de algunos elementos sobre el diagrama binario Fe – carbono grafito, también se detalla el efecto de la Temperatura de Austenización sobre el material.

## 2. DIAGRAMAS DE FASES

### 2.1 Diagrama al Equilibrio Hierro-Carbono (grafito) [Apraiz B. J., 1977]

Las transformaciones que se producen en los calentamientos y enfriamientos de las fundiciones grises y nodulares deben estudiarse con ayuda de un diagrama hierro-carbono que es diferente al de los aceros (Fe-Fe<sub>3</sub>C), este diagrama se llama diagrama Fe-C estable, este señala los fenómenos y transformaciones estables correspondientes a las aleaciones de alto contenido en silicio (1 a 4% generalmente). Una característica de este diagrama estable es que sus constituyentes principales son grafito y ferrita (hierro  $\alpha$ ) en lugar de cementita y ledeburita transformada, que son los constituyentes del diagrama metaestable.

En el diagrama estable las líneas de transformación están desplazadas hacia arriba y hacia la izquierda; los contenidos de las aleaciones eutécticas y eutectoides del diagrama estable, varían con el contenido de silicio y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable. En la transformaciones del diagrama estable, para una temperatura determinada, la austenita es capaz de disolver menor cantidad de carbono que el disuelve a la misma temperatura la austenita cuando las transformaciones se hacen de acuerdo con el diagrama metaestable. Ambos diagramas se muestran en la figura 2.1 a y 2.1 b

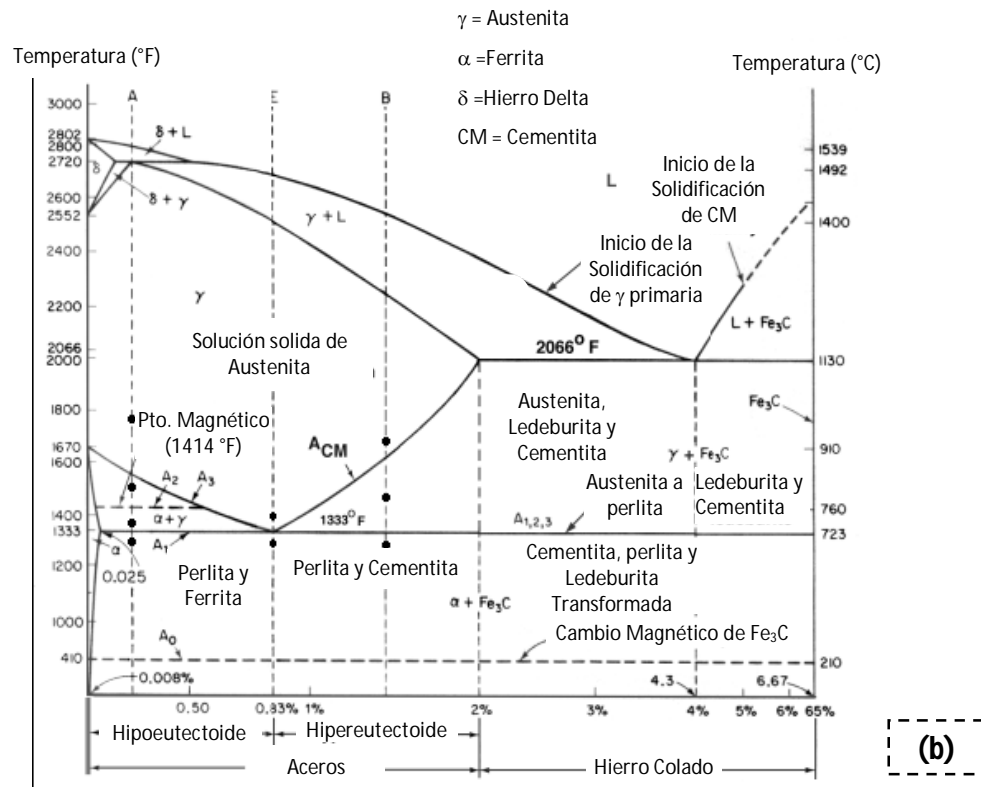
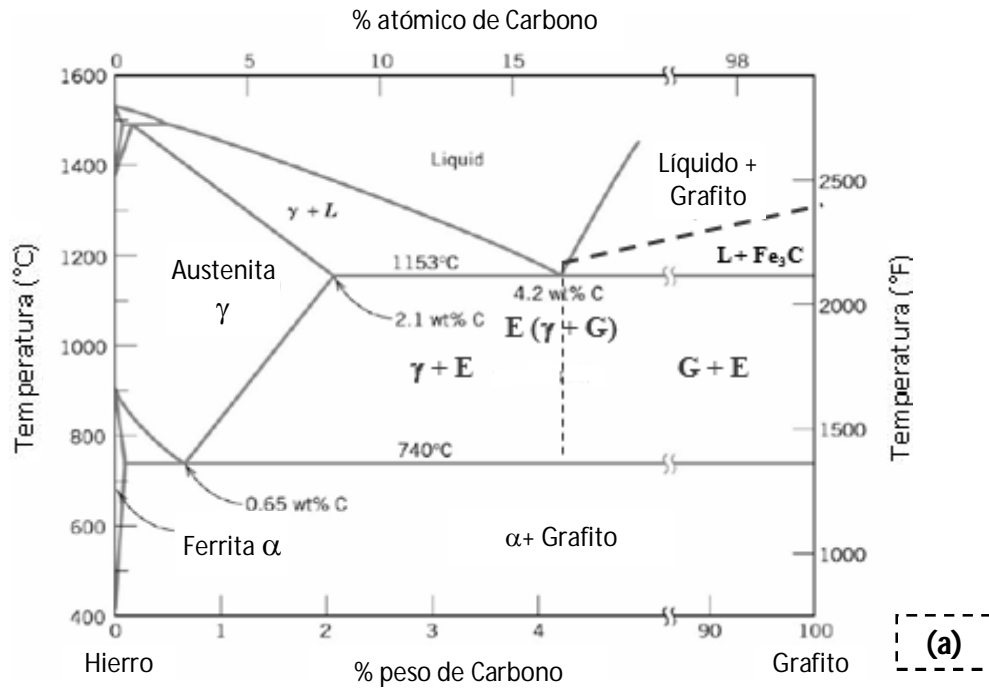


Figura 2.1.- (a) Diagrama de equilibrio Fe-Grafito, (b) Diagrama Fe- $\text{Fe}_3\text{C}$  metaestable. [Walton C. F., 1981].





## 2.2 Diagrama metaestable Fe - Fe<sub>3</sub>C [Walton C. F., 1981]

El hierro sufre cambios estructurales con la temperatura antes de fundir. A temperatura ambiente la forma estable es la ferrita o Fe- $\alpha$ . A 912 °C la ferrita sufre una transformación polimórfica a austenita o Fe ( $\gamma$ ). La austenita se transforma a otra fase a 1394 °C que se conoce como ferrita delta (hierro  $\delta$ ), la cual funde a 1538 °C. Todos estos cambios se pueden observar en el eje vertical del diagrama de fases para el hierro puro. El otro eje de la figura, sólo llega al 6.70 % en peso de C, concentración que coincide con el compuesto intermetálico Fe<sub>3</sub>C conocido como carburo de hierro o cementita (Figura 2.1 (b)).

La ferrita es relativamente blanda y dúctil. Su estructura es cúbica centrada en el cuerpo, ferromagnética por debajo de 768 °C, y de densidad 7.88 g/cm<sup>3</sup>. La austenita es la más dúctil de las fases del diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C, su estructura es cúbica centrada en las caras. Esta fase permite un proceso de difusión con el carbono mucho más rápido, tiene una solubilidad máxima de carbono del 2.11 % a 1148 °C. Solubilidad aproximadamente 100 veces superior a la de la ferrita. Las transformaciones de fase de la austenita son muy importantes en los tratamientos térmicos de los aceros, en la figura 2.1b se muestra el sistema Fe-Fe<sub>3</sub>C.

## 3. FASES Y MICROCONSTITUYENTES DE LOS HIERROS COLADOS

A continuación se describen algunas características de las fases principales de los hierros colados de acuerdo al diagrama estable Fe-Grafito y el diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C metaestable.

### 3.1 Fases del diagrama al Equilibrio (Fe-Grafito)

**Grafito.-** Es una forma elemental del carbono, es blando, untuoso, de color gris oscuro. Se presenta en estado libre en algunas clases de fundiciones, ejerciendo una influencia muy importante en sus propiedades y características microestructurales. Estas dependen fundamentalmente de la forma del grafito, de su tamaño, cantidad y de la forma en que se encuentre distribuido. El grafito mejora la resistencia al desgaste y a la corrosión, disminuye el desgaste por fricción por roce de componentes en piezas de maquinas y motores, ya que en cierto modo actúa como un lubricante. También mejora la maquinabilidad y reduce las



contracciones durante la solidificación. Cuando se presenta en forma de nódulos, se incrementa la resistencia y de la tenacidad en comparación con los hierros grises. Por ello estas fundiciones tienen mayores resistencias y alargamientos que las fundiciones grises ordinarias [Apraiz B. J., 1977].

**Ferrita.-** Este es el hierro alfa, o sea hierro casi puro, que puede contener en solución pequeñas cantidades de silicio, fósforo y otras impurezas. Cristaliza en un sistema cúbico centrado en el cuerpo, estando el cubo elemental formado por 8 átomos, situados en los vértices y uno en el centro. Tiene aproximadamente una resistencia de  $28 \text{ Kg/mm}^2$ , 35% de alargamiento y una dureza de 90 HBN. Es el más blando de todos los constituyentes, muy dúctil y maleable [Apraiz B. J., 2002].

La ferrita en los hierros suele contener en disolución cantidades muy importantes de silicio que elevan su dureza y resistencia. Así por ejemplo, desde los valores de  $28 \text{ Kg/mm}^2$  y 90 HBN en fundiciones con 2.5% de silicio [Apraiz B. J., 1977].

**Austenita.-** Es una solución sólida de carbono en el hierro gamma. Puede contener desde 0 a 1.7% de carbono y es, por lo tanto, un constituyente de composición variable. Todos los aceros y hierros se encuentran formados por cristales de austenita cuando se calientan a temperaturas superiores a las críticas ( $A_{c3}$  ó  $A_{cm}$ ). Es un constituyente inestable a la temperatura ambiente [Apraiz B. J., 2002].

La austenita tiene una estructura cristalina FCC (cubica centrada en las caras); la resistencia de este constituyente es de 88 a  $105 \text{ Kg/mm}^2$  aproximadamente, su dureza de 300 HBN y su alargamiento de 30 a 60%. Es poco magnética, blanda, muy dúctil y tenaz. Tienen gran resistencia al desgaste, siendo el constituyente más denso.

### 3.2 Fases en el diagrama metaestable (Fe-Fe<sub>3</sub>C)

**Ledeburita.-** Es el constituyente eutéctico que se forma en el enfriamiento de las fundiciones a  $1145 \text{ °C}$  aproximadamente, en el momento que termina la solidificación. Está formada por 52% de cementita y 48% de austenita saturada. La ledeburita no existe a temperatura ambiente en las fundiciones ordinarias, debido a que en el enfriamiento se transforma en



cementita y perlita (ledeburita transformada). Sin embargo, en las fundiciones se pueden conocer las zonas donde existió la ledeburita, por el aspecto eutéctico con que quedan esas agrupaciones de perlita y cementita [Apraiz B. J., 1977].

**Pseudoledeburita ó Ledeburita Transformada:** Producto de la transformación de la ledeburita a la temperatura eutectoide. Está formado por cementita y perlita proveniente de la transformación de la austenita.

**Cementita.-** Es carburo de hierro, contiene 6.67% de carbono y 93.33% de hierro. Es el constituyente más duro y frágil de los hierros, su dureza es superior a 68 Rockwell C y cristaliza formando un paralelepípedo ortorrómbico de gran tamaño (4.5x5x6.7 Å) [Apraiz B. J., 2002].

**Perlita.-** Es un constituyente eutectoide formado por capas alternadas de hierro alfa y carburo de hierro, o lo que es lo mismo, de ferrita y cementita. Es de composición química constante y definida y contiene aproximadamente seis partes de hierro y una de carburo, que corresponde a 13.5% de carburo y 86.5% de hierro, y que es referido al 0.9%C y 99.1%Fe. Tiene una resistencia de 80 Km/mm<sup>2</sup> y un alargamiento de 15% aproximadamente. La perlita aparece en general en el enfriamiento lento de la austenita o por transformación isotérmica de la austenita en la zona de los 650° a 750°C [Apraiz B. J., 2002].

Debido a la presencia de silicio, el contenido en carbono de la perlita de las fundiciones es inferior al de los aceros. Al variar en las fundiciones el silicio de 0.5 a 3%, varía el porcentaje de carbono de la perlita de 0.8 a 0.5% [Apraiz B. J., 1977].

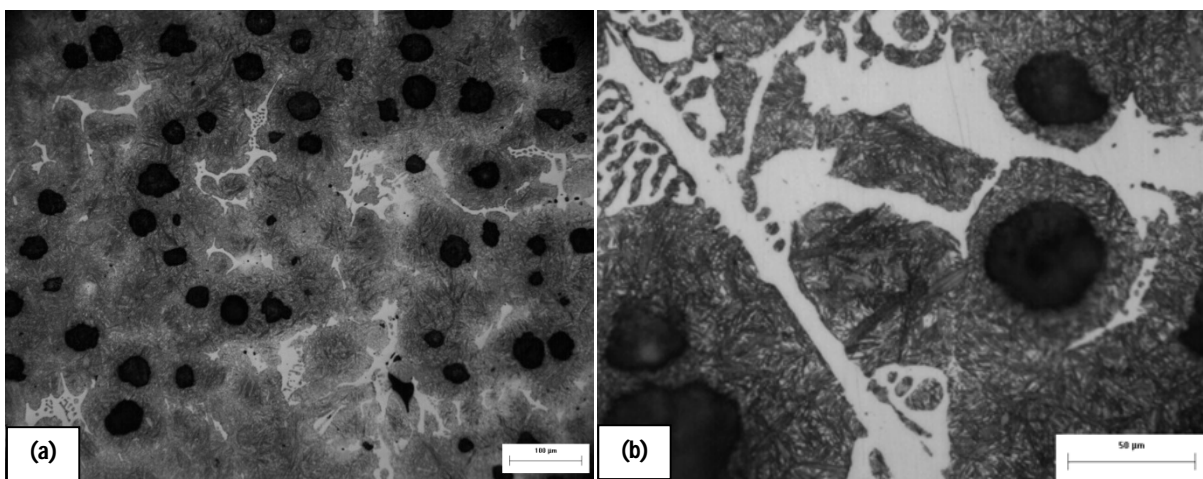
### 3.3 Estructuras formadas por enfriamiento rápido y fuera del equilibrio

**Martensita.-** Es el constituyente típico de un temple. Está formado por una solución sólida sobresaturada de carbono o carburo de hierro alfa, y se obtiene por enfriamiento rápido de los hierros y aceros desde su temperatura de austenización. Sus propiedades varían con su composición química, aumentando su dureza, resistencia y fragilidad con el contenido de carbono. Después de los carburos y de la cementita, es el constituyente más duro; tiene una resistencia de 170 a 250 Kg/mm<sup>2</sup>, una dureza de 50 a 68 Rockwell C y alargamiento de 2.5 a



0.5%. Presenta un aspecto marcadamente acicular, formando agujas en zigzag, con ángulos de  $60^\circ$ , cuando aparecen las agujas sobre un fondo blanco de austenita, la observación con grandes aumentos es bastante clara [Apraiz B. J., 2002].

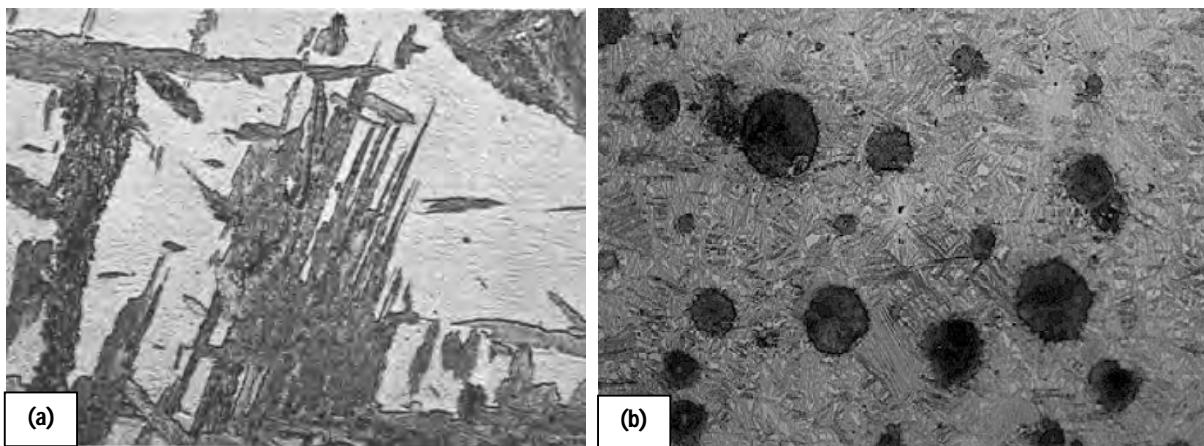
La martensita cristaliza en el sistema tetragonal, estando formada su retícula elemental por un paralelepípedo que difiere muy poco del cubo centrado en el cuerpo del hierro alfa, esta es un microconstituyente adifusional (Figura 2.2).



**Figura 2.2.-** Imágenes de martensita de un Hierro Nodular atacadas con Nital 2

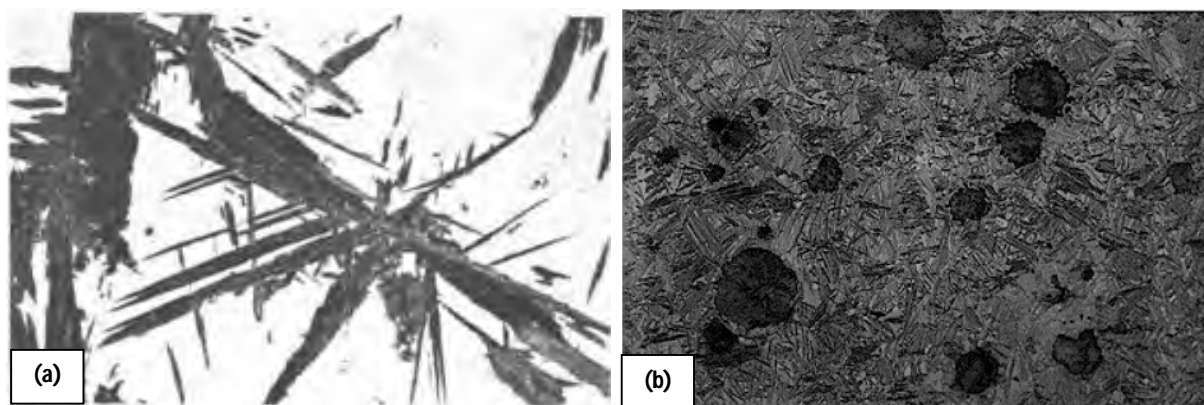
**Bainita.-** Se forma de un tratamiento isotérmico, que parte de la transformación de la austenita, cuando la temperatura del baño de enfriamiento es de  $250^\circ$  a  $600^\circ$  aproximadamente. Desde el principio se diferencian dos tipos de bainitas, tanto la superior de aspecto arborescente, formada a  $500^\circ$  -  $550^\circ$ , que difiere de la inferior, formada a más baja temperatura  $250^\circ$  -  $400^\circ$ , que tiene un aspecto acicular bastante parecido a la martensita [Apraiz B. J., 2002].

La bainita superior está formada por una matriz ferrítica conteniendo carburos; las placas discontinuas de los carburos tienden a tener una orientación paralela a la dirección de las agujas de la propia bainita (Figura 2.3).



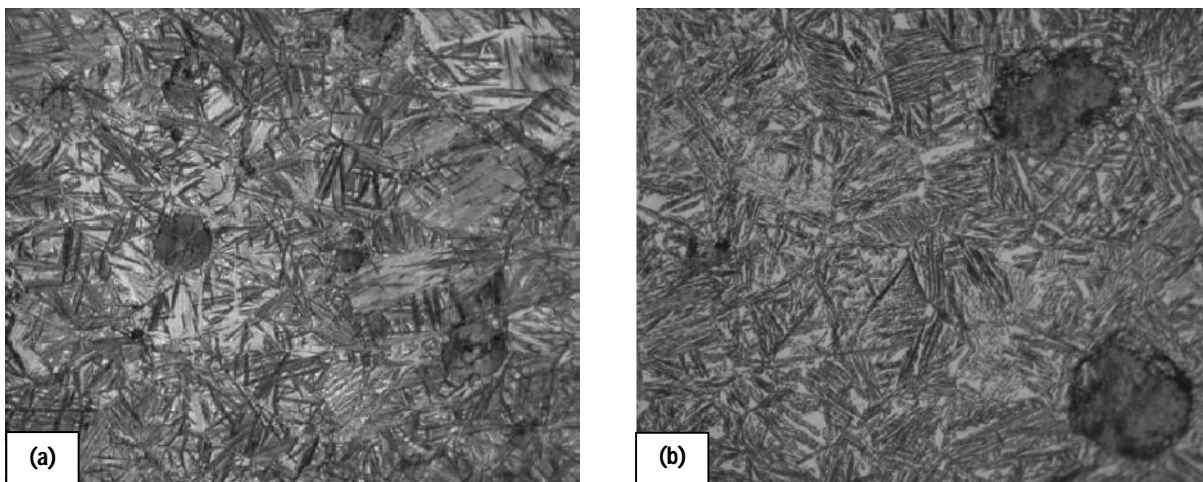
**Figura 2.3.-** Imagen de Bainita superior transformada isotérmicamente (a) de un acero 4360 a 750x tratada a 410°C y (b) un hierro nodular con 1Ni - 0.25Mo - 0.6Cu a 350 °C a 400x

La bainita inferior está constituida por agujas alargadas de ferrita que contienen delgadas placas de carburos. Estas pequeñas placas son paralelas entre si y su dirección forma un ángulo de 60° con el eje de las agujas de ferrita (Figura 2.4).



**Figura 2.4.-** Imagen de Bainita inferior transformado isotérmicamente (a) de un acero a 300°C a 750x (b) un hierro nodular con 1Ni - 0.25Mo - 0.6Cu a 315 °C a 400x

**Ausferrita.-** El nombre de ausferrita se toma de su microestructura y define en primer lugar, a la matriz de austenita y en segundo lugar, a las finas agujas de ferrita que están dispersas dentro de la matriz de austenita. Esta matriz de microestructura única, que poseen los hierros nodulares austemperizados (la ausferrita), le confiere al material alta resistencia mecánica, alta tenacidad y alta resistencia al desgaste [Apraiz B. J., 2002].



**Figura 2.5.-** Imágenes de Ausferrita a 500x (a) austemperizado a 315.50 °C (b) austemperizado a 385 °C

#### 4. VARIABLES QUE AFECTAN AL HIERRO NODULAR

La estructura del hierro dúctil ha mostrado ser extremadamente sensitiva a un gran número de variables, ya que determinados elementos en la composición base han mostrado ejercer una influencia controlante sobre la estructura de la matriz, la forma del grafito y sobre la formación masiva de carburos [Camacho F., 2009].

##### 4.1 Efecto del balance Carbono-Silicio (Carbono equivalente)

Las cantidades combinadas de carbono y silicio son usualmente expresadas como carbono equivalente ( $\%C + 1/3\%Si$ ). La necesidad para mantener un carbono equivalente de alrededor de 4.3% como mínimo es extensamente reportado, como un prerrequisito para obtener un nódulo de buena calidad y previniendo significativamente la formación de carburos [Camacho M., 2009].

La presencia de una alta cantidad de nódulos ha sido usada como un criterio para evaluar la calidad del hierro. Un amplio grado de grafitización tiende a inhibir la formación de carburos. También el carbono equivalente sugiere no exceder cualquier valor superior a 4.65% ya que



esto incrementa la posibilidad de flotación de grafito, especialmente en piezas de sección gruesa.

A continuación se hablara más a fondo sobre las variables que afectan la microestructura de un hierro nodular, principalmente la velocidad de enfriamiento y la composición, ambos tienen un efecto significativo.

#### **4.2 Velocidad de Enfriamiento [Apraiz B.J., 1977]**

La velocidad de enfriamiento depende del espesor de las piezas y del material del molde empleado, es un factor que influencia decisivamente en la microestructura de las fundiciones. Los enfriamientos rápidos tienden a producir fundiciones blancas; los enfriamientos lentos favorecen la formación de grafito y por lo tanto la formación de hierros grises o nodulares.

Esta influencia es tan marcada, que con una misma composición al variarse la velocidad de enfriamiento se obtienen diferentes calidades con distintas durezas y microestructuras. La velocidad de enfriamiento que suele variar principalmente con el espesor de las piezas, también se modifica con la naturaleza de los moldes.

Los espesores delgados se enfrían mucho más rápidamente que los gruesos. Un molde metálico, enfría más rápidamente que un molde de arena. En general en los moldes metálicos el enfriamiento de la fundición será más rápido. En algunos casos, para alcanzar las mayores velocidades de enfriamiento, los moldes metálicos son refrigerados con agua.

En los hierros nodulares ADI, al igual que todas las fundiciones de hierro, puede presentar al cabo de la solidificación, una microestructura que combine la presencia de grafito en una matriz de ferrítica, perlítica o ambas, e incluso con la presencia de carburos eutécticos. Esta microestructura se ve favorecida por las altas velocidades de extracción de calor, entre otros factores, y es comúnmente considerada un defecto microestructural, por lo que se realizan cuidadosos procedimientos de fabricación para evitar la presencia de carburos. Sin embargo, si pudiera obtenerse una dispersión fina y controlable de carburos, esta podría, lejos de



constituir un defecto, aportar considerables mejoras en la resistencia al desgaste [Laino S., Dommarco R., Sikora J., 2005].

En el caso de los hierros CADI con elementos de aleación, cuanto menor sea la velocidad de enfriamiento, tanto mayor será el efecto de la micro segregación, la cual dará lugar al enriquecimiento en elementos formadores de carburos de las últimas regiones de líquido que solidifica y por ende, a la formación de carburos muy aleados, cuyo tamaño y morfología podrá variar, desde formas ledeburíticas a placas delgadas, según las características de la aleación, el tamaño de pieza y las condiciones del proceso de fabricación [Giacopini, R. Boeri y J. Sikora, 2001].

### 4.3 Elementos de Aleación

Algunos de los elementos presentes en los hierros son estabilizadores de la austenita (como manganeso y níquel), otros son estabilizadores de la ferrita (como silicio, cromo y niobio) y algunos son fuertes formadores de carburos (como titanio, niobio, molibdeno y cromo). Los estabilizadores de ferrita y austenita expanden sus respectivos campos de fase. Los estabilizadores de austenita disminuyen la temperatura eutectoide, expandiendo con esto el campo de estabilidad de la austenita.

Un incremento grande en el contenido de Silicio ha demostrado el decremento en la estabilidad de los carburos, resultando un decremento del tiempo de tratamiento térmico necesario para completar la disolución. Sin embargo, es necesario incrementar el contenido de silicio sobre 3.5 % para obtener un tiempo favorable de disolución y una gran cantidad de silicio puede ser indeseable. Contenidos de Silicio por debajo de 2.0% puede resultar en un alto grado de formación de carburos [Camacho M., 2009].

A continuación se profundizara en los elementos que promueven el blanqueado (promotor de carburos), estos elementos son importantes, ya que generan carburos y al momento de austenizar las piezas, los elementos también confieren cierta estabilidad a los carburos, lo cual impide que estos se disuelvan en la austenita (el carburo se descompone en grafito más





austenita). En la Tabla 2.1, se presenta en forma resumida el efecto de los principales elementos aleantes en los hierros colados.

**Tabla 2.1.-** Influencia de los Elementos de Aleación en las Fundiciones [Apraiz B. J., 1977].

Elemento	Coefficiente de grafitización	Efecto sobre carburos a Alta Temperatura	Efecto sobre el Grafito	Efecto sobre la Perlita	% de Adición
C	Favorece	Decrece	Engrosa	Decrece Fuerte	----
Si	Favorece (+1)	Decrece	Engrosa	Decrece Fuerte	----
Al	Favorece (+0.5)	Decrece	Engrosa	Decrece Fuerte	0 – 2%
Ni	Favorece (+0.35)	Decrece ligero	Afina ligero	Decrece	0.5 – 3%
Cu	Favorece (+0.2)	Indiferente	Indiferente	Decrece Ligero	0 – 3%
Mn	Opone (-0.25)	Estabilizada	Afina ligero	Aumenta	0.8 – 1.5%
Mo	Opone (-0.3)	Indiferente	Afina fuerte	Aumenta Ligero	0.8 – 1.5%
Cr	Opone (-1)	Estabiliza Fuerte	Afina ligero	Aumenta	----
V	Opone (-1.5)	Estabiliza Fuerte	Afina	Aumenta	----



### 4.3.1 Efecto del Manganeso

El Manganeso (Mn) no tiene una influencia aparente sobre la nodularidad del grafito. Sin embargo este elemento tanto beneficia como perjudica a los hierros y al tratamiento de austemperizado, el Mn disminuye la temperatura crítica superior de la austenización, incrementa la solubilidad de carbono en la austenita en los hierros colados; este elemento es conocido como el segundo más potente agente endurecedor. El manganeso es un elemento que también promueve la formación de cierta matriz en los hierros colados a mayor cantidad de Mn la matriz será perlítica y a concentraciones bajas se promueve la formación de una matriz ferrítica, también el manganeso es efectivo para mover la nariz de la perlita en el diagrama enfriamiento continuo CCT (Continuos Cooling Transformation) a tiempos más largos [Faubert G. P., Moore D. J., Rundman K. B., 1991].

La segregación de Mn causa mucha variación en la distribución y solubilidad del carbono, no obstante este elemento estabiliza a la austenita y retrasa la nucleación de la ferrita en la austenita. En áreas ricas en Mn la reacción de austemperizado es pospuesta; también el Mn decrece la difusión de carbono en la austenita, así decrece el grano de ferrita [Kovacs B. V. y Dawson J. V., 1991].

### 4.3.2 Efecto del Molibdeno

El Molibdeno (Mo) uno de los elementos de aleación más utilizados, con el fin de aumentar la resistencia. Se añade en cantidades de 0,20 a 0,75%, aunque la más común es de 0,35 a 0,55%. Los mejores resultados se obtienen cuando el contenido de P está por debajo de 0,10%, debido a la formación de un complejo de Mo eutéctico con P y, por tanto, reduce su efecto primario; el módulo de elasticidad se incrementa con la presencia del Mo.

El Molibdeno es un elemento formador de carburos que generalmente se agrega a los hierros nodulares, este elemento es el más importante como agente endurecedor, al igual que el manganeso. El Mo segrega en los límites de las celdas y frecuentemente forma finos



carburos eutécticos. El carburo causa, significativas pérdidas en la ductilidad, resistencia al impacto y la maquinabilidad.

La formación de carburos se lleva a cabo cuando la cantidad adicionada de Mo excede el 0.5 %, estos carburos son muy estables y difíciles de disolver, usualmente se recomienda adicionar como máximo un 0.35% de Mo [Kovacs B. C., 1991 y Yan Mi, 1995].

El molibdeno incrementa la temperatura de austenización y retrasa la reacción de austemperizado. Se considera como una alta concentración de Mo en un ADI a partir del 0.5%; además altas concentraciones de esta elemento causa la presencia de grandes cantidades de austenita metaestable sin reaccionar [Kovacs B. V. y Dawson J. V., 1991].

#### 4.3.3 Efecto del Cromo

El cromo (Cr) es un elemento alfégeno, que forma aleaciones de sustitución en el hierro alfa y aumenta la línea  $A_3$ , por lo que eleva la temperatura de austenización al incrementar su contenido, disminuye la región gama, por lo que la solubilidad del carbono es menor. Este mismo efecto lo hacen otros elementos alfégenos, pero en intensidad distinta, habiéndose estudiado la relación que hay entre el cromo y los demás elementos alfégenos [Kovacs, 1991].

El cromo generalmente se presenta en cantidades inferiores a 0.10% como un elemento residual en los materiales de carga. El Cr es a menudo añadido para mejorar la dureza y la resistencia del hierro nodular, y para ello, el nivel de Cr se adiciona entre 0.20 y 0.35%, más allá de este rango, es necesario añadir un grafitizador para evitar la formación de carburos y bordes duros.

El Cr es un elemento que no se agrega intencionalmente a un hierro base para fabricar ADI, sin embargo este es disminuye la ductilidad y la resistencia a la fatiga en un hierro dúctil normal. Al igual que el manganeso y molibdeno, este segrega en los límites de las celdas, como ya se menciono, promueve la formación de carburos, también aleaciones de cromo estabilizan los carburos en el eutectoide.



Cuando una cantidad significativa de cromo es combinada con manganeso, se presenta perlita en el carburo, por lo cual la austenización requiere de un mayor tiempo. Carburo ó cementita usualmente se refiere al  $Fe_3C$ . En los hierros, los carburos (por ejemplo carburos de cromo) forman una fase con la cementita y reemplaza los átomos de hierro en la estructura cristalina, es decir forman  $(Fe, Mn, Cr, V, Ti)_3C$ . Estos carburos formados tienen un enlace atómico muy fuerte con los átomos de carbono [Kovacs, 1991].

#### 4.3.4 Efecto de otros aleantes

Cobre y Níquel se comportan de manera similar en los hierros. Ellos fortalecen la matriz y disminuyen la tendencia a formar los bordes duros de carburo en las piezas. Dado que son leves grafitizantes, que a menudo son sustituidas por algunos elementos como el Si en el hierro nodular.

Los efectos del cobre y níquel parecen ser benéficos en un sentido de abatimiento de la cantidad de carburos. Para contenidos en exceso del 2%, el cobre puede causar dificultad en la nodularidad y el níquel puede causar la formación de martensita.

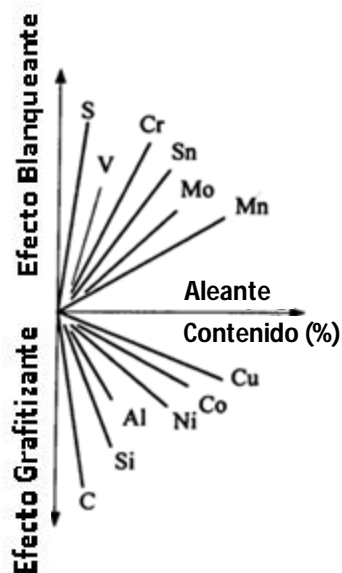
El uso de pequeñas cantidades de titanio promueve una matriz perlítica no teniendo un perjuicio aparente en el efecto a la tendencia sobre la formación de carburos en el hierro.

El Fósforo tiene un escaso efecto sobre la relación grafito/cementita, pero hace que el metal tenga mucha fluidez indirectamente esto debido al bajo punto de fusión de la producción del constituyente, que es fácilmente reconocida en la microestructura. En la producción de piezas de grandes secciones, el fósforo debe reducirse a alrededor de 0,3% a fin de evitar la contracción por porosidad.

La mayoría de los hierros mantienen el contenido de S alrededor de 0,15 por ciento o por debajo de 0,09 a 0,12 por ciento, lo cual es común en proceso de horno de cubilote para fundiciones de hierros. Ambos el cromo y el vanadio son fuertes estabilizadores de carburos y se sugiere que la cantidad de cada uno no exceda 0.03%.



El Vanadio tiene un efecto sobre el hierro nodular similar al Mo, pero la concentración debe ser limitada a menos de 0,15% si se quiere evitar la presencia de carburos. Incluso en pequeñas cantidades, el vanadio tiene un efecto beneficioso sobre la elevación de la temperatura de un hierro gris.



**Figura 2.6.-** Efecto de los elementos de aleación sobre la grafitización y el poder de blanqueo sobre un hierro colado.

**Tabla 2.2.** Efecto del Cr, Cu, Mo, Ni, Sn y V en las siguientes propiedades [Apraiz B. J., 1977]

Aleante	% Máximo utilizado	Tendencia al blanqueo	Efecto sobre el grafito	Efecto sobre la perlita
Cr	0.5	Fuerte	Refinador Mediana	La incrementa
Cu	1.5	Débil o negativo	Neutral	La incrementa poco
Mo	1.0	Mediano	Refina	Decrece Medianamente
Ni	3.0	Débil o negativo	Refinador Mediano	Decrece Medianamente
Mn	-----	Mediano	Refinador Fuerte	Incrementa F= (%S)



## 5. CAMPO DE LA LÍNEA A<sub>1</sub> Y EL EFECTO DEL SILICIO

En los hierros nodulares el contenido de C se encuentra entre 3.5 % y 4.6 % en peso y de silicio entre 3% y 4%. Para lograr la formación de hierro dúctil se deben tomar en cuenta tres factores: potencial de nucleación del líquido, composición química del líquido y velocidad de enfriamiento [Martínez M., 2007].

Las dos primeras determinan el potencial de grafitización y para controlarlas se utilizan inoculantes y grafitizantes. La velocidad de enfriamiento es responsable (junto con el contenido de Si) de la solidificación metaestable o estable y de la microestructura resultante. El magnesio adicionado como Fe-Si-Mg se utiliza como nodulizante pues hacen posible la formación de nódulos de grafito.

También pueden usarse Ce como nodulizante, sin embargo es más costoso que el magnesio, pero prácticamente ambos elementos producen el mismo resultado. El Magnesio también es responsable de provocar subenfriamiento durante la solidificación eutéctica (blanqueo) por lo que se requiere mayor cantidad de Si que el que se utilizaría para un hierro gris para evitar llegar a un eutéctico metaestable.

El P, Si, Al, Cu y Ni son elementos grafitizantes, el Silicio que es el segundo aleante principal después del carbono en los hierros nodulares modifica las líneas y puntos críticos del diagrama binario Fe-C separando las curvas del eutéctico estable y metaestable logrando alcanzar el eutéctico estable antes del metaestable (Figura 2.1). El Ni y Cu además de ser grafitizantes, reducen la tendencia a formar carburos y ferrita respectivamente. Ambos benefician la formación de perlita fina.

En el diagrama estable el resultado es la presencia de austenita y grafito en vez de ledeburita (austenita y Fe<sub>3</sub>C) en el eutéctico, para velocidades de enfriamiento moderadas. Los contenidos de azufre y fósforo deben ser mínimos para evitar que reaccionen con el magnesio.



Elementos como el Cr, Mo y Mn deben ser reducidos a fin de aminorar las consecuencias de su comportamiento antigrafitizante, el porcentaje en peso de estos elementos en un hierro dúctil suele ser para el Cr y Mo menor al 3% y Manganeso menor al 1%. El grafito cristaliza en un sistema hexagonal en el cual la energía de enlace en el mismo plano basal es muy superior a aquella entre átomos de planos contiguos y por ello se separan con facilidad.

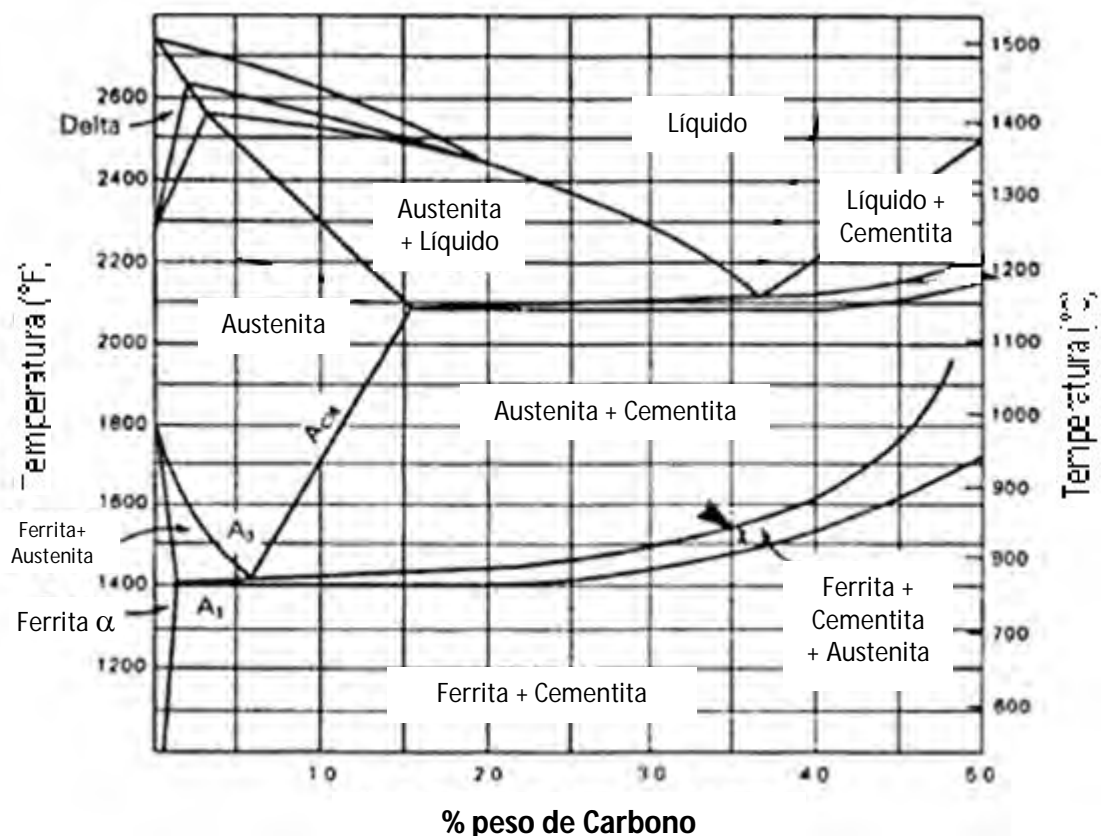


Figura 2.7.- Diagrama Fe – C – Si con silicio arriba de 2%

Se estima que cada incremento de 1% en Si, aumenta el comienzo de la transformación en 50 °C, es decir el campo producido en la temperatura eutectoide ya que esta a concentraciones por arriba del 2% de silicio, cambia de ser una temperatura constante a un campo de temperaturas; y este campo se puede mover dependiendo de los elementos de aleación, ya que algunos elevan este campo de temperaturas o lo disminuyen, incluso hay elementos que minimizan el campo de temperaturas, producido por el silicio (Figura 2.7).



## 6. EFECTO DE LA TEMPERATURA DE AUSTENIZACIÓN

En la etapa de austenizado se eleva la temperatura de la fundición nodular, en un rango de 871 a 982 °C, por un tiempo suficiente para que todo el material se transforme en austenita y se sature de carbono.

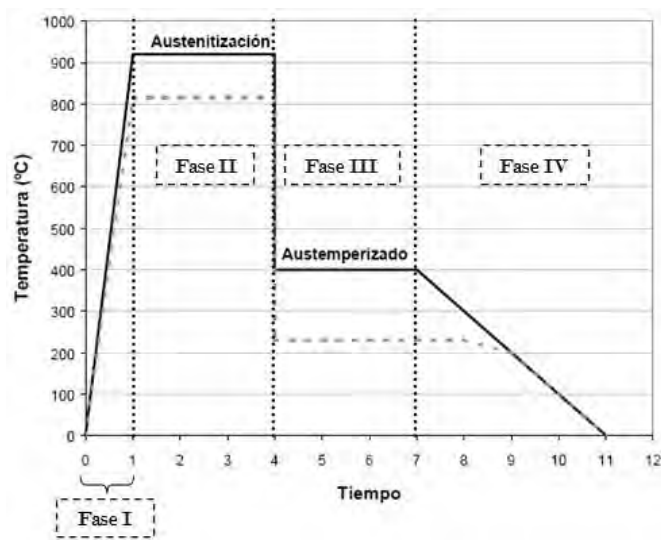
Esta etapa es muy importante en el proceso, debido a que si no se logra transformar todo el material en austenita las propiedades finales del ADI serán pobres. Tanto el tiempo como la temperatura de austenizado afectan las propiedades finales del ADI. El valor óptimo para ambos parámetros dependerá del tamaño de sección, la composición química y la segregación de los elementos de aleación.

Reducir la temperatura de austenizado, reduce el contenido de carbono en la austenita después de la austenización, e incrementa la fuerza impulsora para que se lleve a cabo la fase I sin que tenga gran contribución en la fase II, Figura 2.8. Esto modifica los tiempos en que se completa la fase I hacia tiempos tempranos y altera la secuencia de los cambios microestructurales. [Torres Castellanos, 2007].

La figura 2.9 muestra como varían algunas propiedades mecánicas con respecto a la temperatura de austenizado para una fundición nodular en particular. Tanto la tenacidad como la elongación aumentan al disminuir la temperatura de austenizado debido a un aumento en la ventana de proceso.

La selección de la temperatura de austenizado resulta fundamental cuando la temperatura de austemperizado es alta. Cuando ésta es baja no resulta tan importante, sin embargo, temperaturas altas de austenizado resultan en mejores propiedades mecánicas.





**Figura 2.8.-** Gráfico que muestra el Tratamiento Isotérmico de Austemperizado.

### 6.1 Efecto sobre los Carburos

Como ya se comentó en el punto 4 de este capítulo; existen diferentes elementos que promueven la formación de carburos (especialmente Mn, Mo y Cr), estos elementos también provocan que los carburos generados sean muy estables a temperaturas de austenización (850° a 975 °C), es decir, que sea difícil la disolución de estos carburos. Sin embargo un problema que presenta el agregar estos elementos, es que la temperatura y tiempo de austenización es más elevado.

La generación de carburos es inaceptable en un hierro nodular y también en los ADI, en general solo aceptan alrededor del 1%; sin embargo actualmente hay nuevas aplicaciones para estos materiales, los CADI son materiales tratados térmicamente Austemperizados y los carburos le confieren propiedades únicas como resistencia al desgaste [Laino S., Dommarco R., Sikora J., 2004].

### 6.2 Efecto sobre la Microestructura

Temperaturas de austenización altas provocan que la austenita crezca, esto puede provocar problemas al momento de austemperizar la muestra ya que puede haber diferencias en la ausferrita (tamaño) o mezcla de constituyentes y también después de la descomposición de



los carburos se genera austenita y grafito, este grafito tiende a difundirse hacia los nódulos por diferencia de concentración y provoca que la nodularidad de la pieza cambie, ya que los nódulos que ya existían antes del tratamiento, también se ven más definidos que antes del tratamiento.

### 6.3 Efecto sobre las Propiedades Mecánicas

Esto es particularmente cierto en las estructuras que se Austemperizaron, en la que la dureza depende del contenido de carbono en la matriz. En general el contenido de elementos de aleación, de la microestructura original, y el tamaño de sección; determinan el tiempo necesario para la austenización.

Como se muestra en la figura 2.9, la temperatura de austenización provoca no solo pérdidas en la dureza sino en las demás propiedades al elevar la temperatura ya que en algunos casos presenta picos de elevadas propiedades y a cierta temperatura las propiedades caen.

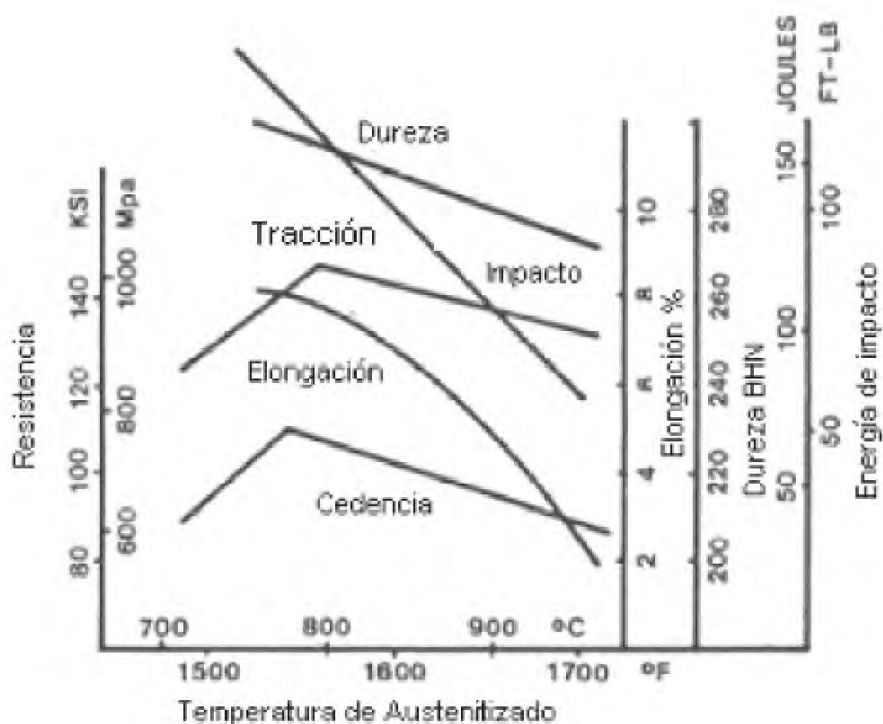


Figura 2.9.- Efecto de la Temperatura de Austenizado en Propiedades Mecánicas



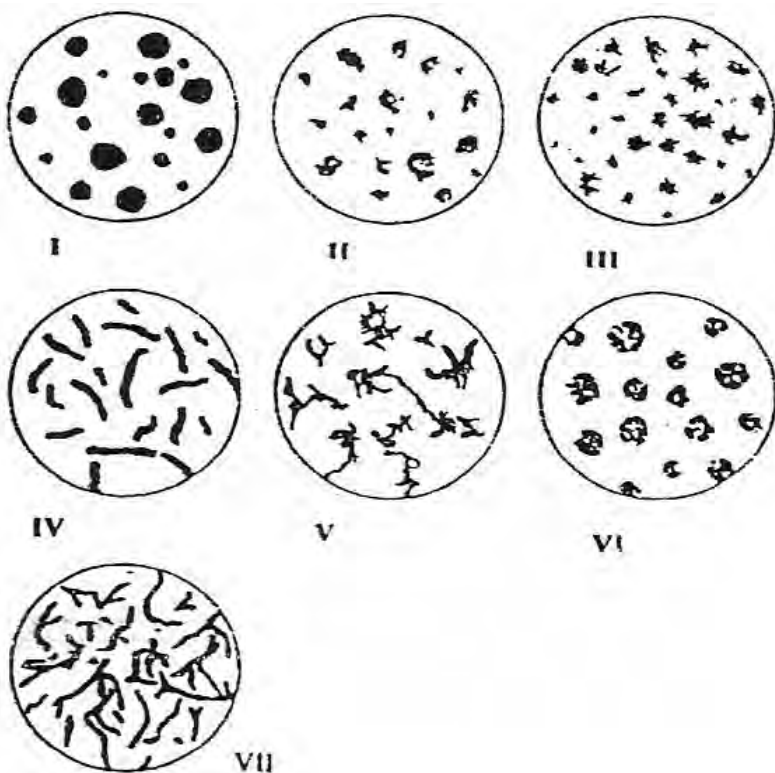
## 7. CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE HIERROS NODULARES

### 7.1 Tipo de Grafito, % Nódulos, Nodularidad, Densidad de Nódulos [AFS, 1984]

Con las metalografías de las muestras y con la experiencia y conocimientos en fundición se puede clasificar el grafito de acuerdo a su forma, estas formas que presenta el grafito son: grafito laminar u hojuela (FG), grafito esferoidal (SG), grafito compacto o vermicular (CG) y grafito maleabilizado (TG), la cual se observa en la figura 2.10 y la tabla 2.3, de acuerdo a la norma ASTM A247 - 67.

**Tabla 2.3.** La clasificación de la morfología del grafito.

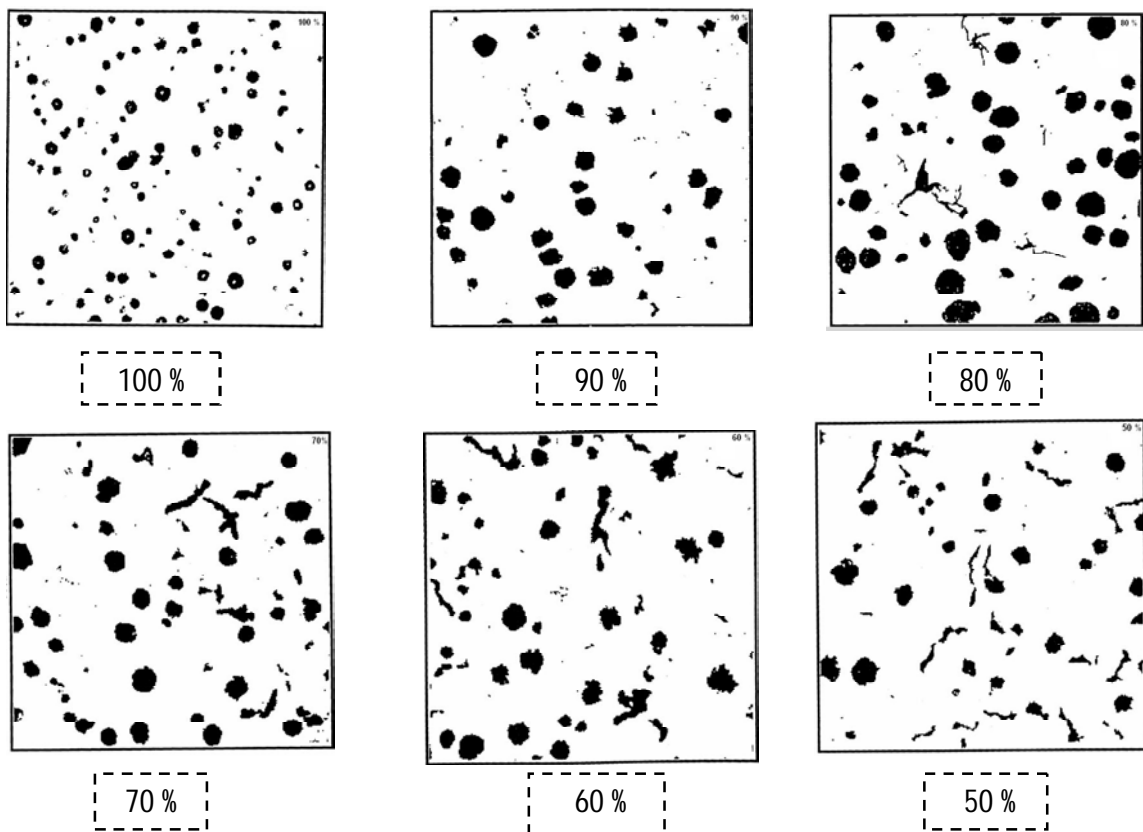
ASTM A 247 -67	ISO/R 945-1969 (Equiv.)	DESCRIPCIÓN
I	VI	Grafito esferoidal
II	VI	Grafito esferoidal imperfectamente formado
III	IV	Grafito Maleabilizado
IV	III	Grafito compacto
V	II	Grafito en forma de cangrejo
VI	V	Nódulos en forma de irregular abierta
VII	I	Grafito en forma de hojuela



**Figura 2.10.-** Formas del grafito para clasificar a los hierros colados (el análisis debe ser a 100x) [American Foundrymen's Society, 1984].



También se presentan patrones para evaluar las características de los nódulos de grafito como son: % de nodularidad, tamaño de nódulo y densidad de nódulos, se muestran en las Figuras 2.11, 2.12 y 2.13.



**Figura 2.11.-** Patrón para evaluar el % de Nodularidad [American Foundrymen's Society, 1984].

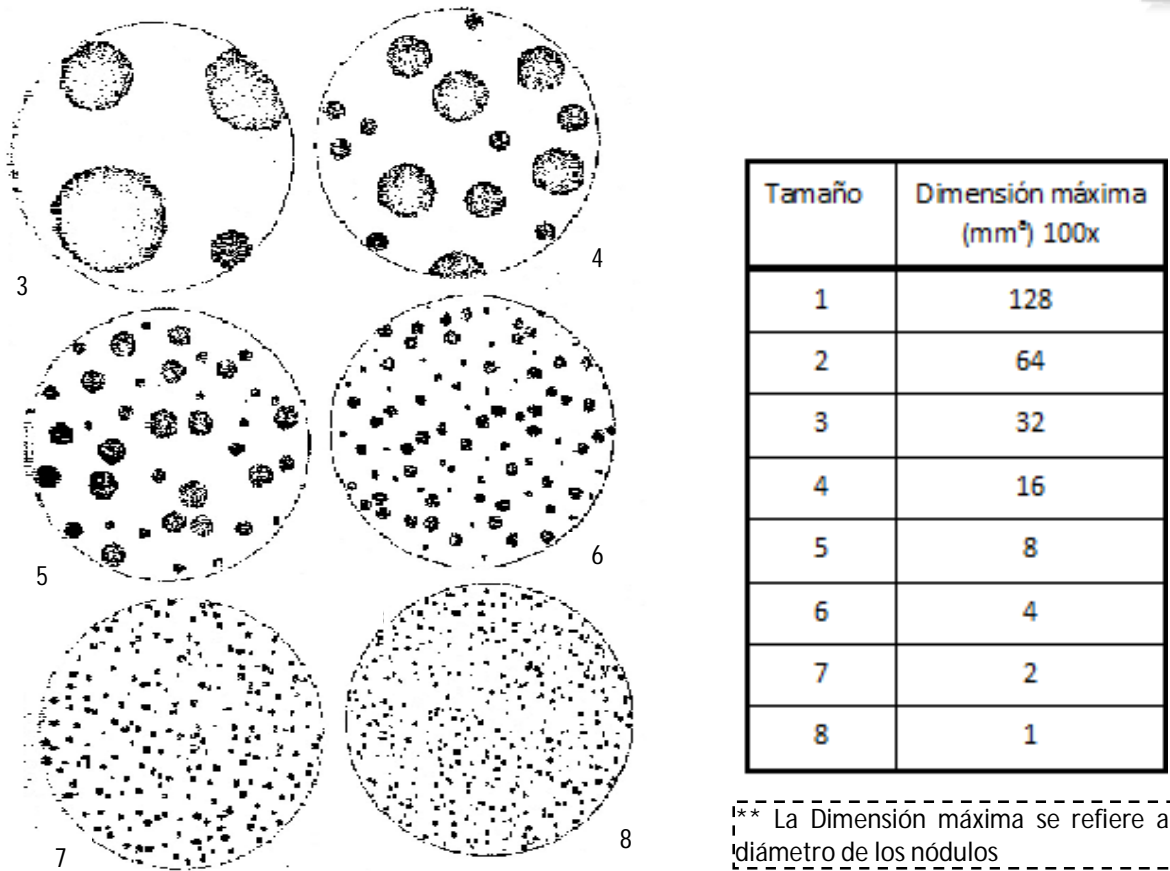


Figura 2.12.- Patrón para evaluar el tamaño de nódulo [American Foundrymen's Society, 1984].

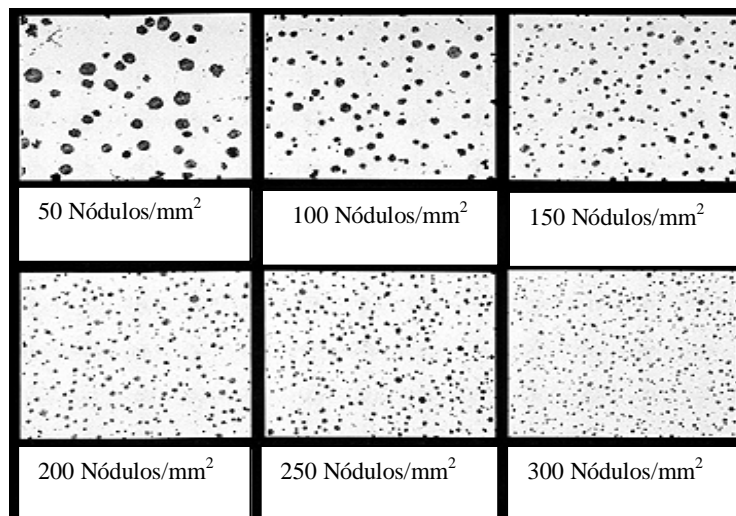
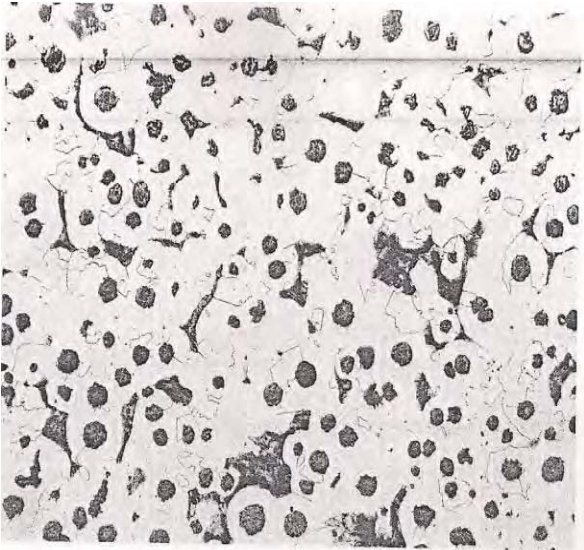


Figura 2.13.- Patrón para evaluar la densidad de nódulos [American Foundrymen's Society, 1984].

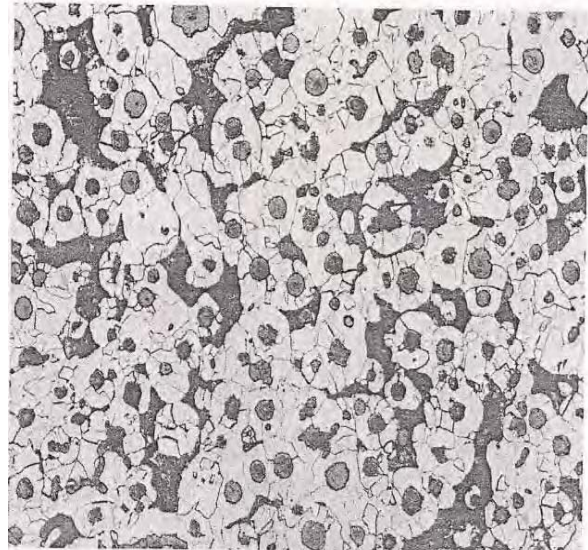


## 7.2 Evaluación de las Matrices

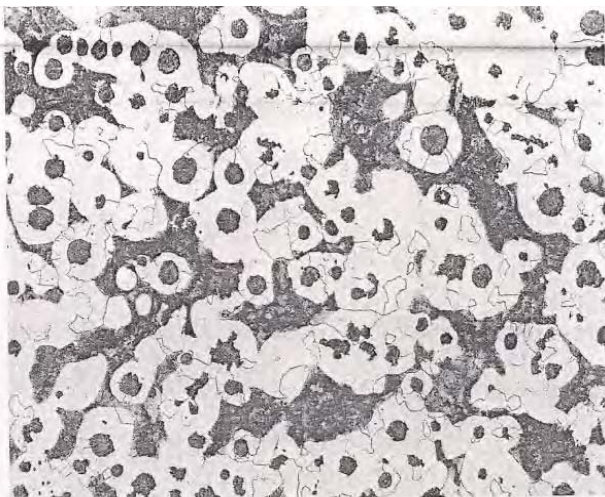
Adicionalmente se propusieron patrones (Foundrymen's guide to ductile iron microstructures, AFS 1984) para evaluar el % de las fases que constituyen la matriz, como son la perlita y la ferrita, esto se muestra en las Figura 2.14.



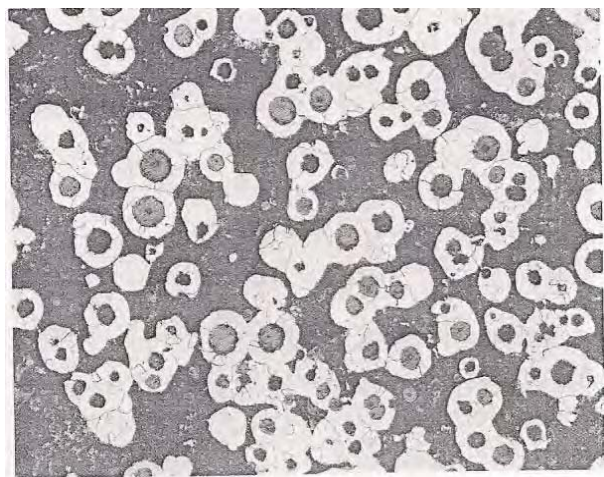
10% Perlita – 90% Ferrita



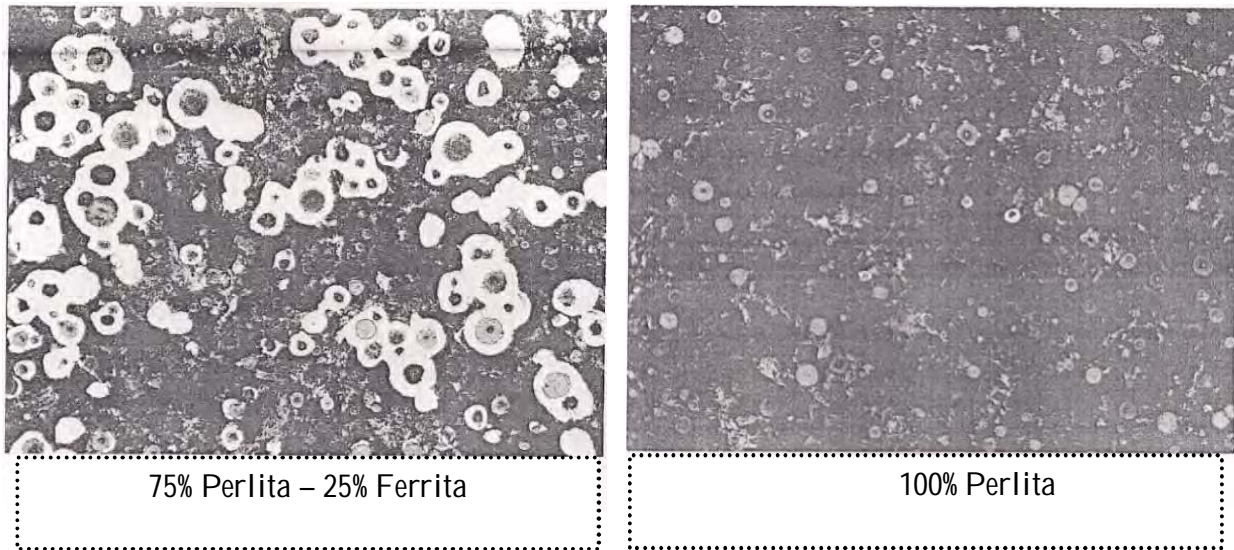
15% Perlita – 85% Ferrita



25% Perlita – 75% Ferrita



50% Perlita – 50% Ferrita

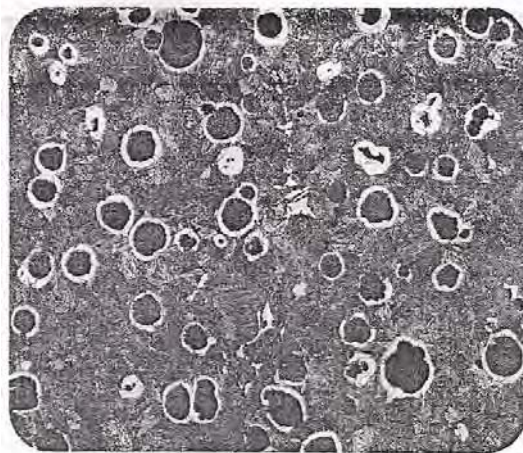


**Figura 2.14.-** Patrón comparativo propuesto por la AFS para evaluar el % de ferrita y perlita en la matriz de hierros colados.

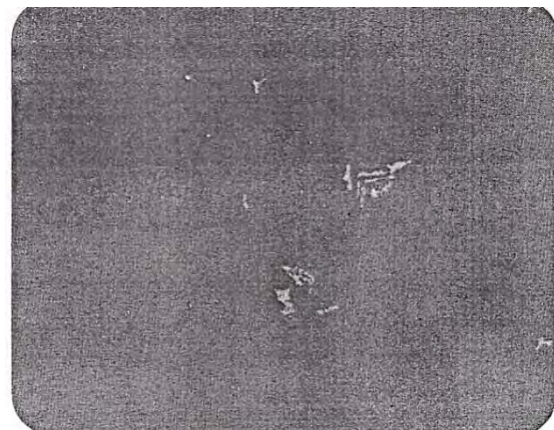
### 7.3 Evaluación de Carburos

A continuación se presenta como la AFS evalúa el % de carburos presentes en un hierro nodular; en una imagen se muestra la pieza atacada con Nital al 2%, esto con la finalidad de observar la matriz antes del sobre ataque, el cual es realizado con Persulfato de amonio al 10%.

Ataque con Nital al 2%



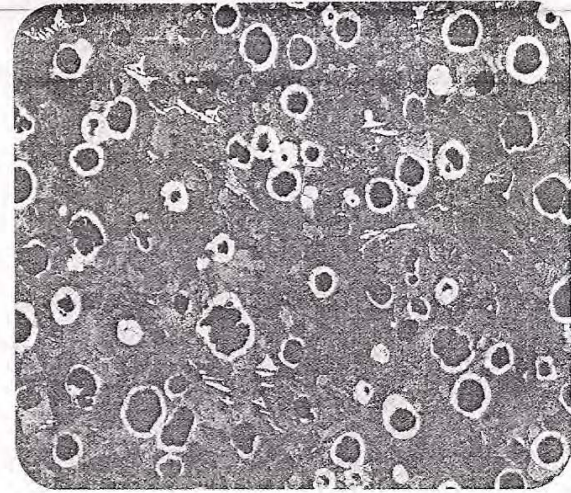
Ataque con Persulfato de amonio al 10%



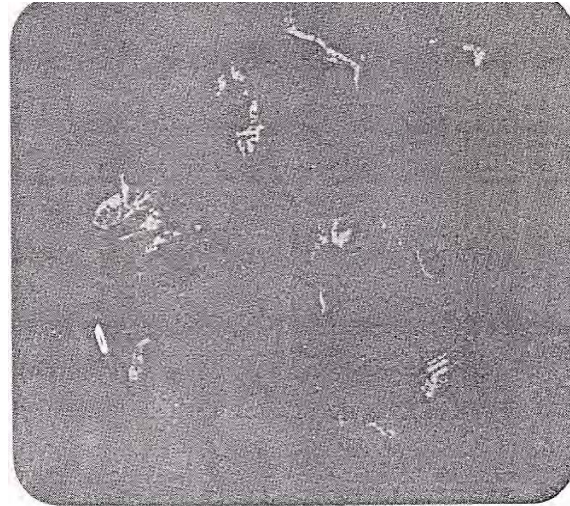
1 % Carburos



Ataque con Nital al 2%

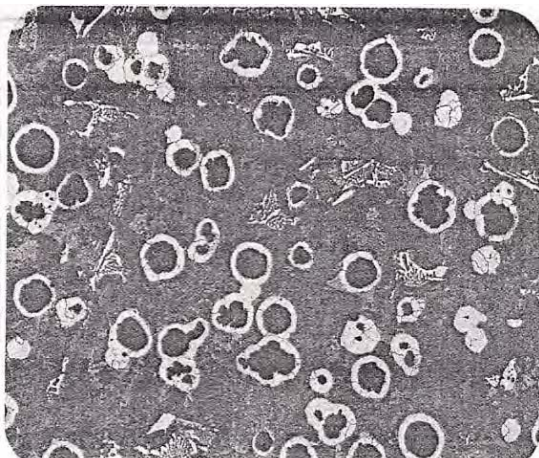


Ataque con Persulfato de amonio al 10%

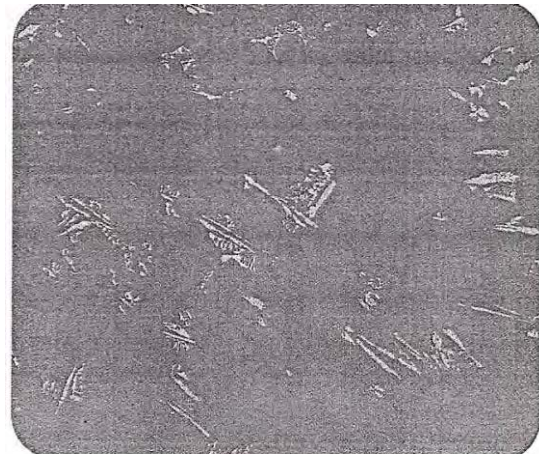


2 % Carburos

Ataque con Nital al 2%



Ataque con Persulfato de amonio al 10%



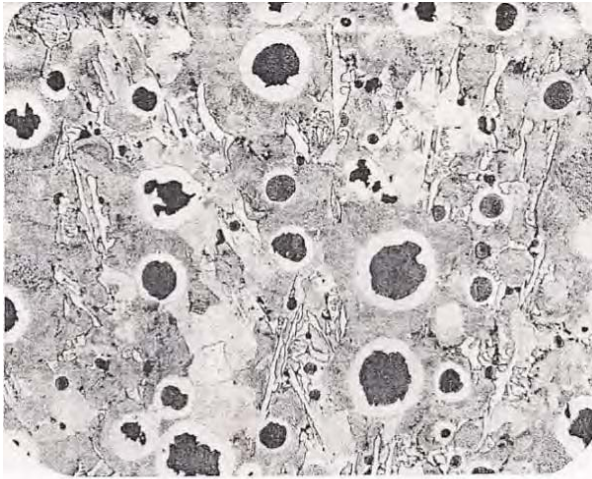
*Nital EICH*

5 % Carburos

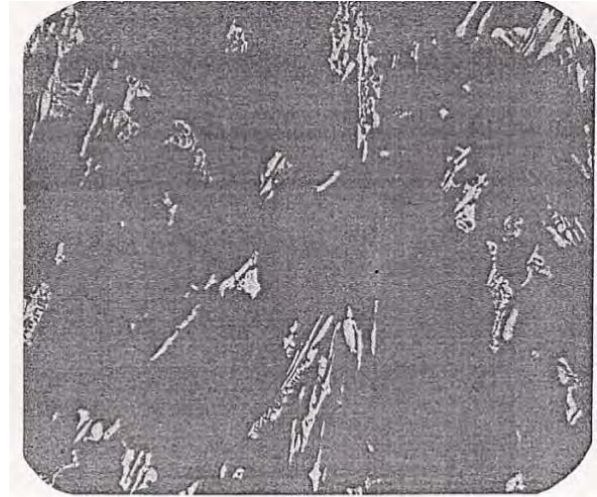




Ataque con Nital al 2%

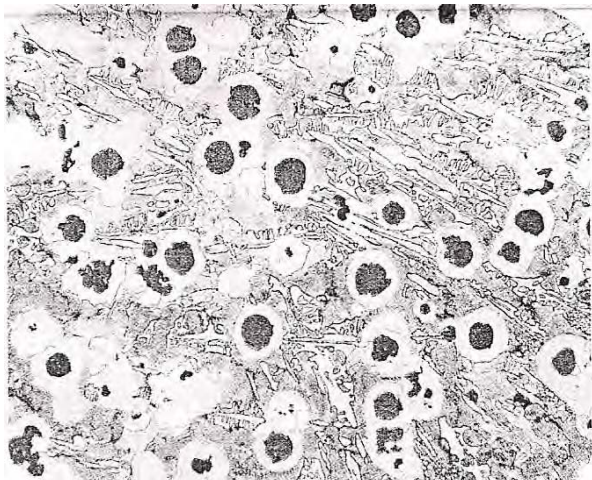


Ataque con Persulfato de amonio al 10%

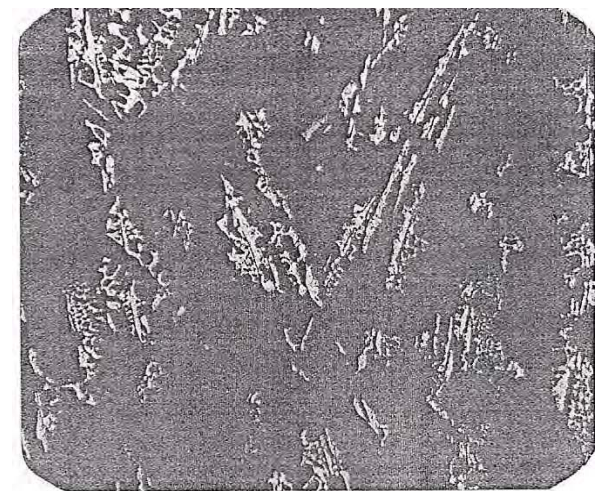


10 % Carburos

Ataque con Nital al 2%



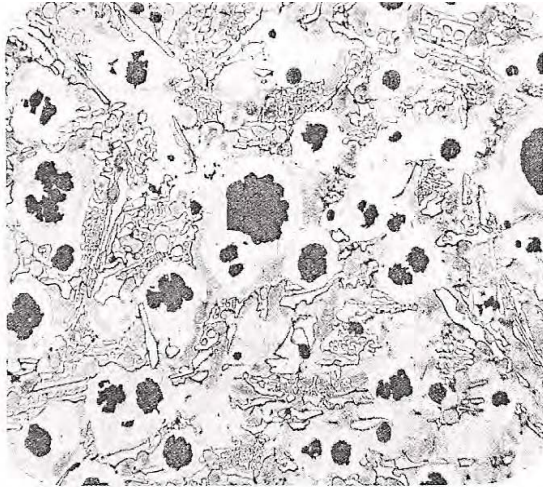
Ataque con Persulfato de amonio al 10%



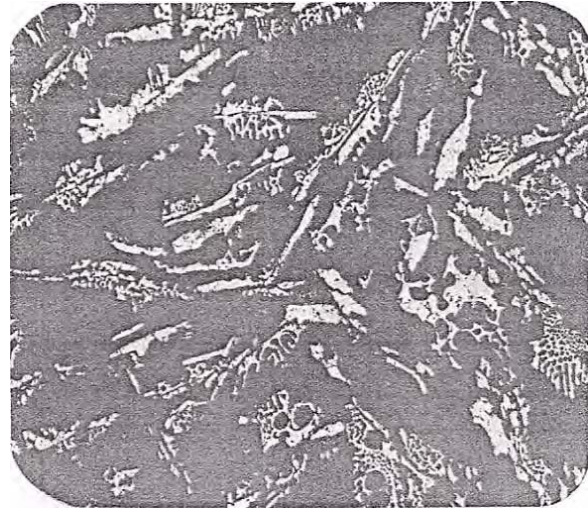
15 % Carburos



Ataque con Nital al 2%

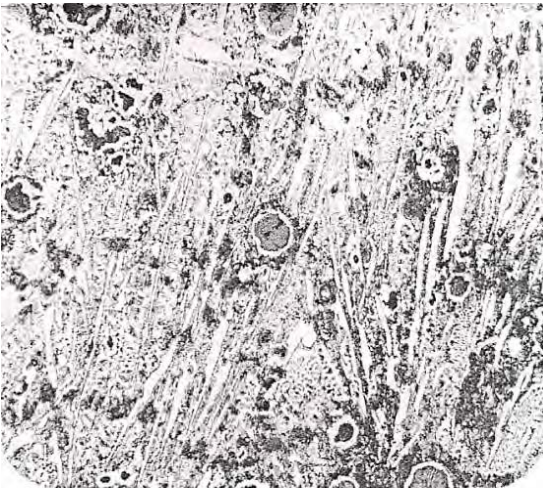


Ataque con Persulfato de amonio al 10%

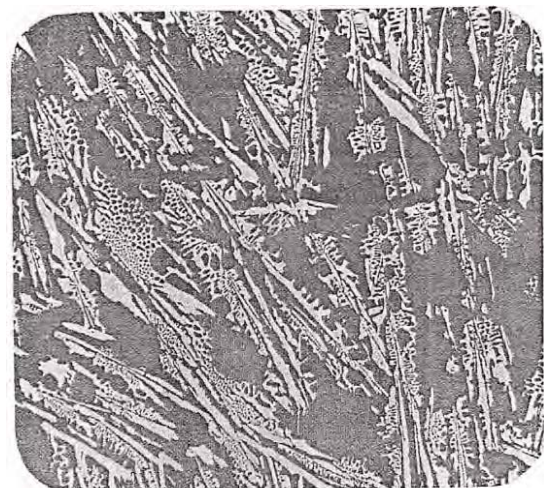


20 % Carburos

Ataque con Nital al 2%



Ataque con Persulfato de amonio al 10%

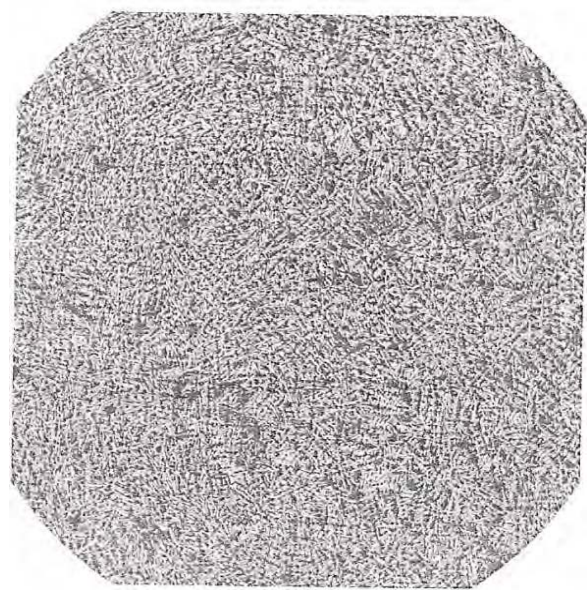
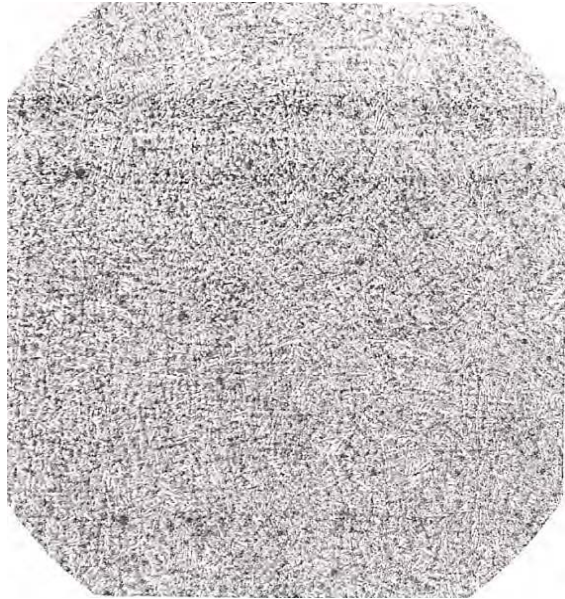


40 % Carburos



Ataque con Nital al 2%

Ataque con Persulfato de amonio al 10%



100 % Carburos

Figura 2.15.- Patrón comparativo propuesto por AFS para evaluar el % de carburos.

# Capítulo III

# Desarrollo

# Experimental



## 1. INTRODUCCIÓN

En este capítulo se detalla cómo se realizó la fase experimental de esta tesis, describiendo brevemente la fabricación del hierro nodular base y con mayor profundidad la caracterización microestructural del hierro base, hasta la aplicación del tratamiento térmico de las piezas, detallando las condiciones del mismo para cumplir con los objetivos definidos en esta tesis.

## 2. FABRICACIÓN DEL HIERRO NODULAR

Para la fabricación del hierro nodular con fracciones controladas de carburos, se considero una pieza que tuviera un modulo de solidificación grande (1.5 cm), con el propósito de tener zonas de enfriamiento lento, en las cuales es más difícil la formación de carburos.

### 2.1 Piezas y Molde

En un trabajo previo [Catalán, 2010], se fabricaron piezas con diferentes características del molde, con la finalidad de obtener diferentes condiciones de enfriamiento, debido a que es una variable que afecta la formación de carburos.

Una vez obtenida las dimensiones de la pieza (forma de placa), se procedió a elaborar las cajas que se utilizaron como medios de extracción de calor. Para ello se fabricaron tres moldes (figuras 3.2 y 3.3) uno con enfriadores aluminio, otro con enfriadores de hierro gris y un tercero sin enfriadores y solo enfriado por el molde de arena en verde. El molde principal fue silicato - CO<sub>2</sub>, lo anterior con el propósito de variar la velocidad de extracción.

En la figura 3.1 se muestran las dimensiones de la placa original de donde se tomaron las muestras para cada tratamiento de este trabajo, por las medidas que presenta no es un rectángulo sino un trapecio, esta forma es la que se presenta en los anexos para la representación grafica de los carburos iniciales y finales obtenidos en la pieza.

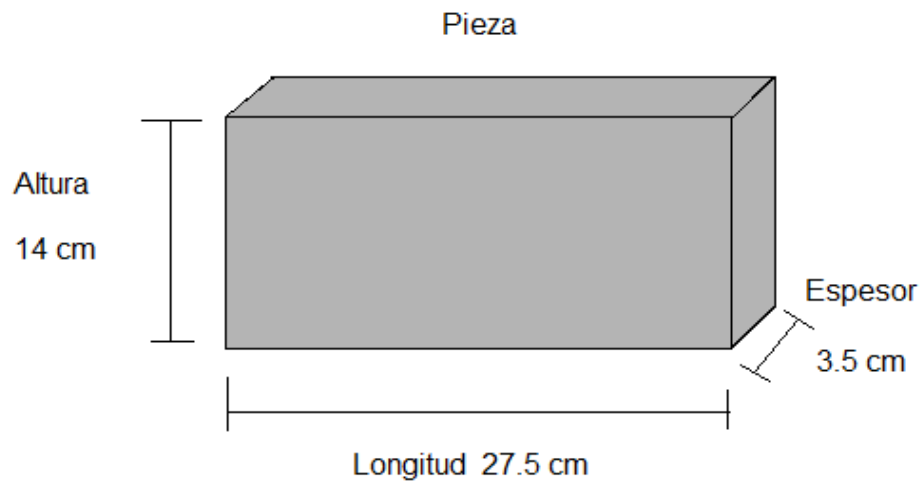


Figura 3.1.- Dimensiones y forma de la pieza de colada

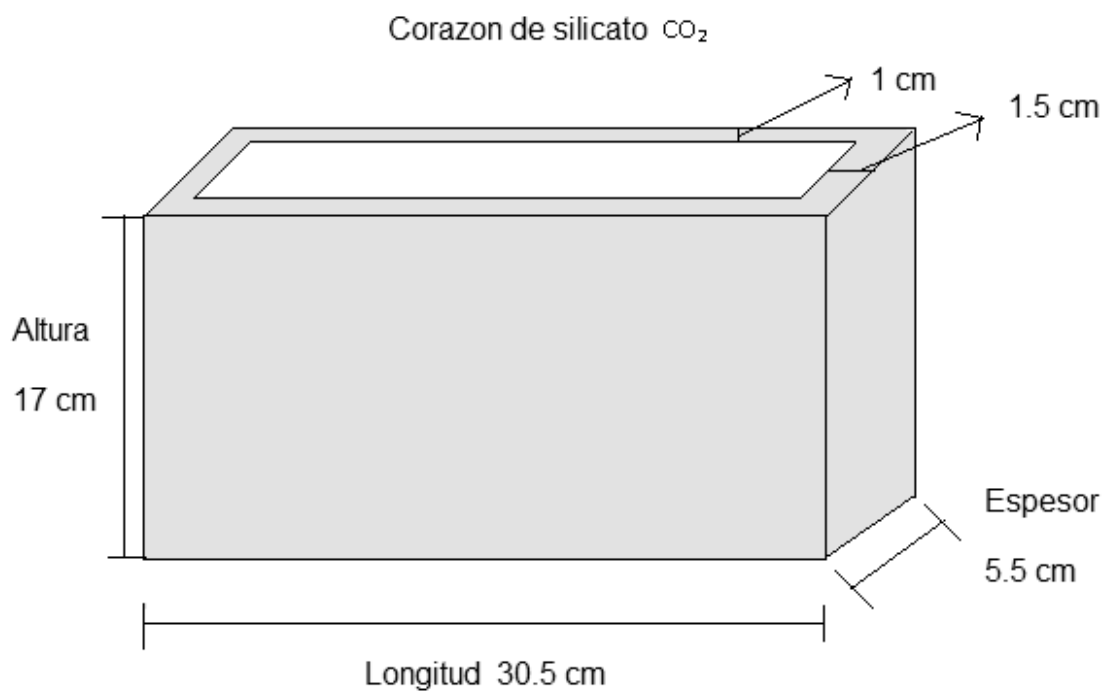
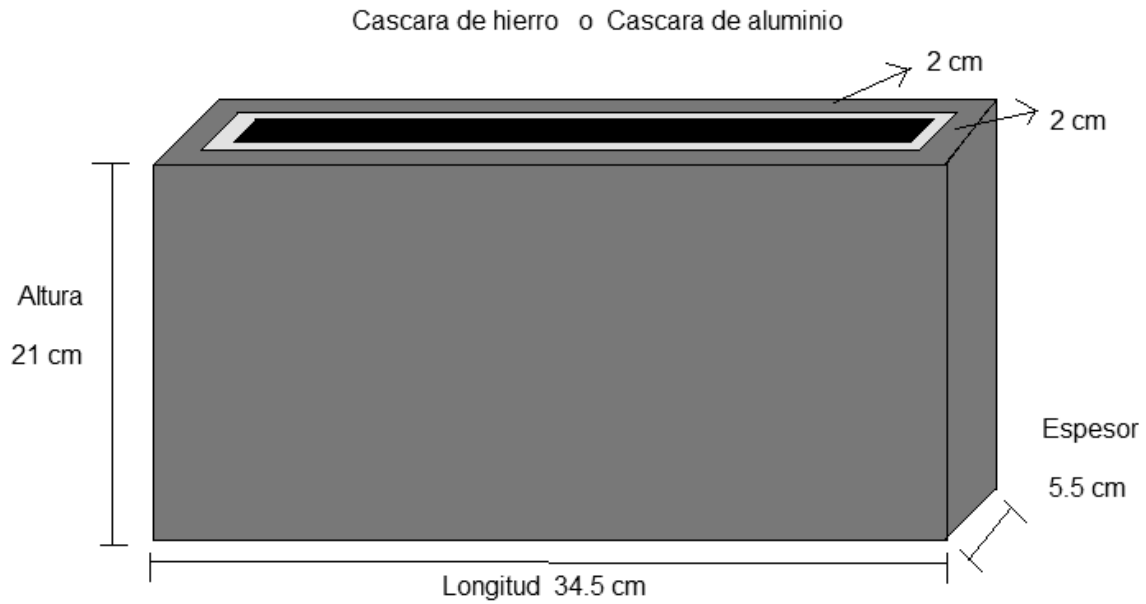
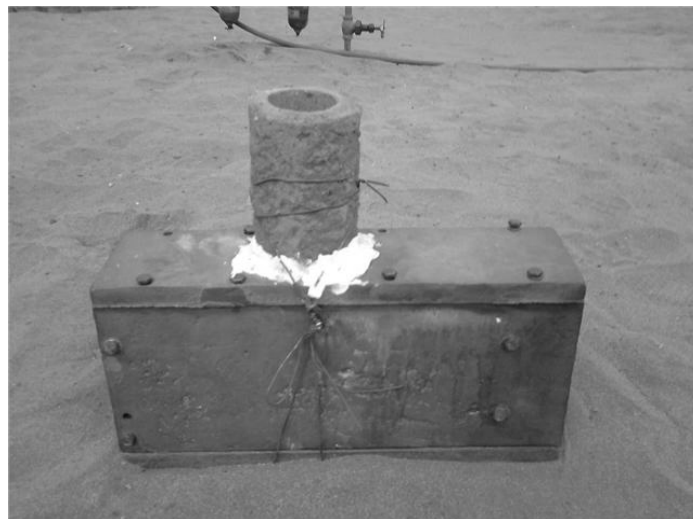


Figura 3.2.- Detalle del molde de silicato- $\text{CO}_2$



**Figura 3.3.-** Detalle del molde de silicato CO<sub>2</sub> y los enfriadores.



**Figura 3.4.-** Imagen del molde con carcasa o enfriador de hierro gris antes de la colada.

Para la obtención de los hierros experimentales se utilizó un horno de inducción eléctrica de alta frecuencia, con una capacidad de 100 Kg y con una potencia de 75 KWH.



**Figura 3.5.-** Horno de inducción de alta frecuencia.

En este horno se fabricó el hierro nodular base con carburos empleado para el tratamiento de austenización; para la parte experimental de esta tesis solo se empleo la pieza colada en molde con la carcaza de hierro. Esta aleación fue obtenida en trabajo anterior [Catalán, 2010].

## 2.2 Composición Química

La composición química del hierro nodular base se muestra en la Tabla 3.1

**Tabla 3.1.-** Composición química del hierro nodular base para el tratamiento de austenización (CDI- Carbide Ductile Iron)

% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Cr	% Mo	% Ni	% Cu	Mg	% Al
3.793	2.322	0.783	0.0176	0.0133	0.762	0.4828	0.0426	0.3925	0.0269	0.0135

El análisis metalográfico exhaustivo de la pieza en su parte inferior presento una uniformidad en los nódulos y la fracción de carburos se encuentra entre 7 y 10 %; su carbón equivalente (C. E.) de la pieza es de 4.57.





Se controlaron los niveles de Mn, Cr y Mo, el manganeso se mantuvo en el nivel más alto y constante de 0.75 - 0.8% establecido por la norma para el hierro 120 – 90 - 02, mientras que el molibdeno se incremento hasta 0.5 % y el cromo hasta 0.8 %, con la finalidad de promover la formación de carburos.

### 3. CARACTERIZACIÓN METALOGRAFICA ANTES DEL TRATAMIENTO TÉRMICO

#### 3.1 Muestreo y seccionamiento de la pieza de hierro colado base

Para caracterizar la microestructura del hierro nodular base (hierro nodular con carburos) y tener piezas de menores dimensiones con la finalidad de realizar los estudios del efecto del tiempo y temperatura de austenización la pieza original (Figura 3.6) fue seccionada en piezas pequeñas de acuerdo a la Figura 3.7. Las piezas individuales fueron de aproximadamente 2.5 cm.x3.5 cm.x1.5 cm.

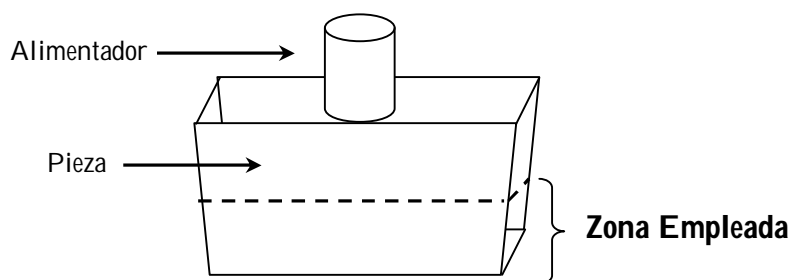


Figura 3.6.- Pieza original con la zona donde se tomaron las muestras.

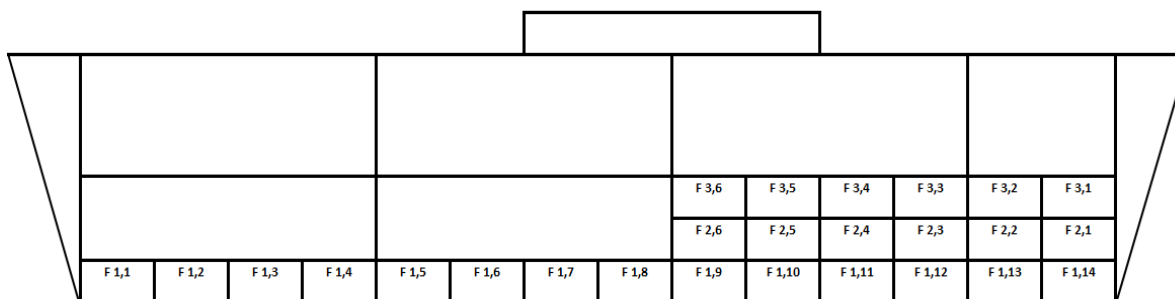


Figura 3.7.- Muestra la nomenclatura de las muestras empleadas, así como su posición en la pieza original



### 3.2 Preparación metalográfica y caracterización microestructural

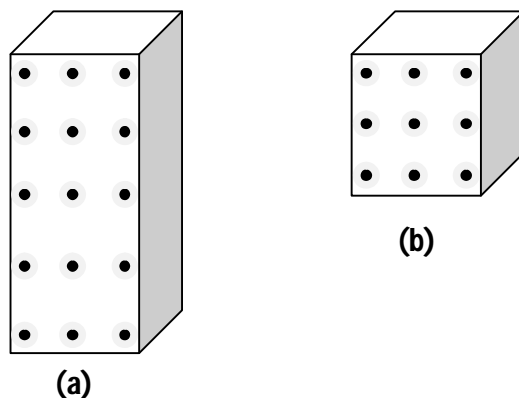
La preparación de cada una de las muestras antes y después del tratamiento de austenización se llevo a cabo de la siguiente forma:

1. Se inicia cortando la pieza inicial para obtener las dimensiones de las muestras experimentales.
2. Se desbastaron las muestras por una secuencia consecutiva de lijas las cual inicia con la lija No. 80 que es un desbaste grueso para tener una superficie plana, posteriormente se utiliza una No. 240, se gira la pieza 90°, con la finalidad de que las rayas queden perpendicularmente y se utiliza la lija No. 320, después una No. 400 y finalmente una No. 600
3. Se pule en un paño grueso con la finalidad de quitar las rayas de la lija 600, empleando como abrasivo alúmina de 1 micra.
4. Posterior a ello se pule en un paño fino a 219 RPM, con la finalidad de evitar el efecto cometa que es común en los hierros nodulares, también se emplea alúmina de 1 micra como abrasivo.
5. Observación al microscopio de las muestras sin ataque a 100X, para corroborar que es un hierro nodular y toma de imágenes
6. Utilizando el patrón American Foundrymen's Society (AFS), se lleva a cabo la caracterización del grafito (tipo, tamaño, densidad y % de nodularidad).
7. Se ataco cada muestra con Nital 2 (2% HNO<sub>3</sub> y 98 % Alcohol Etilico) para identificar las fases de la matriz (ferrita, perlita y carburos) por dos segundos pasándoles un algodón con el reactivo y secando.
8. Observación al microscopio óptico las muestras en diferentes zonas, como se muestra en la Figura 3.8, y toma de imágenes a 100x, 200x, 500x y 1000x respectivamente.
9. Para mejorar el contraste de los carburos en la matriz, se atacaron las piezas con una solución fresca de HNO<sub>3</sub>conc. 10mL, HF<sub>conc.</sub> 4mL y H<sub>2</sub>O<sub>dest.</sub> 87 mL, sumergidas y agitándolas de 1 a 2 minutos a temperatura ambiente; esto con la finalidad de sobre



atacar la muestra y tener buen contraste al revelar solo a los carburos en cada una de las piezas.

10. Toma de imágenes, con la finalidad de evaluar el porcentaje de carburos en cada una de las piezas (25 muestras) a 100x.



**Figura 3.8.-** Imagen que muestras las zonas (puntos negros) donde se tomaron fotos; (a) representa a la muestra inicial, es decir, son las imágenes tomadas del blanco (hierro nodular base) en total 15 fotos por pieza, (b) representa a la muestra después del tratamiento térmico de austenización en total fueron 9 fotos por pieza.

Se aplico un ataque severo con Persulfato de amonio, para obscurecer la matriz y dejar visibles los carburos que hay en la pieza, sin embargo con esta solución se requería de un tiempo de exposición mayor a 10 minutos y el contraste entre la matriz y los carburos no era adecuado y además la pieza tenía que ser calentada a una temperatura de 60 °C.

#### 4. TRATAMIENTO DE AUSTENIZACIÓN

##### 4.1 Condiciones

Para el tratamiento de las piezas se eligieron cinco diferentes temperaturas y tiempos de austenización, esto en base a la curva de enfriamiento de la pieza obtenida, ya que requiere que la temperatura este fuera del campo de temperaturas eutéctoides y por arriba de  $Ac_1$ .

El tiempo de austenización se decidió principalmente por lo que comenta en sus diferentes publicaciones Laino S., Dommarco R. y Sikora J., ya que ellos emplean tiempos mínimos de



una hora; estos autores trabajan bajo condiciones parecidas a las de este trabajo, ellos trabajan con CADI's y con elementos de aleación, como el manganeso y el cromo; por lo antes mencionado y para observar el efecto del tiempo de austenización, se decidió variar cada media hora hasta llegar a un tope de 3 horas y evitar la descarburización de la pieza.

En la Tabla 3.2 se muestran los tiempos y temperaturas empleados en la parte experimental, y se indica también el código (posición) de las muestras empleadas en cada uno de los tratamientos, la posición de las muestras se mostró en la Figura 3.7. Después de llegar a la temperatura y tiempo de austenización, se llevo a cabo un enfriamiento súbito, con la finalidad de evitar la transformación de otras fases.

**Tabla 3.2.-** Temperaturas y Tiempos de Austenización empleados para este trabajo.

T <sub>γ</sub> (°C)	Tiempo de Austenización (t <sub>γ</sub> ) [min]				
875	60	90	120	150	180
	F 2,4	F 2,5	F 2,6	F 3,5	F 3,6
900	60	90	120	150	180
	F 1,1	F 1,2	F 1,3	F 1,4	F 1,5
925	60	90	120	150	180
	F 1,10	F 1,9	F 1,8	F 1,7	F 1,6
950	60	90	120	150	180
	F 1,12	F 1,11	F 1,13	F 1,14	F 2,1
975	60	90	120	150	180
	F 2,2	F 3,1	F 3,2	F 3,3	F 3,4

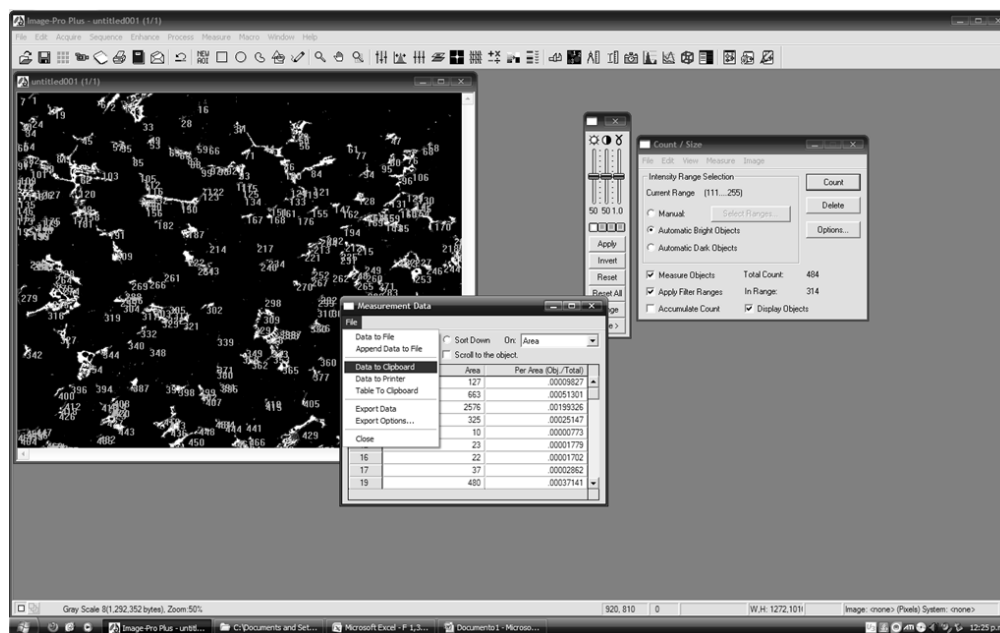
#### 4.2 Caracterización y Evaluación Metalográfica después del Tratamiento

Después del tratamiento de todas las piezas, se procedió a prepararlas para metalografías de acuerdo a lo explicado en el punto 3.2 de este capítulo. Finalmente se tomaron imágenes de 9 zonas de cada pieza tratada térmicamente, Figura 3.8 (b).

Posteriormente se utilizaron imágenes sobre atacadas con el propósito de mejorar el contraste de los carburos en la matriz, para realizar análisis digital de las mismas empleando el software Image Pro Plus, con este análisis como se muestra en la Figura 3.9, se puede



determinar el porcentaje inicial de carburos en la pieza y el porcentaje final de estos después del tratamiento.



**Figura 3.9.-** Muestra la pantalla del analizador de imágenes, para determinar la fracción de carburos en la pieza (Porcentaje).

Después de tener los porcentajes de carburos de cada una de las imágenes tomadas, que en total fueron 600 imágenes (15 imágenes de cada muestra inicial y 9 imágenes de cada muestra tratada; fueron 25 muestras tanto iniciales como tratadas térmicamente), se procedió a determinar un promedio del porcentaje de carburo en cada pieza y en base a ello se observó la posible disolución de los carburos.

Debido a que hay variaciones de % de carburos en la pieza antes del tratamiento térmico, se determinó un delta de variación de los mismos respecto al promedio, este delta es la desviación estándar de las piezas, basadas en una población de datos; con este valor se conoce que tanto varía una muestra de otra. Este delta fue de  $\pm 1.688 \%$ , y se consideró para determinar la no disolución o disolución de los carburos después del tratamiento térmico.

# Capítulo IV

# Resultados y

# Discusión



## 1. INTRODUCCIÓN

Este capítulo presenta los resultados obtenidos de la experimentación, en base a la evaluación cuantitativa de los carburos en las microestructuras del hierro nodular base antes del tratamiento de austenización, así como las fracciones de carburos del hierro después del tratamiento térmico. Finalmente se comparan las microestructuras entre el hierro inicial con la finalidad de observar la disolución de los mismos.

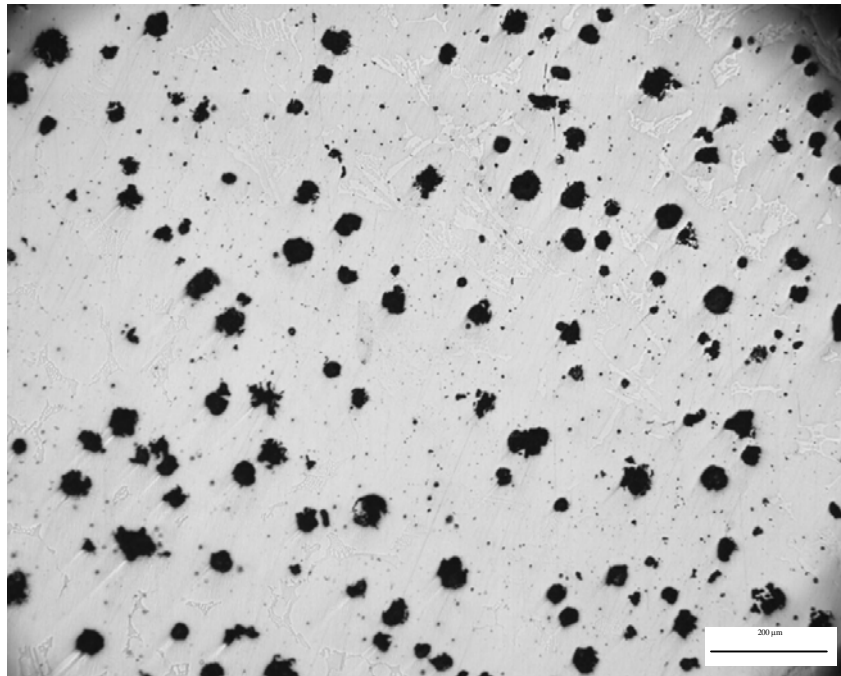
## 2. EVALUACIÓN DEL HIERRO NODULAR BASE

### 2.1 Evaluación del Grafito en la Matriz Base

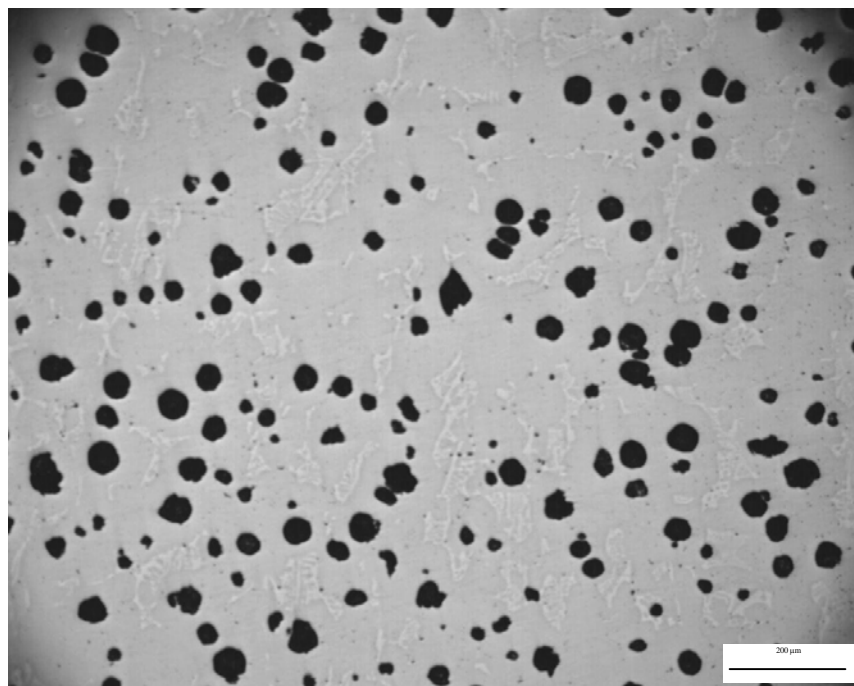
Aplicando el método de evaluación por AFS para la caracterización de los nódulos de grafito, los resultados de la evaluación se presentan en la tabla 1. Las microestructuras de las figuras 4.1, 4.2 y 4.3 tomadas sin ataque en tres regiones de la pieza a 100x, indican la homogeneidad en las características del nódulo de grafito, que en promedio tiene nodularidad superior al 90 %, con tamaño predominante de 6 y una densidad de nódulos ligeramente mayor a 100 nódulos/mm<sup>2</sup>.

**Tabla 4.1.-** Características del grafito en la pieza experimental

Zona Evaluada	Tipo de Grafito	Porcentaje de Nodularidad	Tamaño de los Nódulos	Densidad de Nódulos
Parte Derecha	I	90	5 y 6	110
Parte Intermedia	I y II	100	5	100
Parte Izquierda	I	90	5 y 6	120

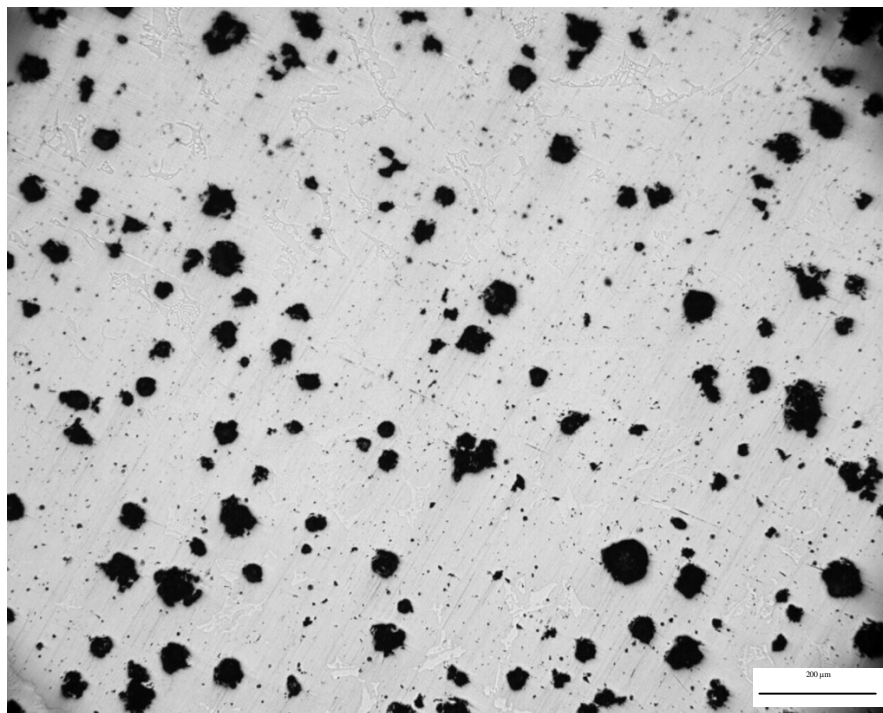


**Figura 4.1.-** Muestra analizada en la parte derecha de la pieza, sin ataque se observa nódulos de grafito.



**Figura 4.2.-** Muestra analizada en la parte media de la pieza, sin ataque se observa nódulos de grafito.

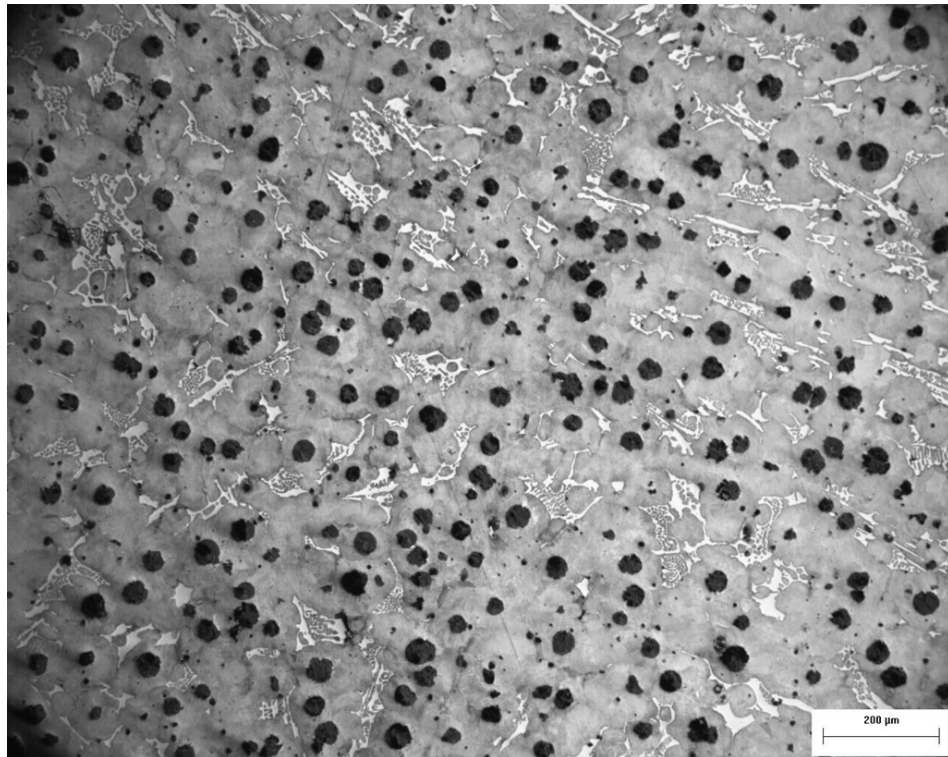




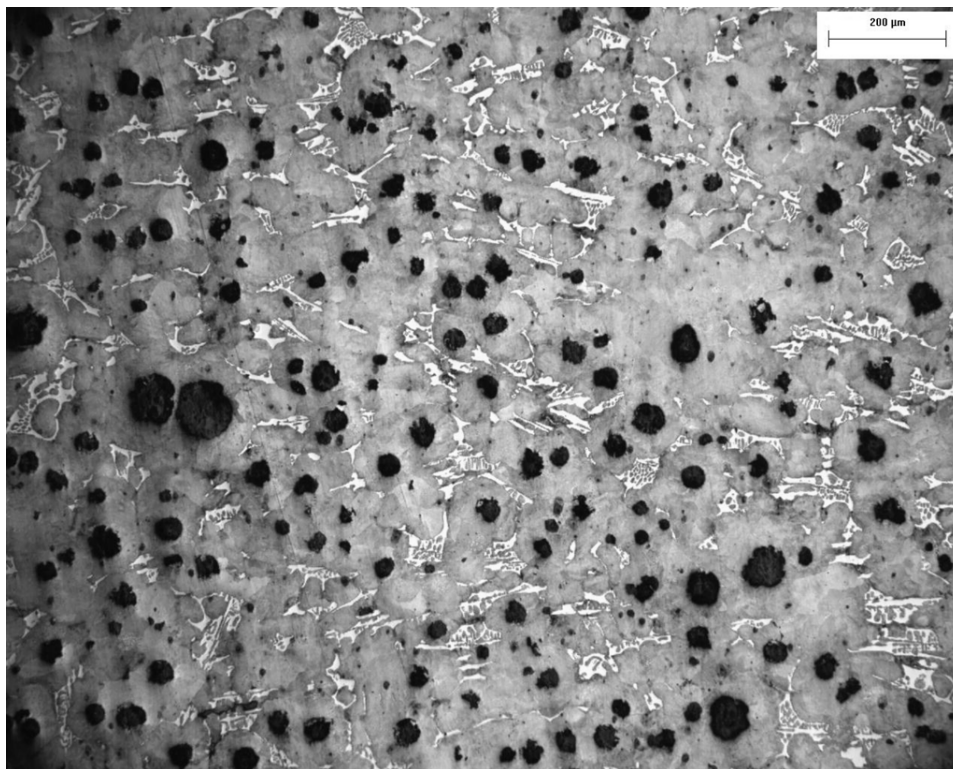
**Figura 4.3.-** Muestra analizada en la parte izquierda de la pieza, sin ataque se observa nódulos de grafito.

## 2.2 Matriz del Hierro Nodular Base

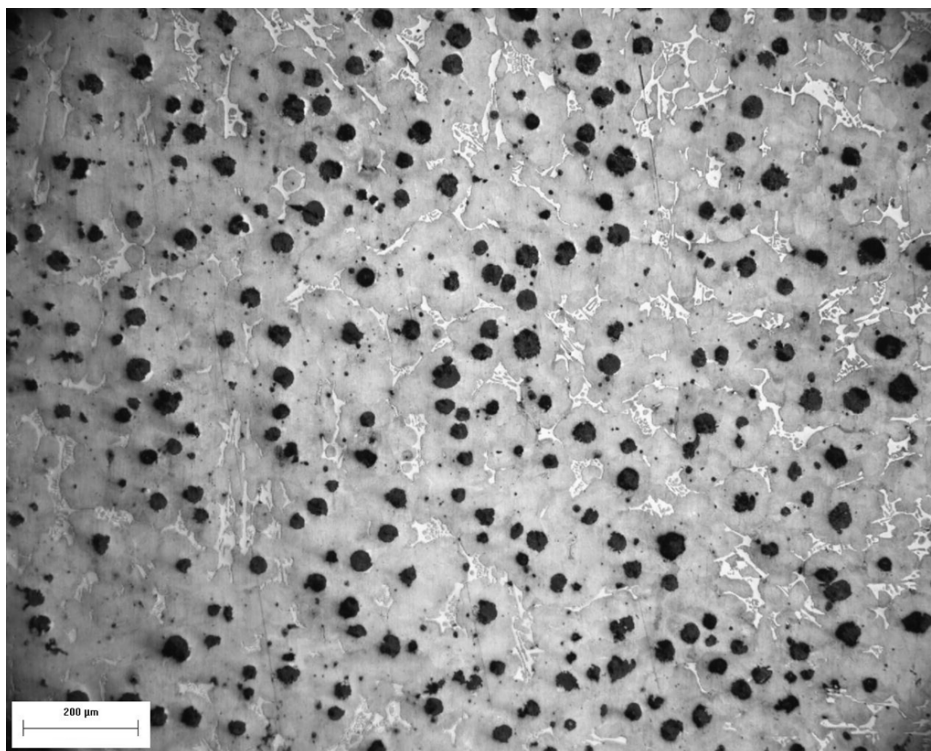
La matriz obtenida en las piezas del hierro nodular base, presentan mezclas de perlita con carburo. Las figuras 4.4, 4.5 y 4.6 muestra las microestructuras de tres regiones de la pieza de hierro nodular, una localizada a la parte derecha, otra en la zona media y una más en la parte izquierda. Todas las piezas fueron atacadas con Nital 2 y las imágenes fueron tomadas originalmente a 100x. En todas las regiones solo se presenta perlita y carburos, con contenidos similares, lo que indica una matriz homogénea en estos dos microconstituyentes



**Figura 4.4.-** Microestructura de la parte derecha de la pieza.



**Figura 4.5.-** Microestructura de la parte intermedia de la pieza



**Figura 4.6.-** Microestructura de la parte izquierda de la pieza

### 2.3 Fracción de Carburos Iniciales en la Pieza

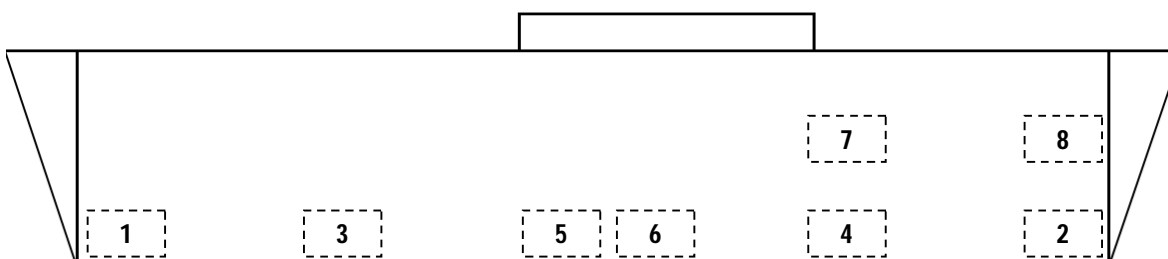
Para cuantificar la cantidad de carburos presentes, se obscurecieron las muestras hasta un estado de sobre ataque, esto se realizó con un reactivo formado por 10 ml de  $\text{HNO}_3$ , 4 ml de HF y 87 ml de  $\text{H}_2\text{O}$ , este reactivo obscurece totalmente a la matriz perlítica y el grafito embebido en la matriz, con lo que se permite observar solo los carburos presentes en la pieza, de color blanco.

El cuateo de los carburos de las muestras sobre atacadas se realizó mediante el procesamiento de las imágenes correspondientes aplicando el software Image Pro Plus, las cuales fueron tomadas originalmente a 100x. Los porcentajes de carburos fueron determinados en base al área total analizada para cada muestra, considerando que el área de cuantificación incluye el área ocupada por el grafito más perlita más carburos que en total representan el 100 %. El software contabiliza los carburos presentes en un área determinada



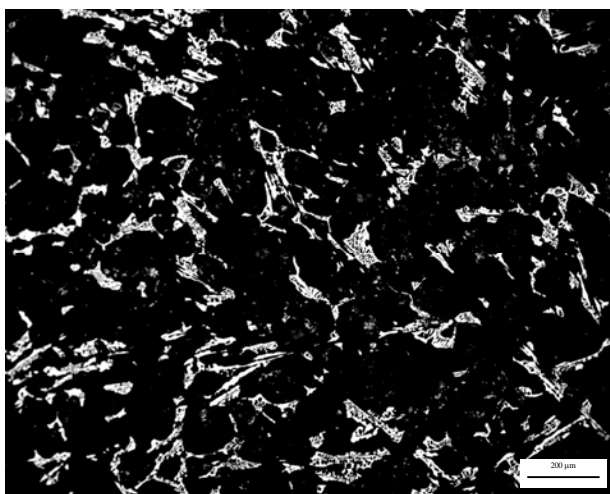
de evaluación y obtiene el porcentaje de estos en base al contraste de dos colores el negro que es la matriz sobre atacada y el blanco que son los carburos.

El esquema de la figura 4.7, muestra las zonas en las cuales se evaluó el % de carburos antes del tratamiento de austenización. Las figuras, desde la 4.8 hasta la 4.15, presentan la microestructura obscurecidas con  $\text{HNO}_{3\text{conc.}}$  10mL,  $\text{HF}_{\text{conc.}}$  4mL y  $\text{H}_2\text{O}_{\text{dest.}}$  87 mL, de cada una de las zonas seleccionadas indicadas en la figura 4.7.

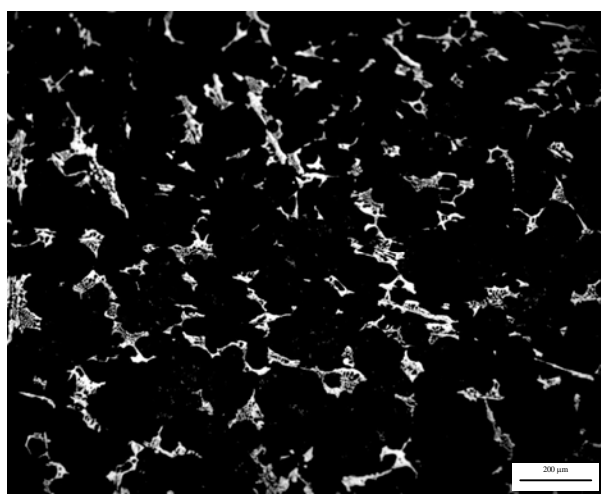


**Figura 4.7.-** Esquema que muestra las zonas seleccionadas para la cuantificación de carburos.

En estas imágenes (de la 4.8 a la 15), se observa la cantidad de carburos que tiene la pieza, esto en diferentes zonas que se trataron durante la experimentación; en donde se observa que hay zonas donde existen cantidades reducidas de carburos (Figura 4.12 y 4.13) y otras donde hay mayor cantidad de carburos.



**Figura 4.8.-** Zona 1



**Figura 4.9.-** Zona 2

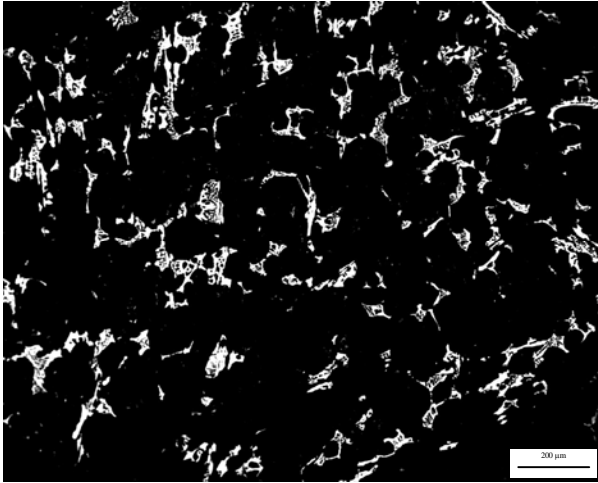


Figura 4.10.- Zona 3

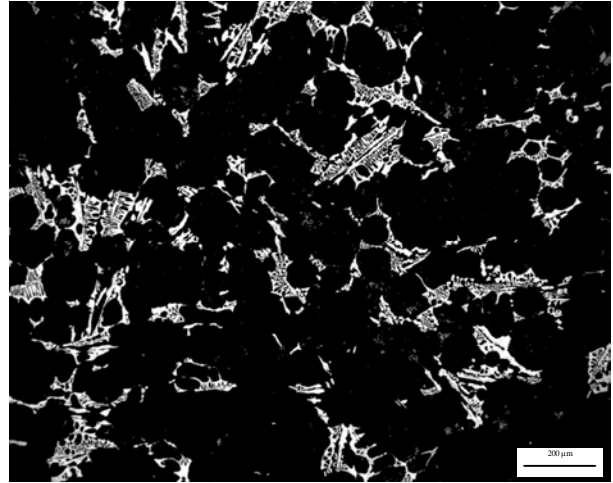


Figura 4.11.- Zona 4

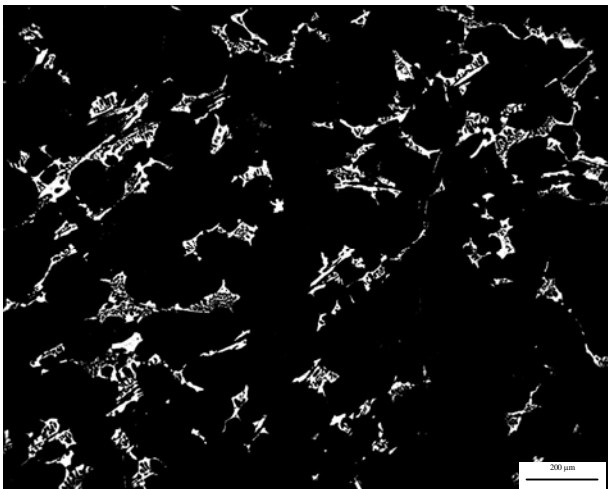


Figura 4.12.- Zona 5

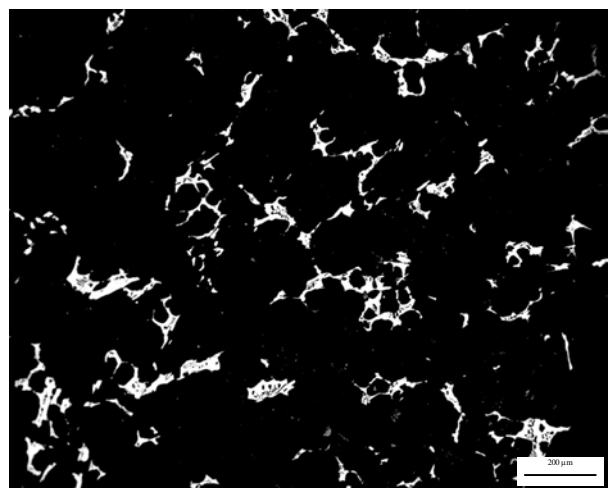
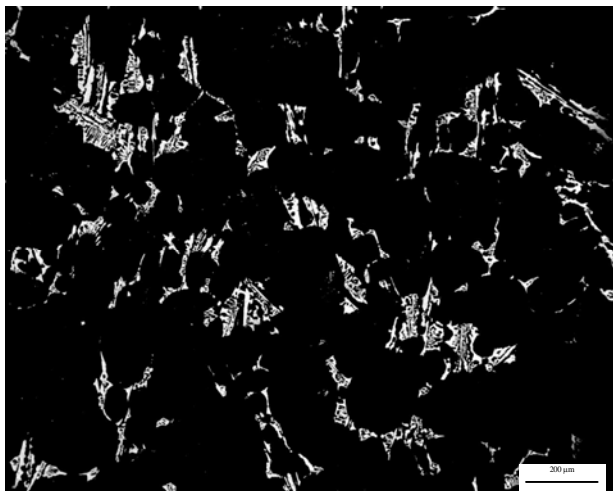
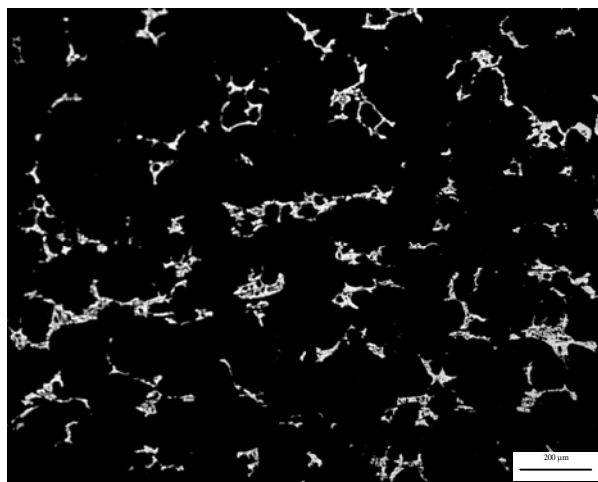


Figura 4.13.- Zona 6



**Figura 4.14.- Zona 7**



**Figura 4.15.- Zona 8**

Como se observa en las imágenes anteriores el porcentaje de carburos es muy similar y es en promedio  $9.5 \% \pm 1.688$ . Los detalles de la evaluación se muestran en el Anexo IV. La variación se debe a que la formación de carburos cambia ligeramente de una zona a otra de la muestra, asociada a las condiciones de enfriamiento locales (paredes, zona intermedia y centro de la pieza). Por lo tanto se espera que en las orillas la cantidad de carburos sea un poco mayor que en el centro de la pieza original; sin embargo se observa en los resultados que esta variación es muy pequeña. Lo que indica una distribución homogénea de carburos a través de toda la pieza.

### **3. DETERMINACIÓN DE LA TEMPERATURA DE AUSTENIZACIÓN**

#### **3.1 Aplicando las Ecuaciones Teóricas**

La temperatura eutectoide del diagrama Fe - Grafito teórica es de  $727\text{ }^{\circ}\text{C}$  aproximadamente, sin embargo esta cambia con respecto al aumento del silicio o al contenido de elementos de aleación. La bibliografía [Walton C. F, 1981] muestra la ecuación de la cual se puede estimar esta temperatura crítica, dada por:



$$\text{Temperatura critica } (^{\circ}\text{C}) = 730 + 28 (\% \text{ Si}) - 25 (\% \text{ Mn}) \quad \text{Ec. (1)}$$

Sin embargo esta ecuación solo considera al silicio y al manganeso como elementos que alteran la posición de la temperatura eutectoide, sin considerar otros como el cobre, el cromo y molibdeno que son blanqueadores o formadores de carburos y que también la modifican, por lo que esta ecuación solo se toma como referencia.

En la figura 2.7 del capítulo II, se muestra un diagrama Fe – Grafito – Silicio, el cual indica que por arriba del 2% de silicio provoca que la temperatura eutectoide se lleve a cabo en un rango o intervalo de temperaturas; lo anteriormente quiere decir que existe una temperatura eutectoide que indica el inicio y otra el final de la transformación.

Aplicando la ecuación 1, con los niveles de silicio y manganeso experimentales resulta que la temperatura eutectoide es 775.5 °C, sin embargo esta no indica lo referente a la evolución inicial o final de la transformación eutectoide, como lo marca el diagrama ternario Fe-G-Si.

Por tal motivo y por lo comentado en este punto, se opto por obtener experimentalmente la curva de enfriamiento de la aleación experimental para determinar el inicio y final de la transformación eutectoide y seleccionar correctamente la temperatura de austenización, esto se describirá con más detalle en el siguiente punto.

### 3.2 Curva de Enfriamiento para determinar la Transformación Eutectoide

Para obtener la curva de enfriamiento se utilizo una pieza del hierro nodular con carburos a la cual se le integro un termopar tipo K, la pieza se calentó dentro de una mufla hasta una temperatura de 980 °C, con la finalidad de transformar a la pieza en austenita, posteriormente fue enfriada lentamente dentro de la mufla.

Para obtener los datos de temperatura - tiempo y trazar la curva de enfriamiento se utilizo un adquisidor de datos (Loscan 100). En la figura XXX, muestra la curva de enfriamiento experimental.

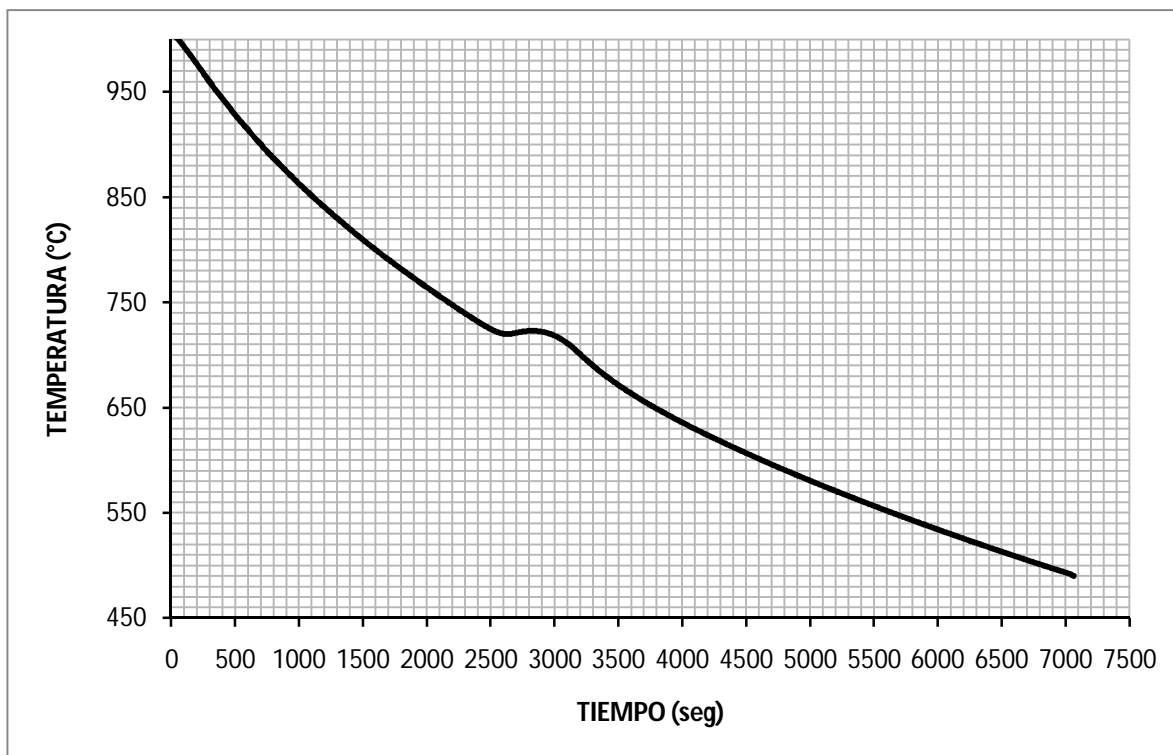


Figura 4.16.- Curva de enfriamiento obtenida experimentalmente.

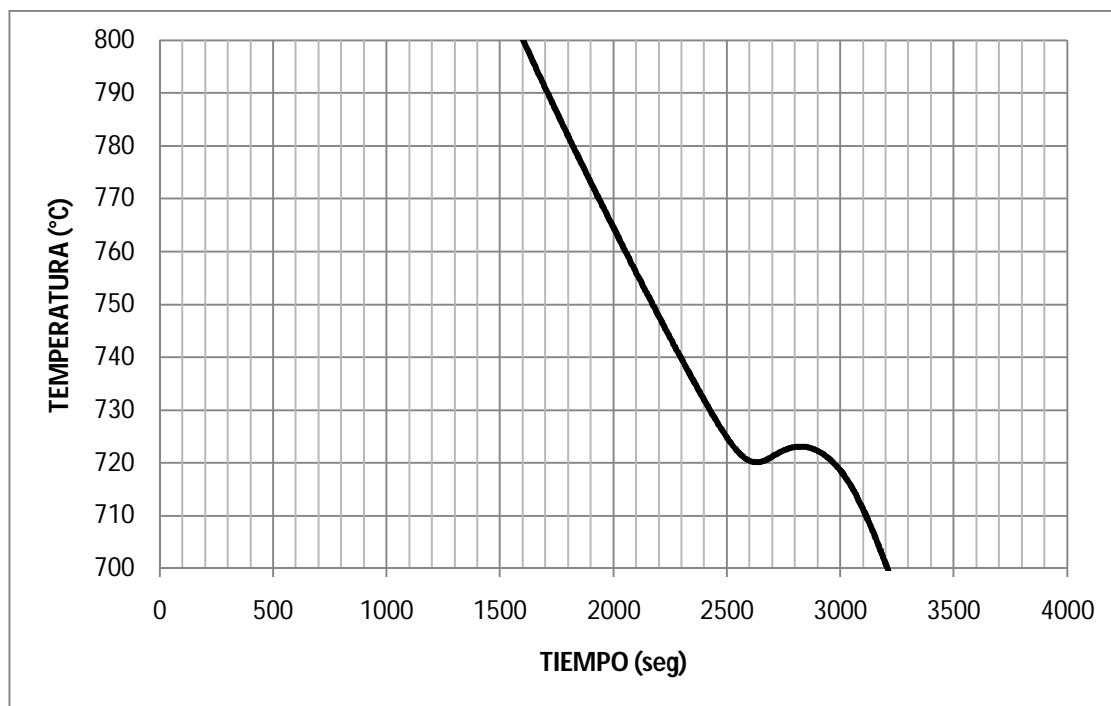


Figura 4.17.- Amplificado el subenfriamiento de la transformación Eutectoide





En la curva de enfriamiento se observa diferentes cambios de pendiente, estos cambios se relacionan con el inicio y fin de la transformación eutectoide. Para determinar con mayor precisión estas temperaturas de final e inicio de la transformación eutectoide, se calcularon la primera y segunda derivada de la curva, las cuales dieron una temperatura de inicio de transformación eutectoide de 856 °C y de fin de transformación eutectoide de 736 °C.

Considerando estos datos experimentales se optó por utilizar temperaturas de austenización por arriba de los 800 °C, esto con la finalidad de evaluar el efecto de diferentes temperaturas de austenización del hierro nodular con carburos y finalmente determinar la temperatura a la cual toda la matriz se transforma en austenita.

Posteriormente con el tratamiento de temple después de las condiciones de temperatura y tiempo de austenización aplicadas, la austenita se transformara en martensita. En el caso de que los carburos no sean estables durante el tratamiento de austenización estos se descompondrán en austenita más carbono que saturara a la austenita o se presentara en la matriz como grafito (incluso si la transformación no está completa, se espera observar restos de ferrita y perlita sin transformar) y estarán presentes en menor cantidad o totalmente ausentes en las muestras templadas.

#### 4. EVALUACIÓN DE PIEZAS TRATADAS TÉRMICAMENTE

##### 4.1 Grafito en la Matriz

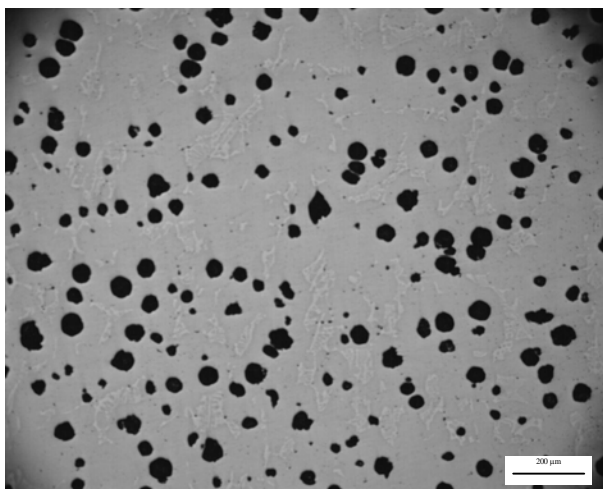
Las figuras 4.18 y 4.19, presentan la muestra antes y después del tratamiento sin ataque, en ellas se puede observar que el grafito no sufre cambios en morfología significativos, indicando que este no es afectado por las condiciones de tratamiento térmico.

Situación similar ocurre para la muestra F2, 1, mostrada en las Figuras 4.20 y 4.21, así como en la muestra F 1,10, presentada en la figura 4.19.

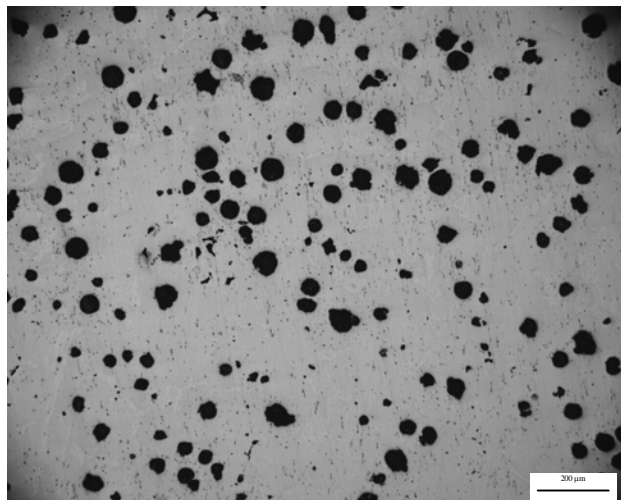
Para todas las muestras observadas después del tratamiento térmico se puede observar la presencia de puntos negros muy finos en la matriz, que podrían indicar la posible precipitación de grafito por la descomposición parcial de los carburos en el material original,



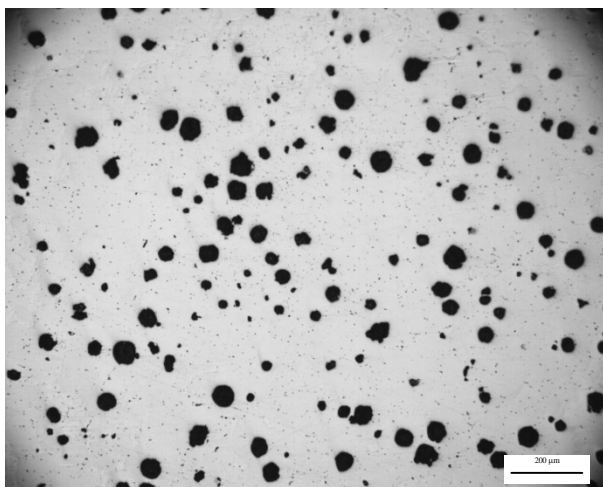
sin embargo estos son tan pequeños que no es posible resolverlos claramente por microscopía óptica. Para el estudio detallado de la composición, magnitud y cantidad de estos finos precipitados es necesario utilizar técnicas de microscopía electrónica de barrido, sin embargo este no es el objetivo principal de la tesis. Por lo que este trabajo solo se dirigió al estudio de la disolución de carburos masivos que pueden ser cuantificados por microscopía óptica.



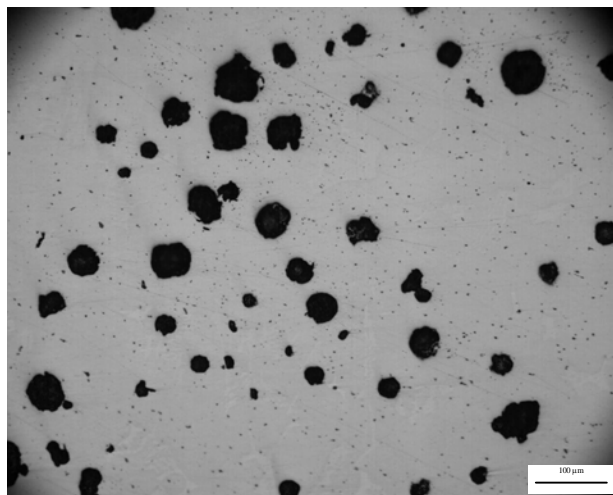
**Figura 4.18.-** Sin Tratamiento Térmico [TT]



**Figura 4.19.-** Muestra F 1,10 sin ataque, con  $T_{\gamma}$  de 925 °C



**Figura 4.20.-** Con TT sin ataque muestra F 2,1 a  $T_{\gamma}$  de 950 °C



**Figura 4.21.-** Con TT sin ataque muestra F 2,1 a  $T_{\gamma}$  de 950 °C



## 4.2 Matriz después del Tratamiento Térmico

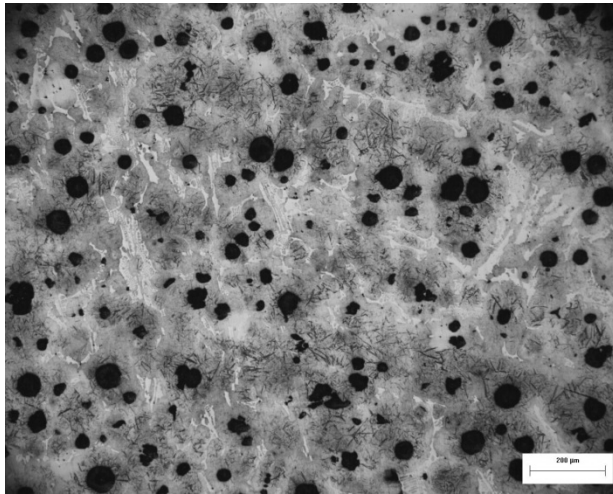
Para el tratamiento de austenizado, se requiere que la pieza este a una temperatura por arriba del intervalo de la temperatura eutectoide, ya que dentro de este campo se tiene las fases: carbón grafito, austenita y los carburos en caso de ser estables.

Lo anterior es importante ya que la temperatura y tiempo de austenización adecuadas transforman toda la perlita a austenita, debido a que se rebasa la temperatura final de transformación eutectoide y se da tiempo necesario para la transformación total de la perlita a austenita. Cuando esto es seguido de un enfriamiento súbito, la austenita se transforma en martensita por lo que esto es un indicativo que las condiciones de austenización fueron las adecuadas.

En caso contrario temperaturas localizadas entre las temperaturas de inicio y final de la transformación eutéctica solo se transformara parcialmente la perlita de la matriz, produciendo una austenización parcial del hierro nodular. Un enfriamiento rápido desde la temperatura de austenización producirá mezclas de martensita y perlita en la matriz, lo que es indicativo de una deficiente austenización del hierro nodular.

En las figuras 4.22 y 4.23 se presentan las microestructuras de las muestras austenizadas a 875 °C a diferentes aumentos y atacadas con Nital 2. Se observa que la matriz presenta martensita, sin embargo en algunas zonas presentan pequeños residuos de perlita, lo que indica que a estas condiciones de tratamiento el material no alcanzo la austenización completa.

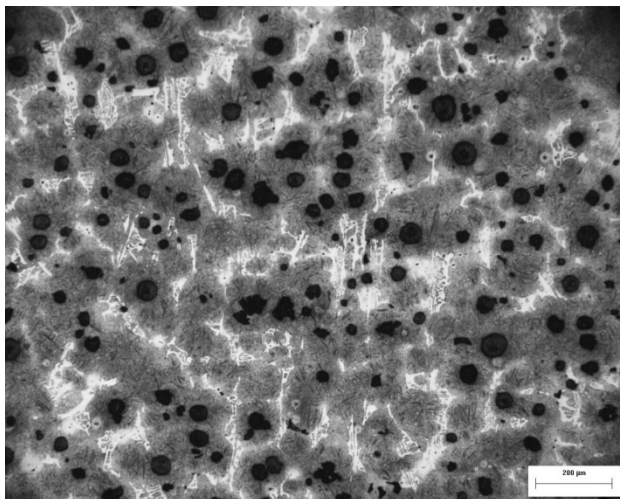
Las figuras 4.24 y 4.25 muestras a 100x que la matriz se transformó en su totalidad a martensita, garantizando con ello que a estas temperaturas toda la perlita se transformo a austenita, sin embargo a mas aumentos como se muestra en las figuras 4.25 y 4.27 se nota que la martensita es más gruesa que la obtenida en la figura 4.23; esto se debe a que a medida que aumenta la temperatura, permite que las placas de martensita vayan creciendo y sean más definidas en su forma.



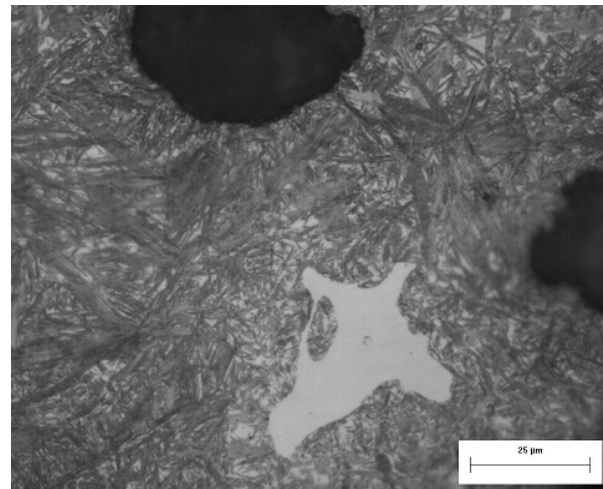
**Figura 4.22.-** Muestra austenizada a 875 °C durante 90 min



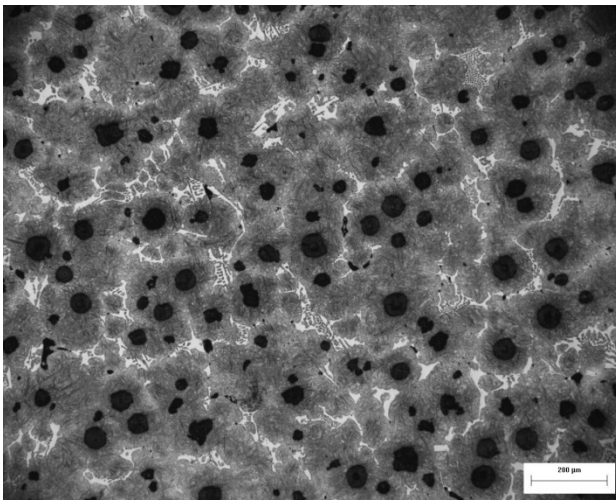
**Figura 4.23.-** Muestra austenizada a 875 °C durante 90 min



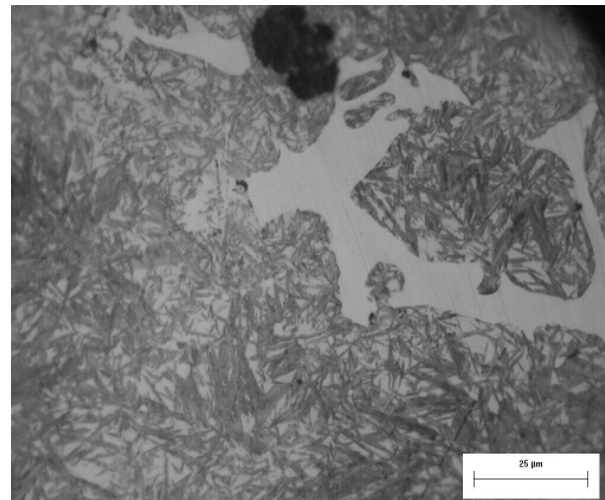
**Figura 4.24.-** Muestra austenizada a 900 °C durante 90 min



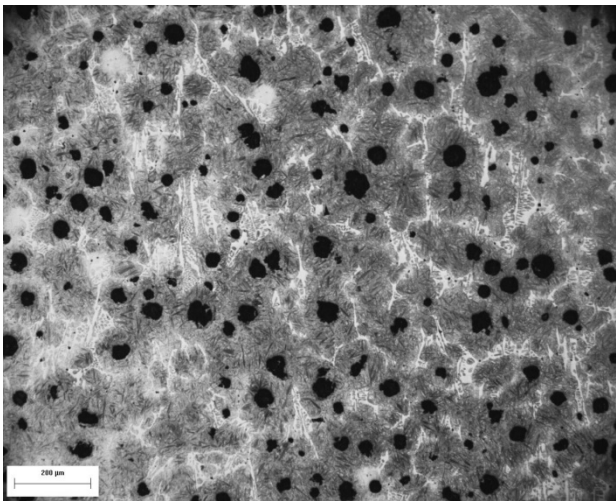
**Figura 4.25.-** Muestra austenizada a 900 °C durante 90 min



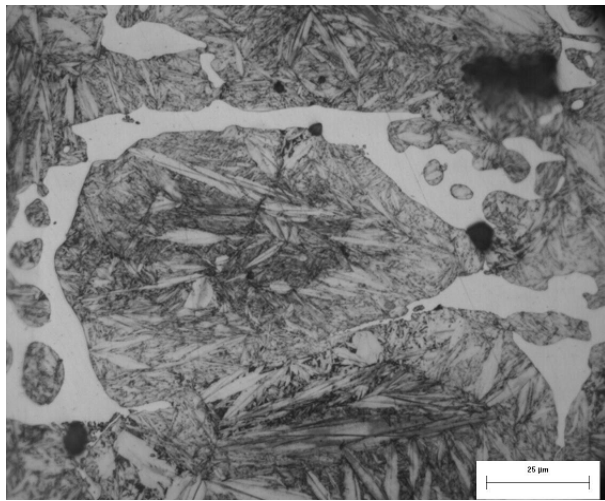
**Figura 4.26.-** Muestra austenizada a 925 °C durante 90 min



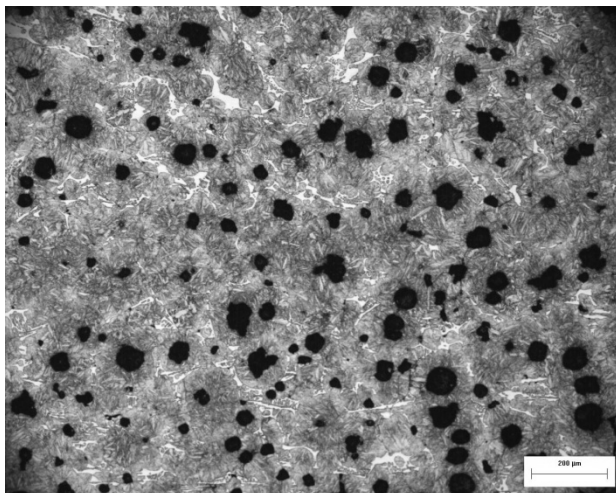
**Figura 4.27.-** Muestra austenizada a 925 °C durante 90 min



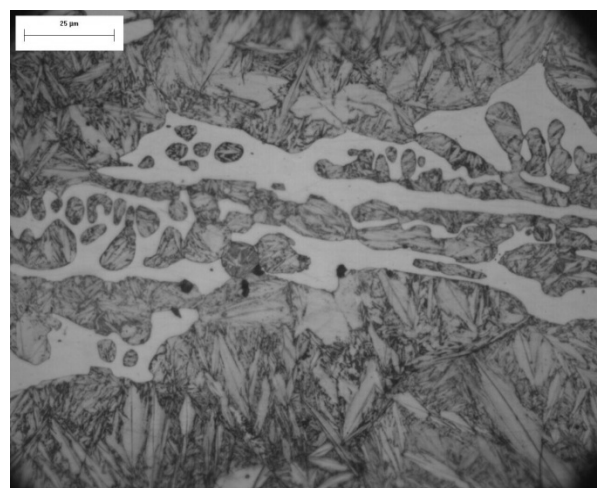
**Figura 4.28.-** Muestra austenizada a 950 °C durante 90 min



**Figura 4.29.-** Muestra austenizada a 950 °C durante 90 min



**Figura 4.30.-** Muestra austenizada a 975 °C durante 90 min



**Figura 4.31.-** Muestra austenizada a 975 °C durante 90 min

En las microestructuras de las figuras tomadas a 100x (200 μm) apenas se alcanzan a resolver la presencia de placas de martensita, la resolución de la forma característica de las placas de martensita es mucho más clara en las imágenes tomadas a mayores aumentos, donde se observa que hasta los glóbulos de perlita del interior de la ledeburita transformada se transforman en martensita, observar figuras 4.29 y 4.31.

También se observa que a medida que aumenta la temperatura de austenización las placas de martensita son más masivas y gruesas.

### 4.3 Fracción de Carburos después del Tratamiento Térmico

Para determinar la fracción de carburos disueltos en la pieza por comparación metalográfica cuantitativa entre las muestras sin tratamiento y con tratamiento de austenización, se utilizó el software Image Pro Plus. Este programa cuenta la cantidad de carburos presentes en la pieza y obtiene el porcentaje de ellos en un área específica; con ello se determinó la cantidad de carburos antes y después del tratamiento. En base a la diferencia de las fracciones de carburos presentes antes y después del tratamiento se determinó la fracción o porcentaje de carburos disueltos en función de la temperatura y tiempo de austenización, los resultados se presentan en la Tabla 4.2



**Tabla 4.2.-** Disolución de carburos en función de la temperatura y tiempo de austenización.

T <sub>γ</sub> (°C)	60	90	120	150	180	t <sub>γ</sub> (min)
875	6.878	9.488	28.685	-28.958	-11.703	
900	27.501	17.125	16.949	41.235	19.481	
925	39.848	33.775	22.885	16.742	41.087	
950	18.825	33.974	13.677	19.242	33.949	
975	-48.077	-3.486	12.241	-8.732	20.430	

En general se observa que la fracción de carburos disuelta oscila en 23.7%, esto representa una cuarta parte de los carburos que contiene cada pieza; es importante notar que cinco muestras presentan signo negativo, lo que indica que hubo un incremento de la fracción de carburos después del tratamiento térmico.

Las fracciones de carburos disueltos mostradas en la tabla 4.2 fueron recalculadas considerando la variación de carburos ( $\Delta\%$  Carburos) que se tienen de una zona a otra de la pieza y de la fracción de carburos presentes de una posición a otra dentro de las muestras analizadas. Esta variación como se mencionó en párrafos anteriores, se debe a que las fracciones locales de carburos cambian de una zona a otra dentro de una misma muestra, lo cual es asociado a las condiciones locales de solidificación a las cuales son muy sensibles los hierros nodulares, además de presentarse posibles patrones de segregación durante la solidificación del hierro nodular. La tabla 4.3 muestra el ajuste de los cálculos de disolución de carburos en función del  $\Delta\%$  Carburos.



**Tabla 4.3.-** Disolución de carburos en función de la temperatura y tiempo de austenización, considerando el  $\Delta$  % Carburos de 1.688%.

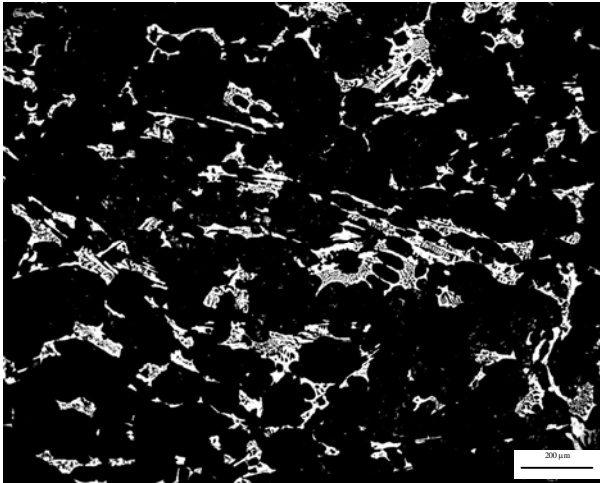
T $\gamma$ (°C)	60	90	120	150	180	t $\gamma$ (min)
875	0.000	0.000	28.685	-28.959	0.000	
900	27.501	0.000	0.000	41.235	19.481	
925	39.848	33.775	22.885	0.000	41.087	
950	18.825	33.974	0.000	19.242	33.949	
975	-48.077	0.000	0.000	0.000	20.430	

En la tabla 4.3 se observa que en realidad, las piezas que presentaban un signo negativo, entran en el rango de corrección; este rango es la desviación estándar de la población de las muestras tratadas.

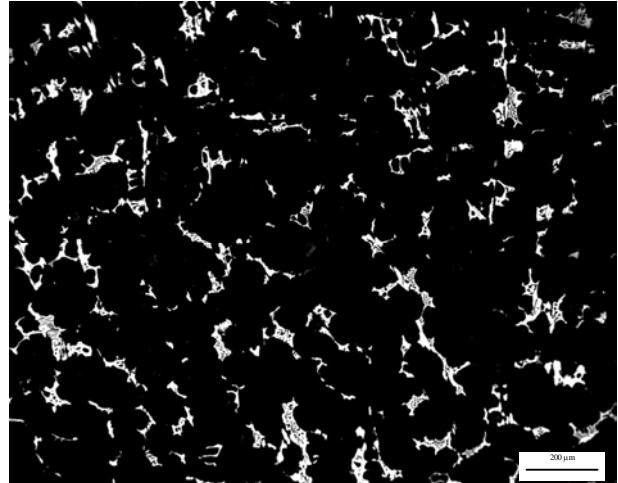
El análisis acerca de los datos se dará en el punto 5.1 de este capítulo, ya que más adelante, en el punto 5, se presentan los gráficos con las barras de error, en donde se observa claramente, que piezas tuvieron disolución de carburos y cuáles no. Las piezas que aun presentan valores negativos se deben a errores de medición.

Con el propósito de dar mayor soporte a los resultados numéricos, se presenta la comparación entre las microestructuras que presenta los carburos antes y después del tratamiento de austenización, analizados por el Image Pro Plus, para ello se atacaron con una solución de 10 mL HNO<sub>3</sub> + 4mL HF + 87 mL H<sub>2</sub>O, se observa que la fracción de carburos antes y después del tratamiento térmico de austenizado son muy similares, la diferencia prácticamente no es perceptible a simple vista.

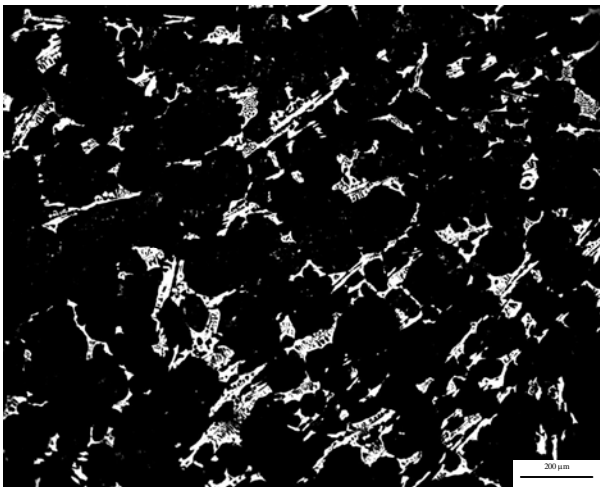




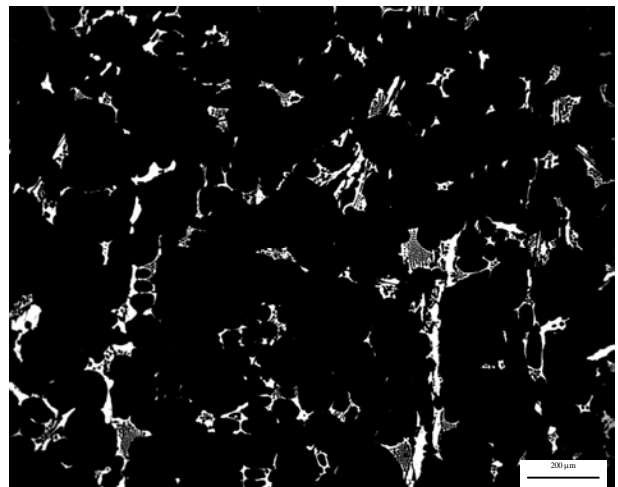
**Figura 4.32.-** Muestra F 1,1 sin Tratamiento Térmico



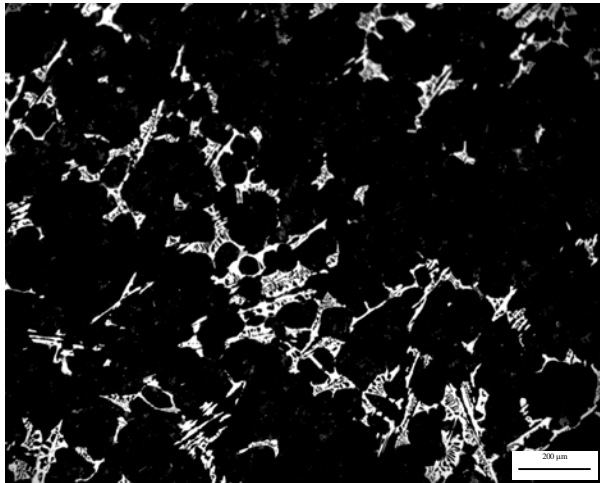
**Figura 4.33.-** Muestra F 1,1 Tratada a 900 °C durante 60 min.



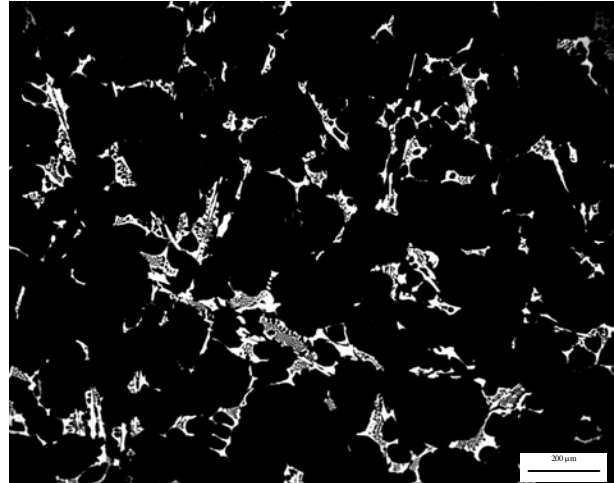
**Figura 4.34.-** Muestra F 1,4 sin Tratamiento Térmico



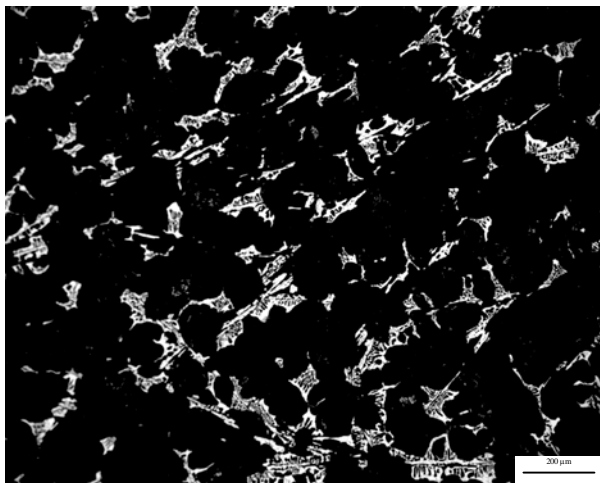
**Figura 4.35.-** Muestra F 1,4 Tratada a 900 °C durante 150 min.



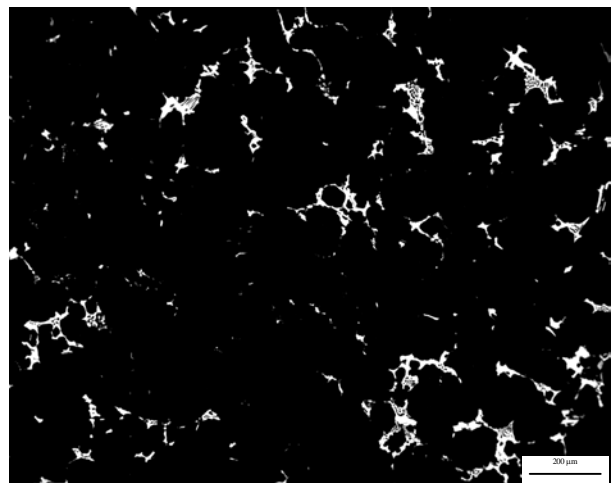
**Figura 4.36.-** Muestra F 1,9 sin Tratamiento Térmico



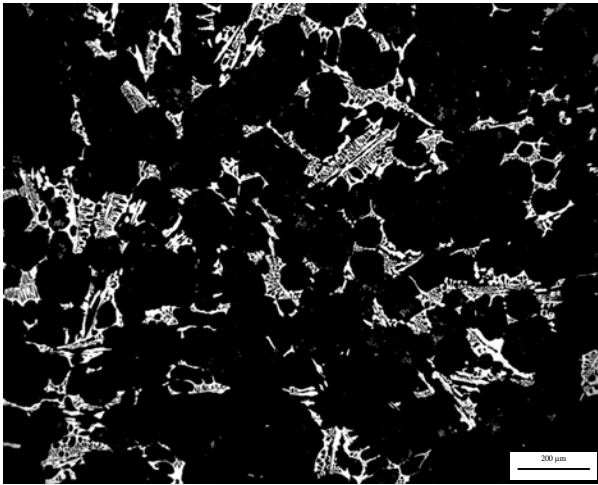
**Figura 4.37.-** Muestra F 1,9 Tratada a 925 °C durante 90 min.



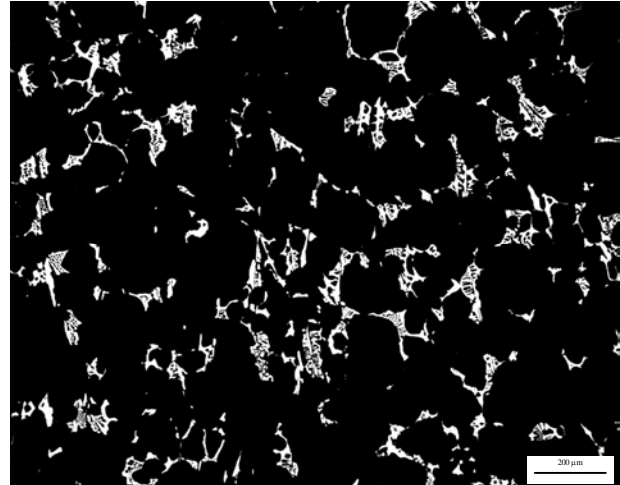
**Figura 4.38.-** Muestra F 1,10 sin Tratamiento Térmico



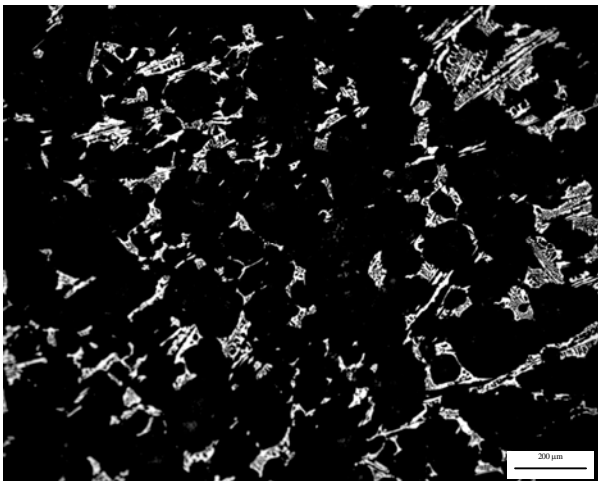
**Figura 4.39.-** Muestra F 1,10 Tratada a 925 °C durante 60 min.



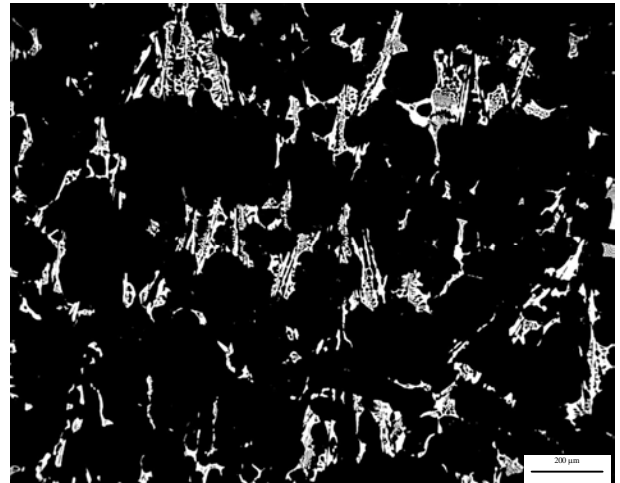
**Figura 4.40.-** Muestra F 1,11 sin Tratamiento Térmico



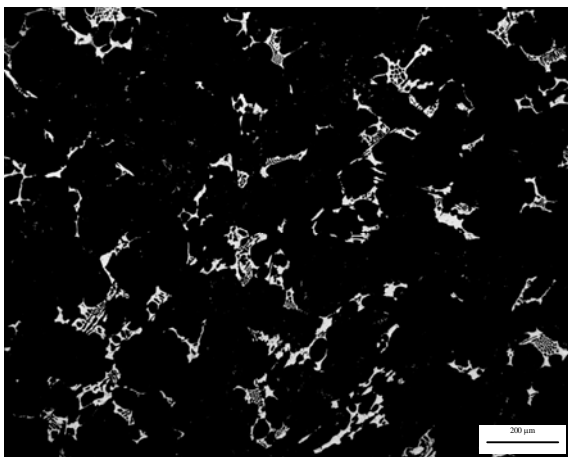
**Figura 4.41.-** Muestra F 1,11 Tratada a 950 °C durante 90 min.



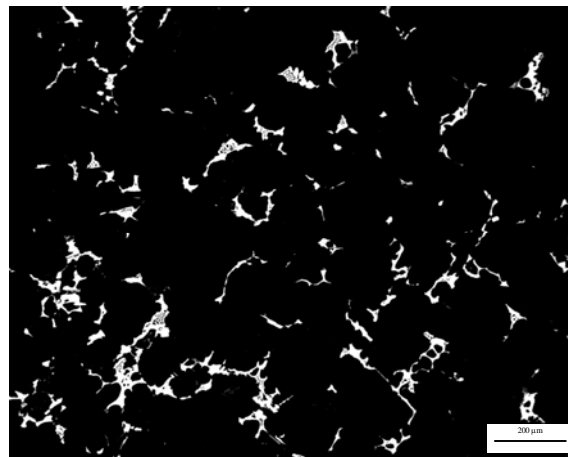
**Figura 4.42.-** Muestra F 1,12 sin Tratamiento Térmico



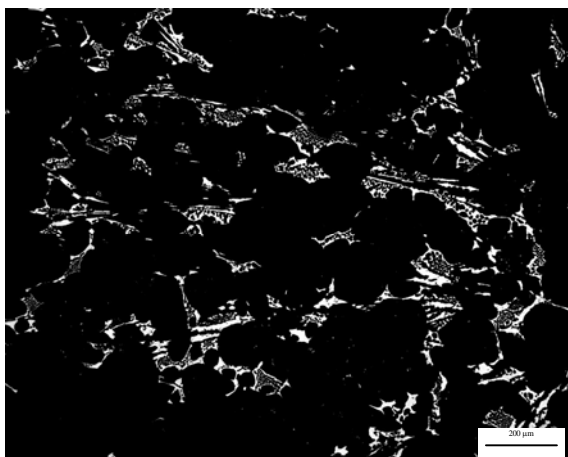
**Figura 4.43.-** Muestra F 1,12 Tratada a 950 °C durante 60 min.



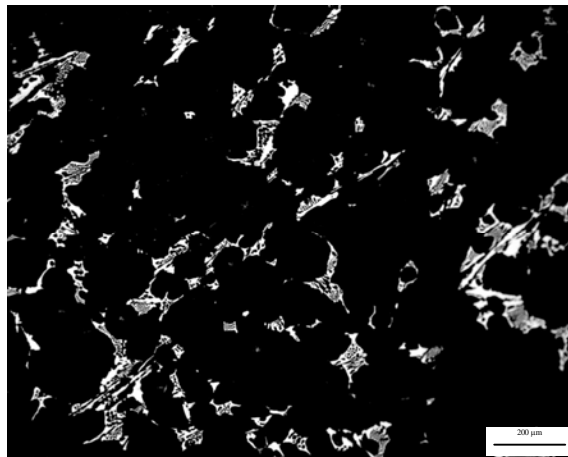
**Figura 4.44.-** Muestra F 3,1 sin Tratamiento Térmico



**Figura 4.45.-** Muestra F 3,1 Tratada a 975 °C durante 90 min.



**Figura 4.46.-** Muestra F 2,2 sin Tratamiento Térmico



**Figura 4.47.-** Muestra F 2,2 Tratada a 975 °C durante 60 min.

Los resultados obtenidos en este trabajo son coherentes con lo reportado por autores como Kovacs B. C., 1991 y Yan Mi, 1995, que mencionan que los carburos generados a partir de molibdeno son muy estables a temperaturas elevadas, lo cual no provocaría la disolución de los carburos, sin embargo como dentro del carburo hay pequeñas cantidades de perlita proveniente de la ledeburita transformada; al transformar a esta, podría provocar que en estas zonas comience la disolución de carburos y por ello la dispersión en partes más pequeñas. Sin embargo los trabajos de estos dos autores no fueron dirigidos al estudio de hierros CADI, sino a hierros ADI considerando la presencia de carburos como una característica microestructural indeseable en el hierro base para la obtención de hierros nodulares con tratamiento de austemperizado.



## 5. EVALUACIÓN DE LA DISOLUCIÓN DE CARBUROS

A continuación se presentan los gráficos obtenidos a las diferentes temperaturas y tiempos de austenización utilizados en esta experimentación (ver Anexo X):

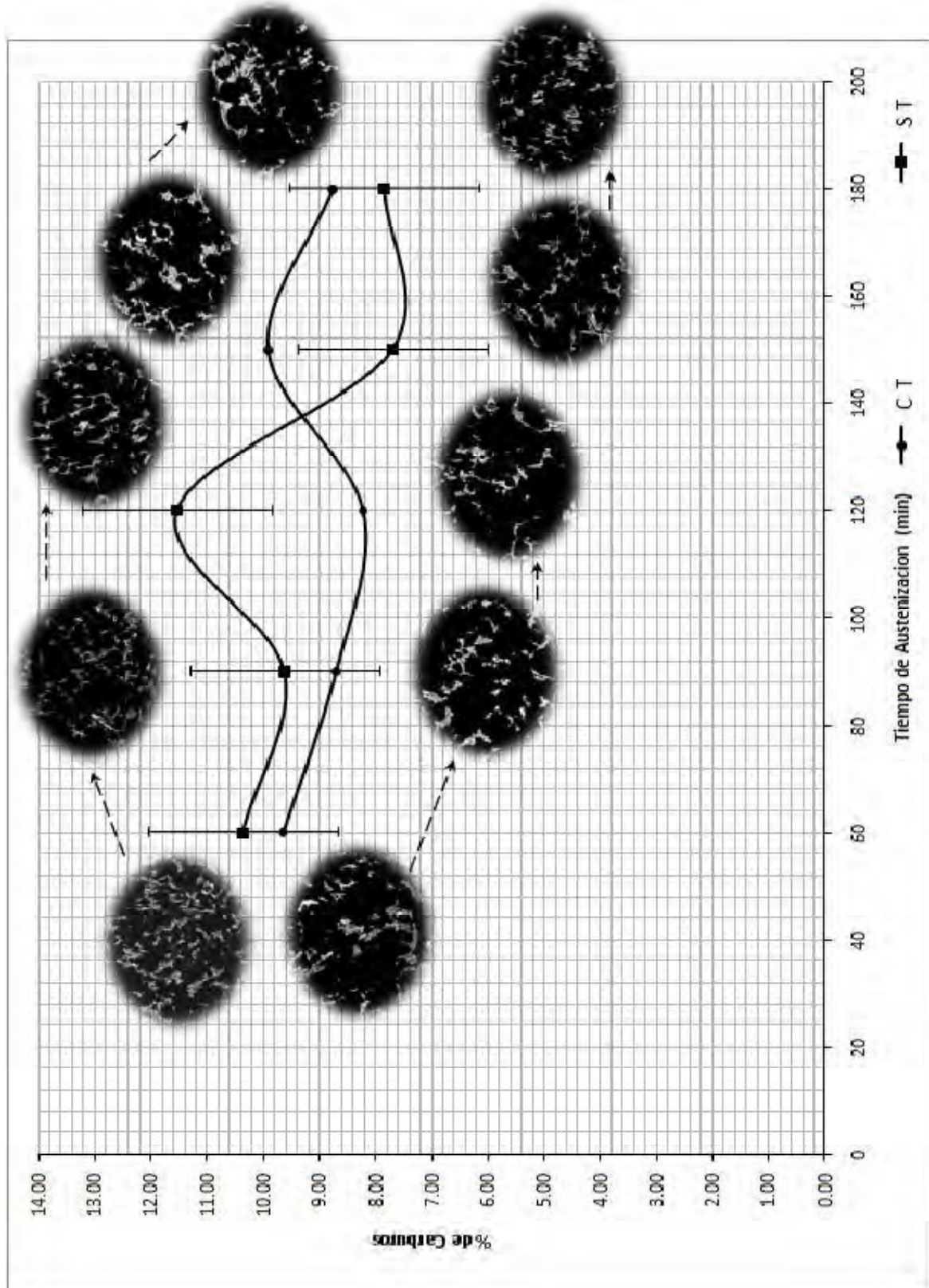
Las primeras cinco graficas (Figuras 4.48 a 4.52) se relacionan con las diferentes temperaturas de austenización tratadas y se varía el tiempo de austenización; en los gráficos se presentan unas barras, las cuales representan la desviación estándar de cada una de las muestras.

En estas figuras se presentan dos líneas, una (línea con marcador de cuadro) representa las muestras sin tratamiento térmico (ST) y la segunda (línea con marcador de circulo) representa las muestras con tratamiento térmico (CT); también se incluyen unas flechas punteadas, las cuales indican la secuencia de las imágenes, no obstante hay imágenes que no tienen flecha, esto se debe a que las imágenes no son consecutivas a la imagen anterior, sino con la imagen de la otra línea.

Las últimas cinco graficas (Figuras 4.53 a 4.57) se relacionan con los diferentes tiempos de austenización tratados y se varía la temperatura de austenización; en los gráficos se presentan unas barras, las cuales representan la desviación estándar de cada una de las muestras.

En estas figuras se presentan dos líneas, una (línea con marcador de cuadro) representa las muestras sin tratamiento térmico (ST) y la segunda (línea con marcador de circulo) representa las muestras con tratamiento térmico (CT); también se incluyen unas flechas punteadas, las cuales indican la secuencia de las imágenes.

Los puntos que están dentro de las barras de error, representan a las muestras que no presentaron disolución de carburos, los puntos que están fuera de la barra de error (desviación estándar), representa a las muestras en las que se obtuvo una disolución de carburos.



**Figura 4.48.-** Grafico comparativo de la fracción de carburos (Microestructura) antes y después del tratamiento térmico, temperatura de austenización de 875 °C

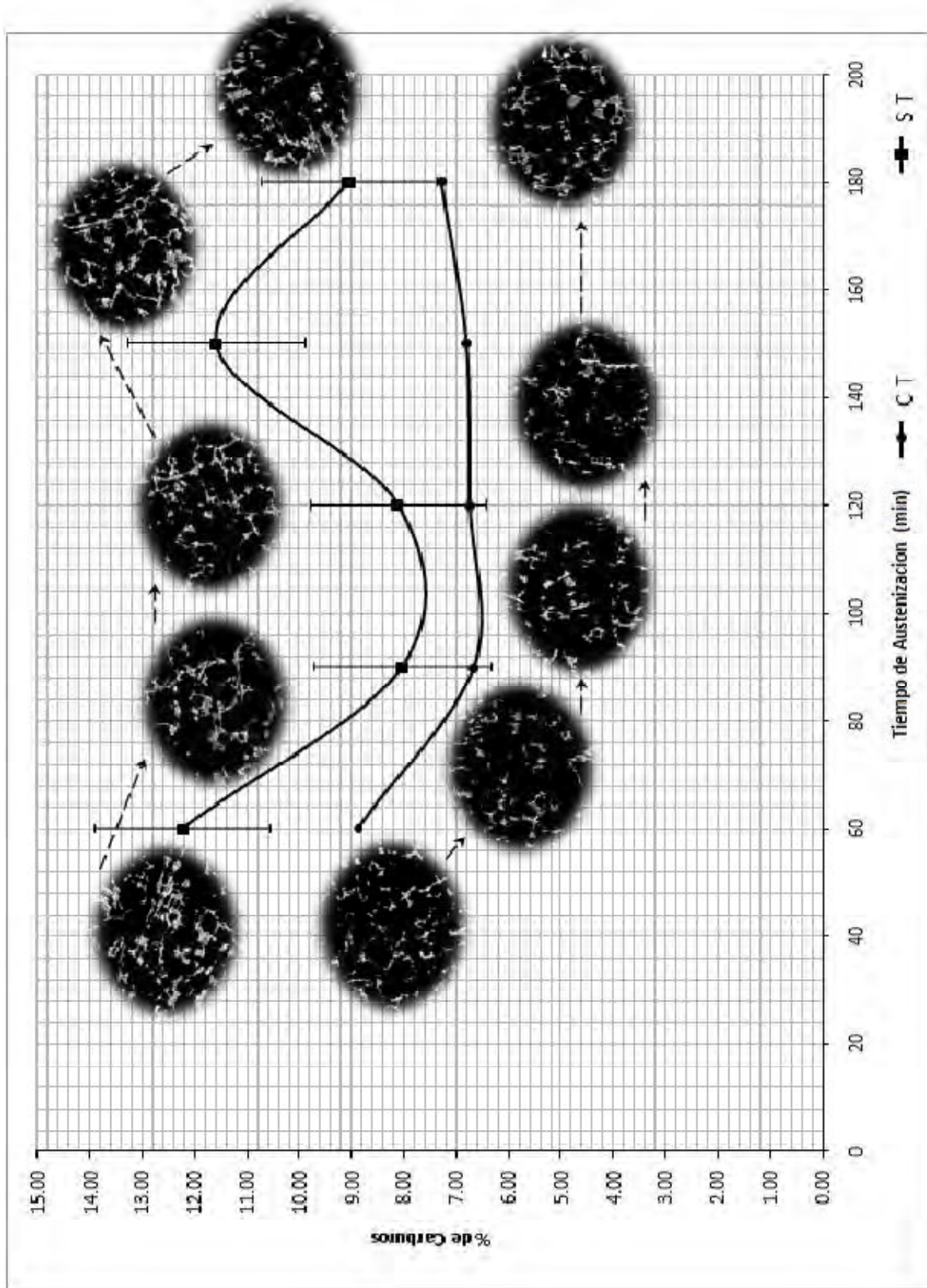
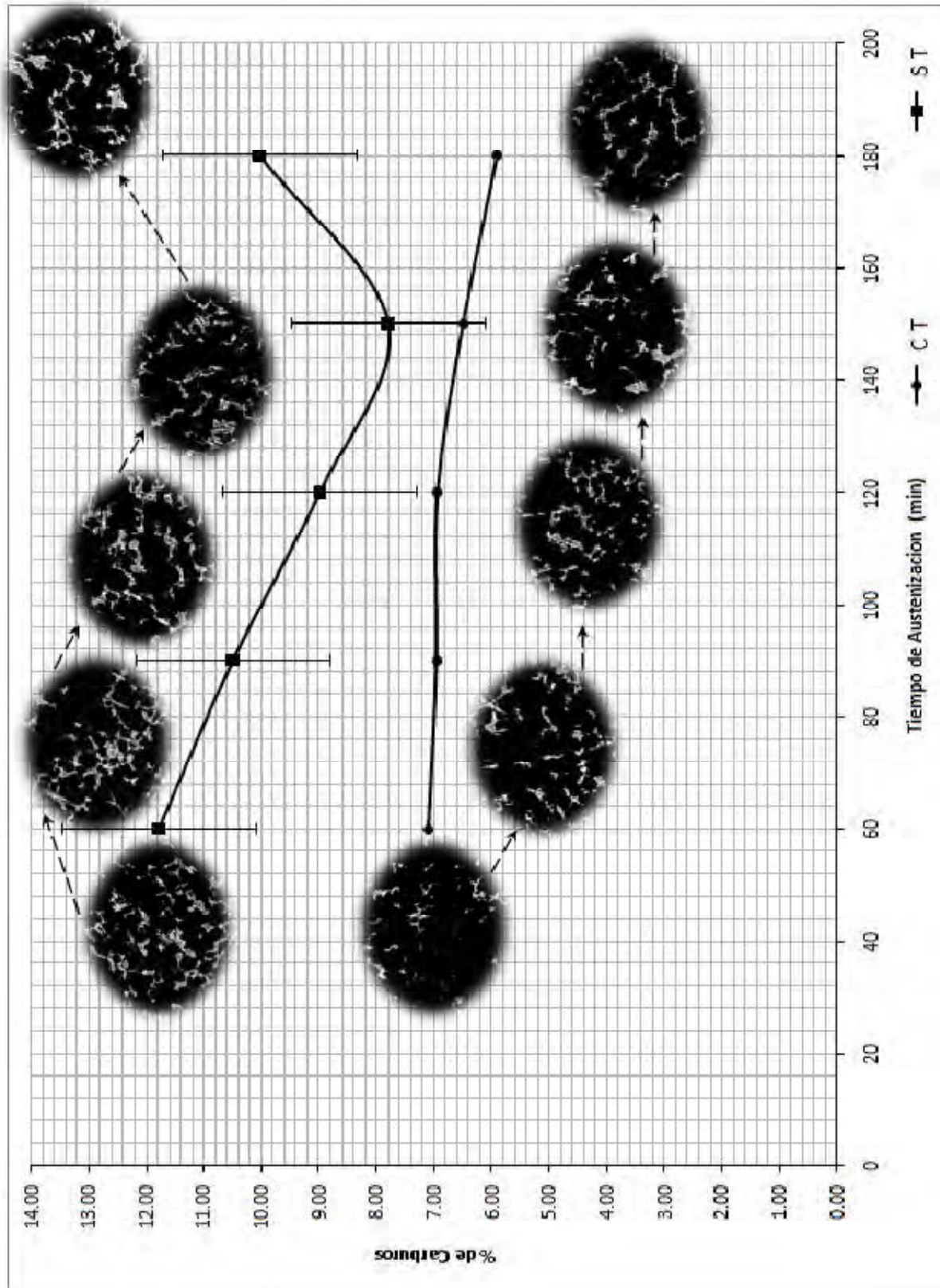


Figura 4.49.- Grafico comparativo de la fracción de carburos (Microestructura) antes y después del tratamiento térmico, temperatura de austenización de 900 °C



**Figura 4.50.-** Grafico comparativo de la fracción de carburos (Microestructura) antes y después del tratamiento térmico, temperatura de austenización de 925 °C



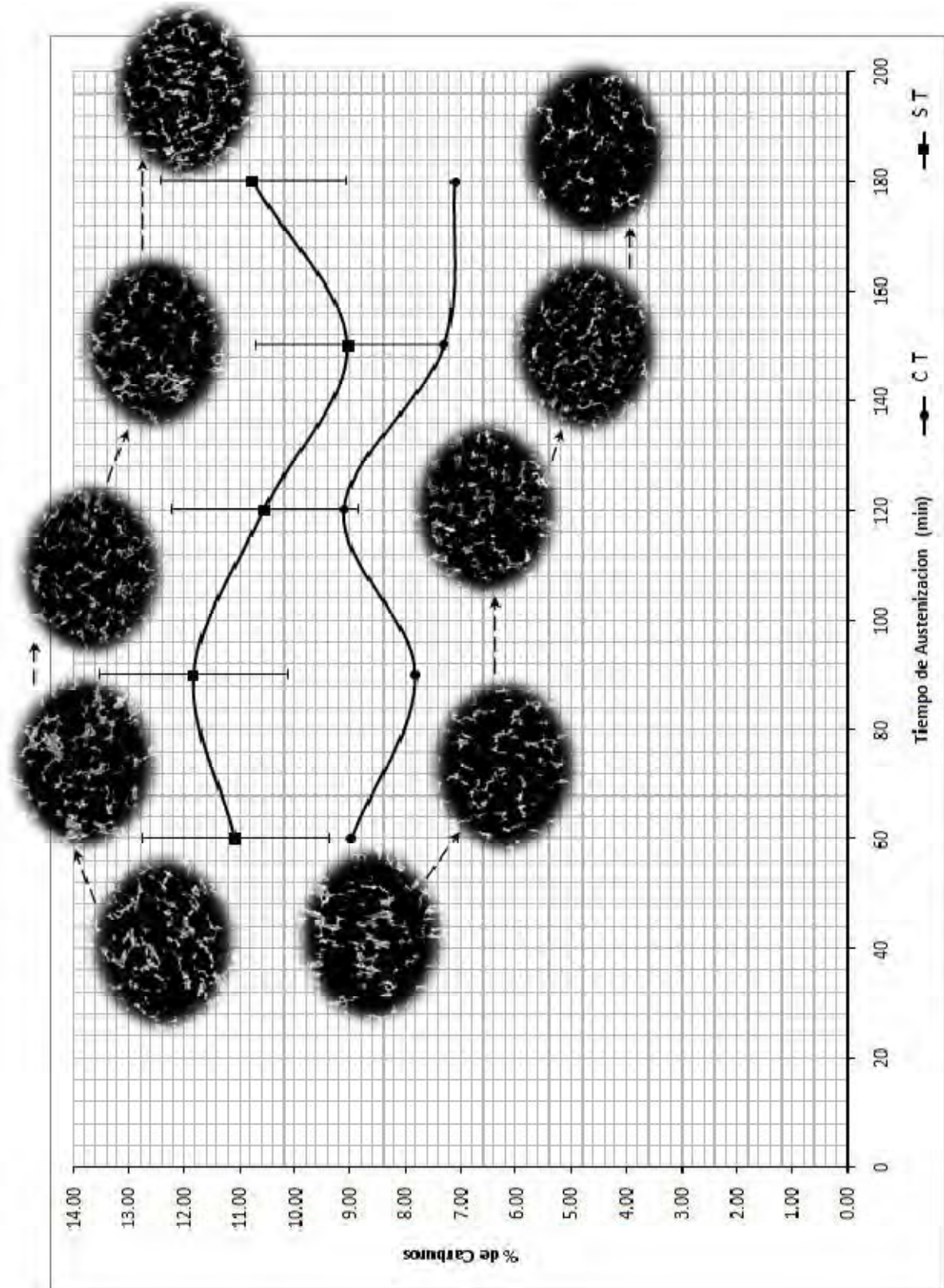
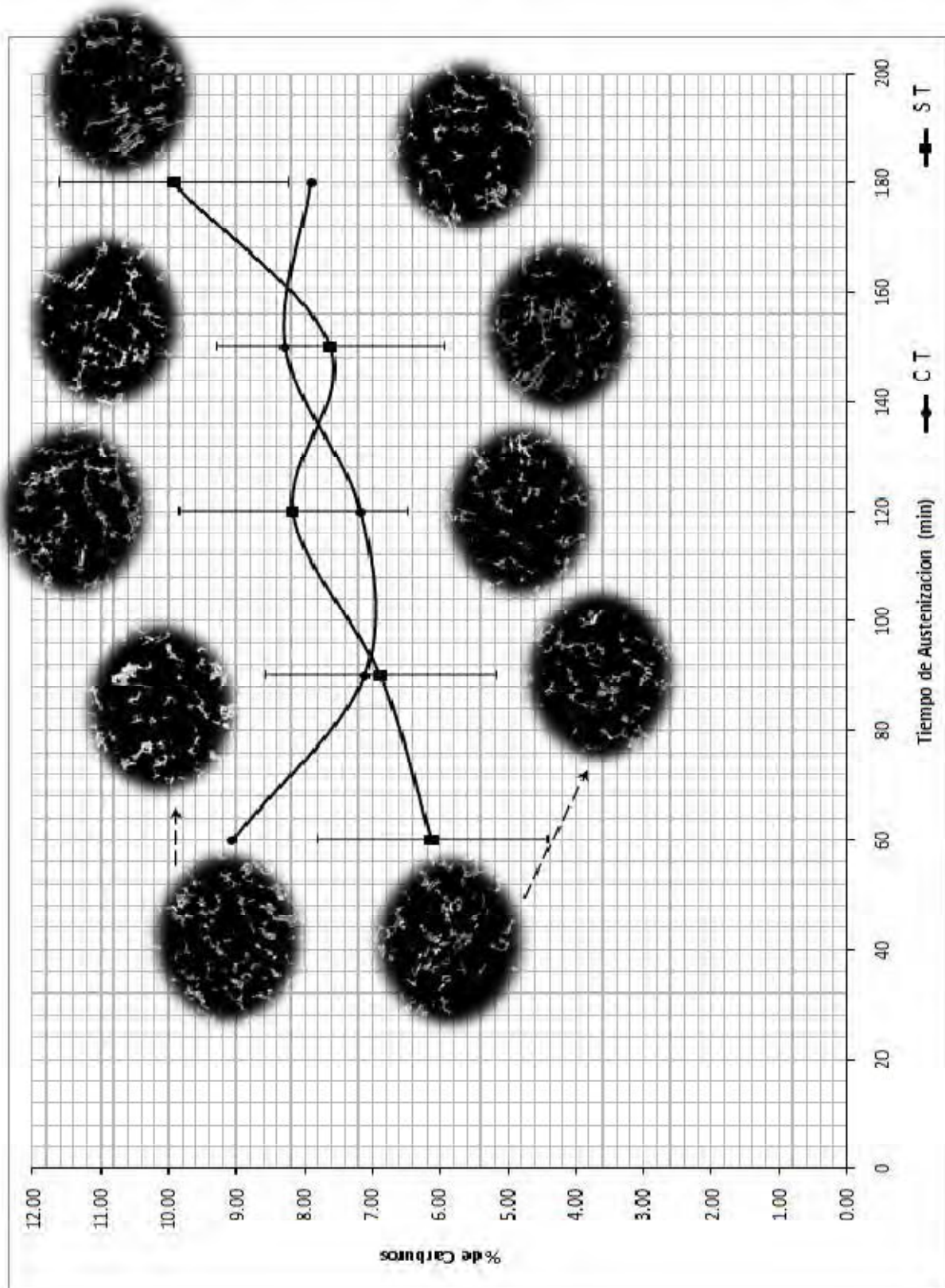
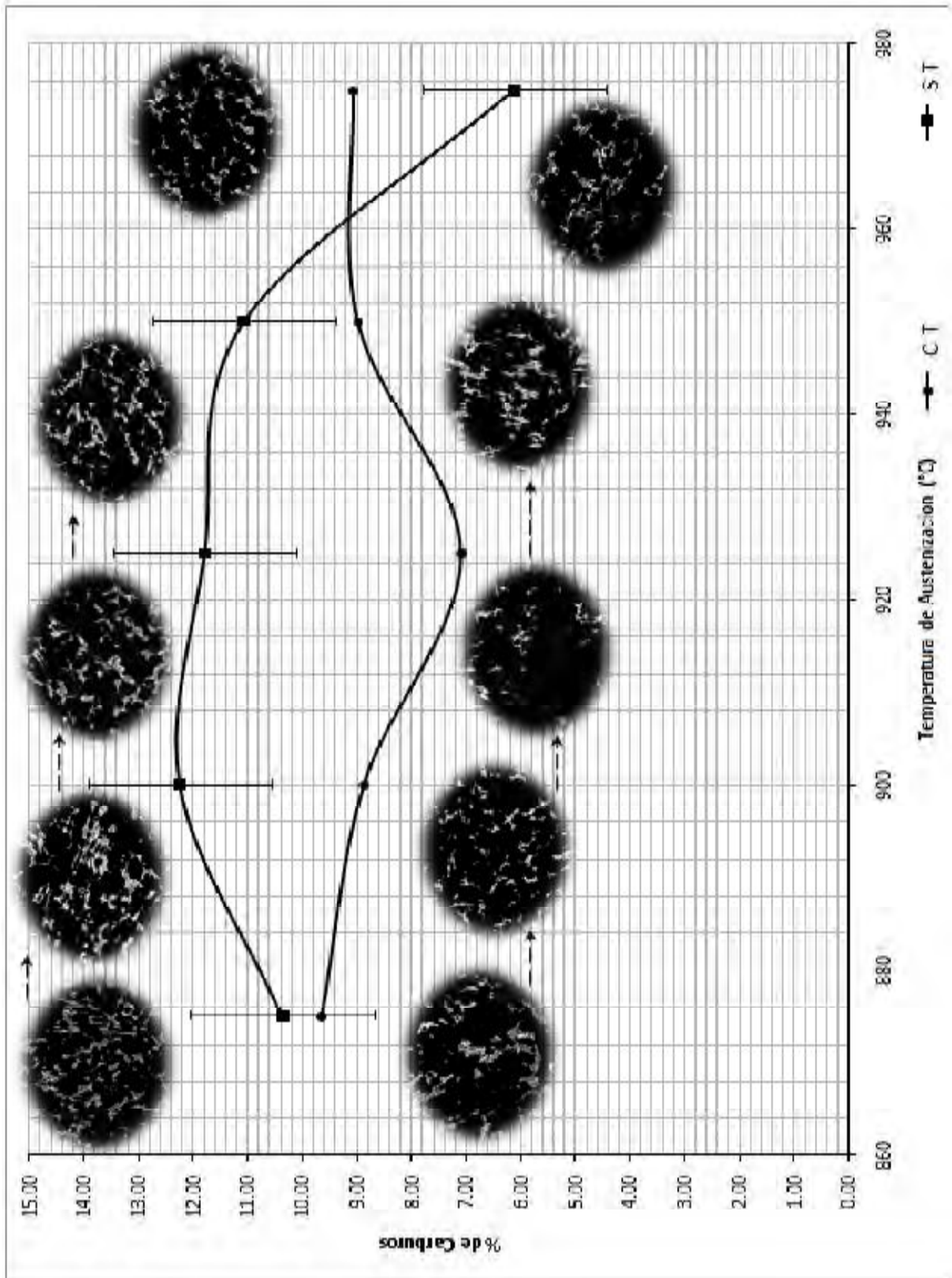


Figura 4.51.- Grafico comparativo de la fracción de carburos (Microestructura) antes y después del tratamiento térmico, temperatura de austenización de 950 °C



**Figura 4.52.-** Grafico comparativo de la fracción de carburos (Microestructura) antes y después del tratamiento térmico, temperatura de austenización de 975 °C



**Figura 4.53.-** Grafico comparativo de la fracción de carburos (Microestructura) antes y después del tratamiento térmico, a tiempo de austenización de 1 Hora.

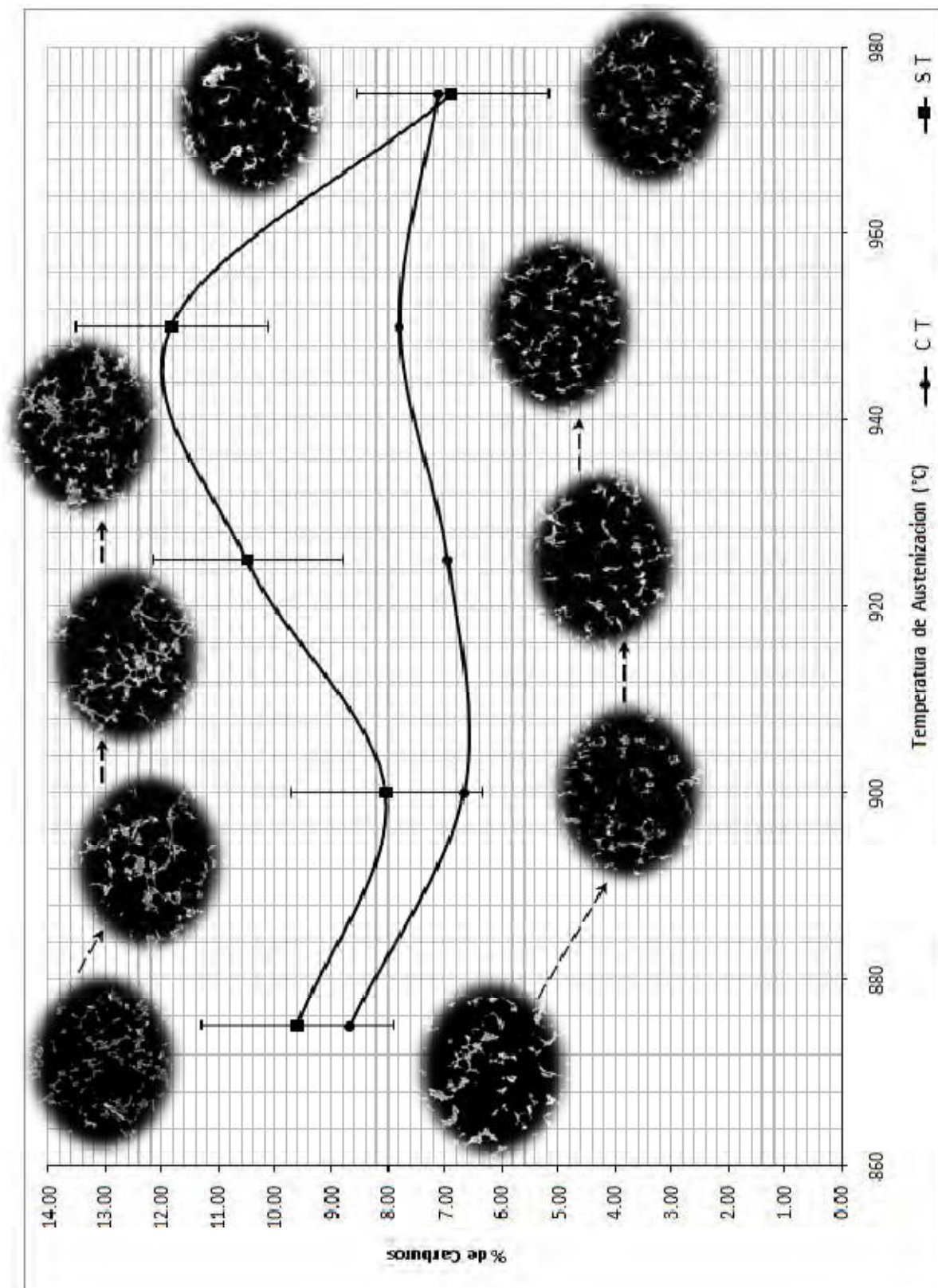
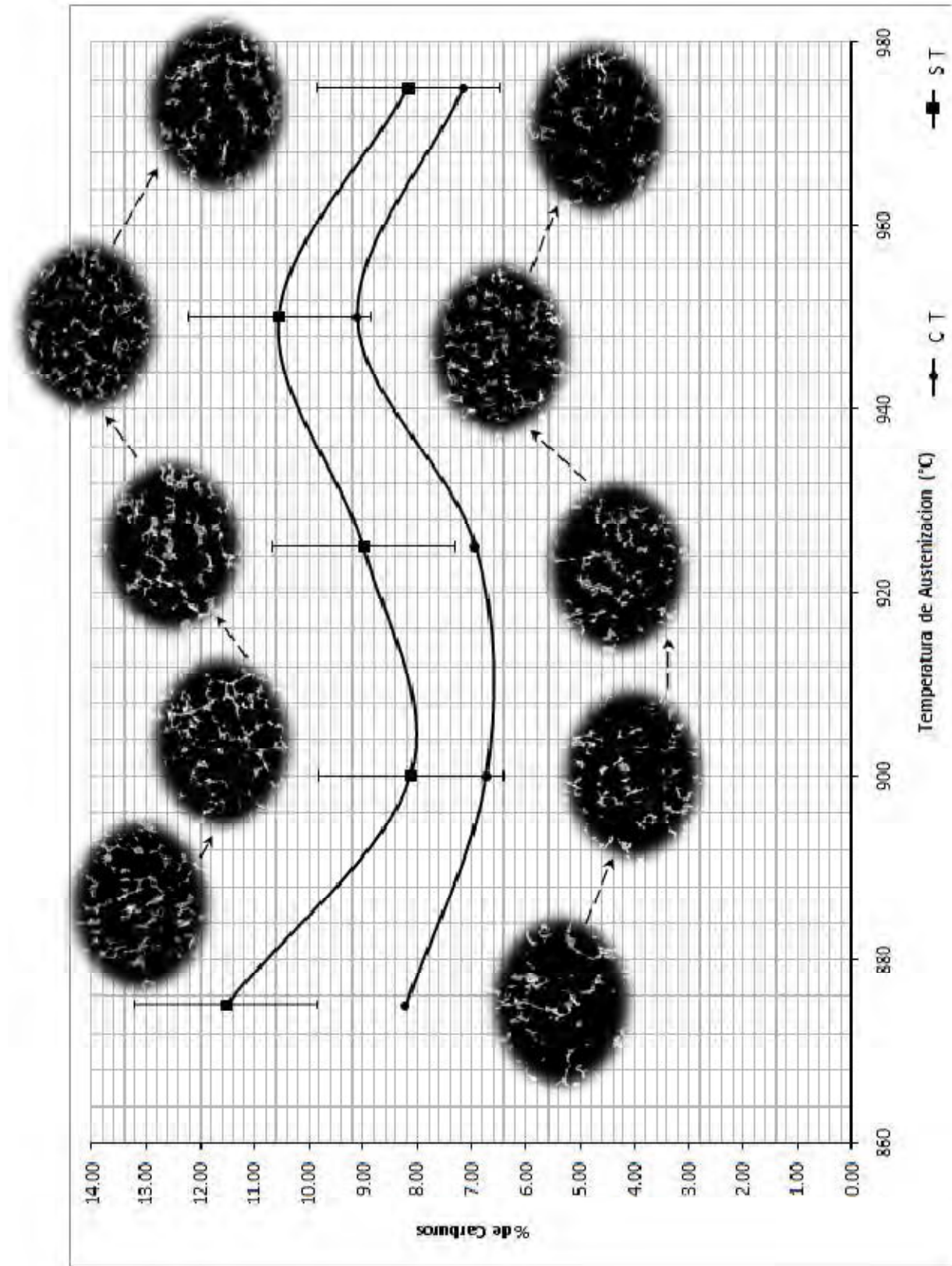
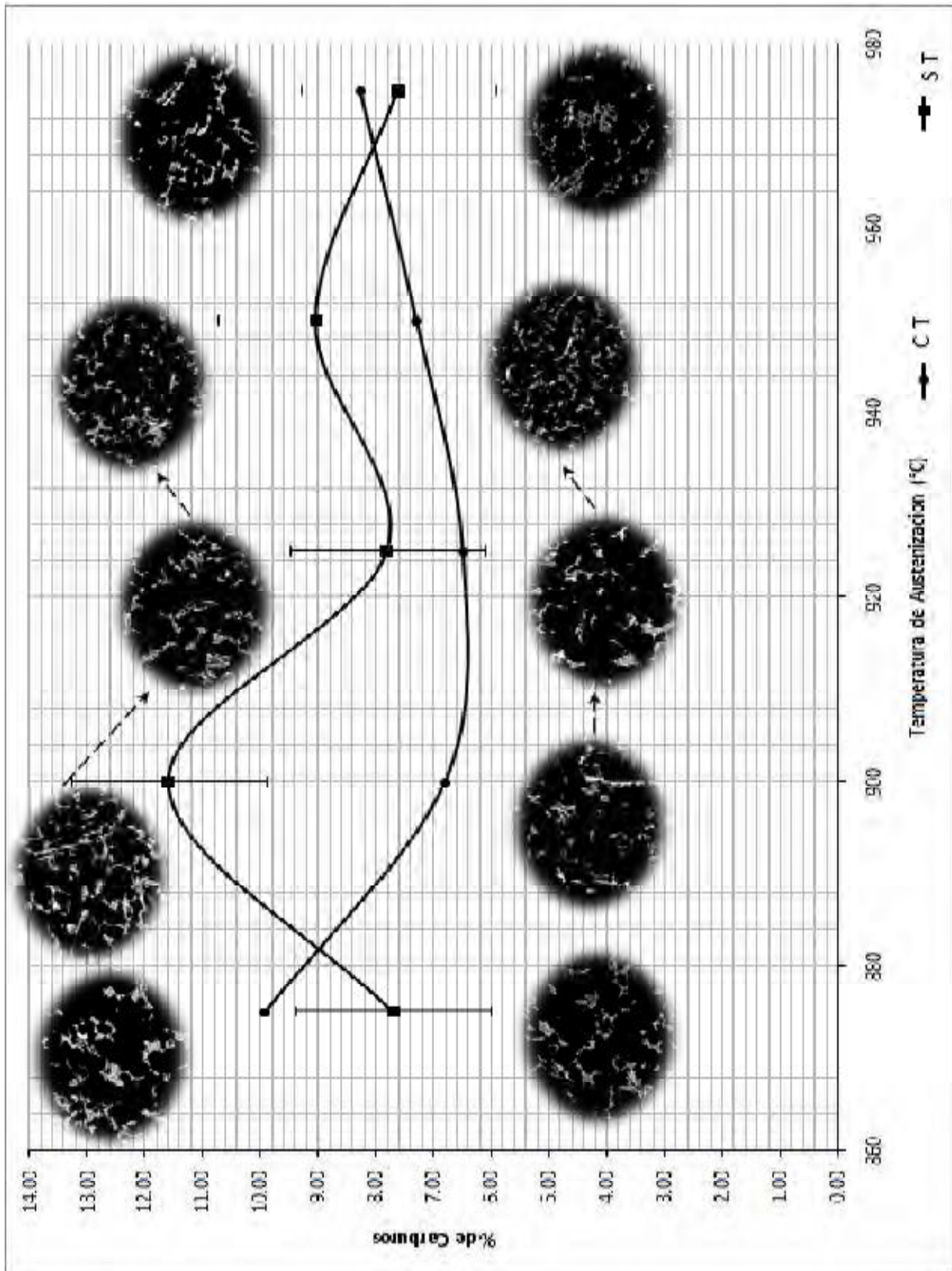


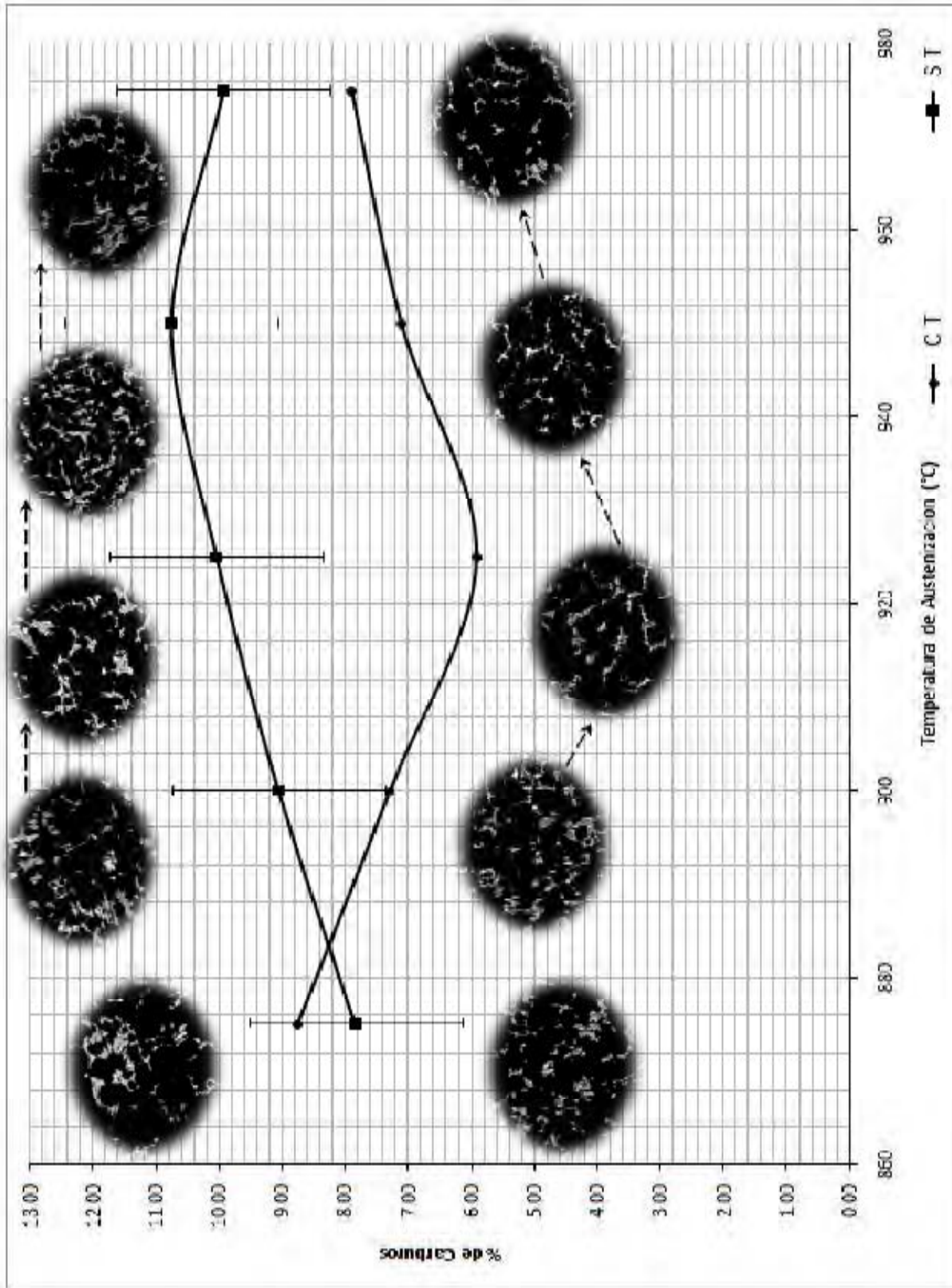
Figura 4.54.- Grafico comparativo de la fracción de carburos (Microestructura) antes y después del tratamiento térmico, a tiempo de austenización de 1.5 Horas.



**Figura 4.55.-** Grafico comparativo de la fracción de carburos (Microestructura) antes y después del tratamiento térmico, a tiempo de austenización de 2 Horas.



**Figura 4.56.-** Grafico comparativo de la fracción de carburos (Microestructura) antes y después del tratamiento térmico, a tiempo de austenización de 2.5 Horas.



**Figura 4.57.-** Grafico comparativo de la fracción de carburos (Microestructura) antes y después del tratamiento térmico, a tiempo de austenización de 3 Horas.



### 5.1 Discusión de Resultados

A continuación se presenta la discusión de los resultados obtenidos tanto en la tabla 4.3, como en cada uno de los gráficos del punto 5 de este capítulo.

Los gráficos presentados anteriormente se obtuvieron con el trazo de la fracción de carburos que contenían las muestras antes y después del tratamiento, colocándoles también, a los valores iniciales, su desviación estándar (su intervalo de error) de  $\pm 1.68\%$ .

Las muestras de tratamiento que estén dentro de estas barras de error de las muestras iniciales, es indicativo de que no hubo una disolución de la fracción de carburos; ya que como se menciono con anterioridad, hay una variación de porcentaje de carburos entre una muestra y otra; por lo tanto las muestras que salían negativas en la tabla 4.2, son indicativo de que no hubo disolución, esto incluyendo a las dos muestras que se obtienen negativas en la tabla 4.3, ya que a pesar de aplicar el factor de corrección, estos permanecían negativos, no obstante, esto se debe a errores de medición o a que estas muestras en particular, tienen un porcentaje muy heterogéneo de carburos.

⇒ Efecto del Tiempo de Austenización en las Muestras Tratadas:

- Para el Tiempo de 60 minutos se observa que al inicio (a 875°C) no se tiene una disolución de carburos y esto es congruente, ya que a 875 °C la muestra está en el campo de temperaturas eutéctoides en el cual la descomposición es principalmente de la perlita a austenita; no obstante a medida que aumenta la temperatura a una disolución máxima a 925 °C y posterior a esta temperatura la disolución es mínima.
- Para el Tiempo de 90 minutos se observa que a temperaturas bajas (entre 875 °C y 900 °C) la disolución es nula, pero cuando llega a temperaturas más elevadas (de 925 °C a 950 °C) la disolución de carburos es mayor al 25% del porcentaje original.
- Para el Tiempo de 120 minutos se observa que hay una disolución de carburos desde temperaturas bajas, esto se debe a que la transformación de la perlita a austenita está por terminar, lo cual le da ahora tiempo de disolverse a los carburos, a pesar de ello se observa que a medida que aumenta la temperatura, no hay una disolución significativa.
- Para el Tiempo de 150 minutos se observa que solo a 900°C existe una disolución significativa, esto se debe a que en esta etapa la austenita se esta saturando de carbono y esto sucede primero que la disolución de carburos.





- Para el Tiempo de 180 minutos se observa que la disolución es más significativa, ya que aproximadamente el 25% de los carburos originales; sucede entre 925 °C y 950 °C, lo cual indica que ente 25 °C de diferencia se disuelve un poca más del 25% de los carburos iniciales.

⇒ Efecto del Temperatura de Austenización en las Muestras Tratadas:

- Para la Temperatura de 875 °C se observa que la disolución es mínima, ya que solo a tiempos de 120 minutos se observa una disolución del 25% de carburos y en los demás tiempos la disolución es nula; esto se debe a que esta temperatura esta dentro del rango de temperaturas eutectoides, por consiguiente en esta temperatura la transformación de la perlita en austenita es prioritario, pero en este campo se encuentran mezclas entre ferrita, perlita sin transformar, carburos y grafito.
- Para la Temperatura de 900 °C se observa que la disolución más importante es la que se lleva a cabo a 150 minutos ya que es superior a la cuarta parte del carburo original en la pieza; esto es correcto ya que a tiempos más prolongados, la disolución es mayor.
- Para la Temperatura de 925 °C se observa que a todos los intervalos de tiempo presenta una disolución de carburos, siendo del 30 % y 40 % aproximadamente, esto también es correcto ya que como menciona Yan Mi, 1995 y Laino S., Dommarco R., Sikora J., 2007; la disolución de carburos depende de la estabilidad que poseen los carburos ya que los elementos de aleación pueden hacerlos muy estables (principalmente el Mo).
- Para la Temperatura de 950 °C se observa que sucede un caso muy similar al ocurrido a 925 °C, sin embargo la disolución varía entre el 20% y el 30%, esto se debe a la estabilidad de los carburos de las muestras originales.
- Para la Temperatura de 975 °C se observa que la disolución es nula, solo se observa una pequeña disolución del 20 % aproximadamente al tiempo más prolongado de 180 minutos, esto se atribuye principalmente a la estabilidad de los carburos ya que se pueden presentar diferentes tipos en cada una de las muestras tratadas.

# Capítulo V

# Conclusiones



Las conclusiones de esta tesis después de realizar el análisis de resultados son las siguientes:

1. A la temperatura de austenización de 875 °C y los tiempos de permanencia ensayados, se observa que la disolución de carburos es mínima, sin embargo a estas condiciones no toda la matriz ha sido transformada en austenita, debido a que no se rebaso la temperatura crítica superior o no se llegó al campo de Austenita - Grafito.
2. A las temperaturas de austenización 900 °C y 925 °C, se obtuvo la mayor disolución de carburos, entre un 25% al 35% de la cantidad inicial de carburos que se tenía en las piezas originales.
3. Por el contrario, las temperaturas que menos disolvieron carburos fueron: 875 °C ya que esta temperatura esta dentro del rango de temperatura de  $A_1$  y 975°C ya que aquí influye la heterogeneidad en la distribución de carburos en el hierro base (CDI).
4. La influencia de las temperaturas de austenización ensayadas sobre la disolución de carburos para el hierro nodular utilizado es muy importante ya que depende la disolución con mayor medida de la temperatura que del tiempo de permanencia.
5. La cantidad o fracción de carburos en la pieza original de hierro nodular, es heterogénea, ya que se tienen variaciones de las orillas al centro que van de 8.5 - 12% en el centro a 6.5 - 7% en la zona intermedia, asociado a las condiciones locales de solidificación de la pieza, condiciones que dificultan los cálculos de disolución.
6. Las mejores condiciones de temperatura de austenización son entre 900 °C a 925°C debido a que se obtuvo una matriz totalmente Martensítica, que es indicativo de la austenización total.



7. En cuanto a la hipótesis de que al aumentar la Temperatura y Tiempos de Austenización se iba a favorecer la disolución de carburos; se llega a la conclusión que no es cierto, ya que la disolución de carburos depende de la estabilidad de los mismos.

**Sugerencias:**

- ✓ Se recomienda realizar experimentos con piezas con mayor cantidad de carburos para determinar el comportamiento durante el tratamiento de austenización.
- ✓ Se recomienda realizar estudios de disolución de carburos para hierros de composición química diferente (con elementos blanqueadores).
- ✓ Realizar estudios por MEB (Microscopía Electrónica de Barrido) para caracterizar el tipo de carburos formados y relacionarlos con su estabilidad durante la austenización.
- ✓ Con los resultados obtenidos en esta tesis, realizar tratamientos térmicos de austemperizado para fabricar piezas de hierros CADI y evaluar sus propiedades mecánicas.

**A n e x o s**

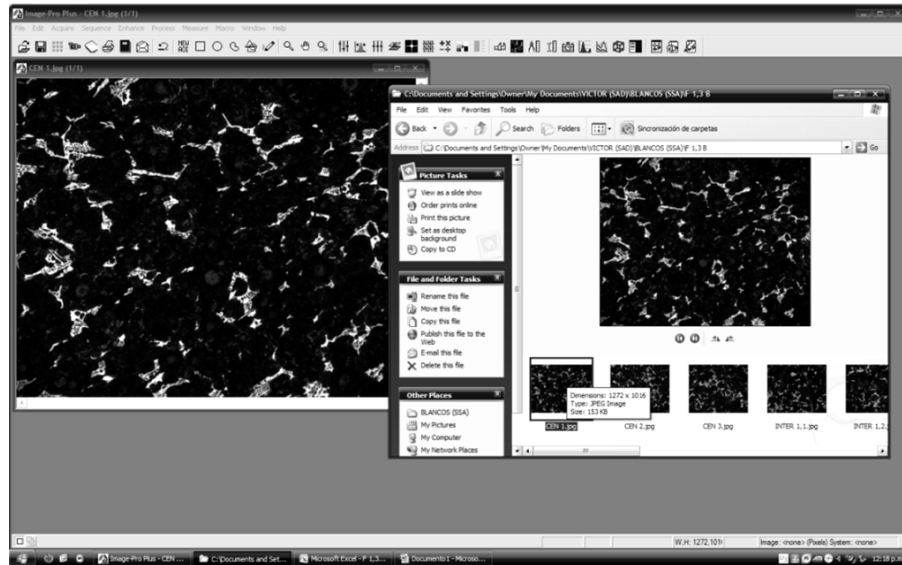


## ===== Anexo I =====

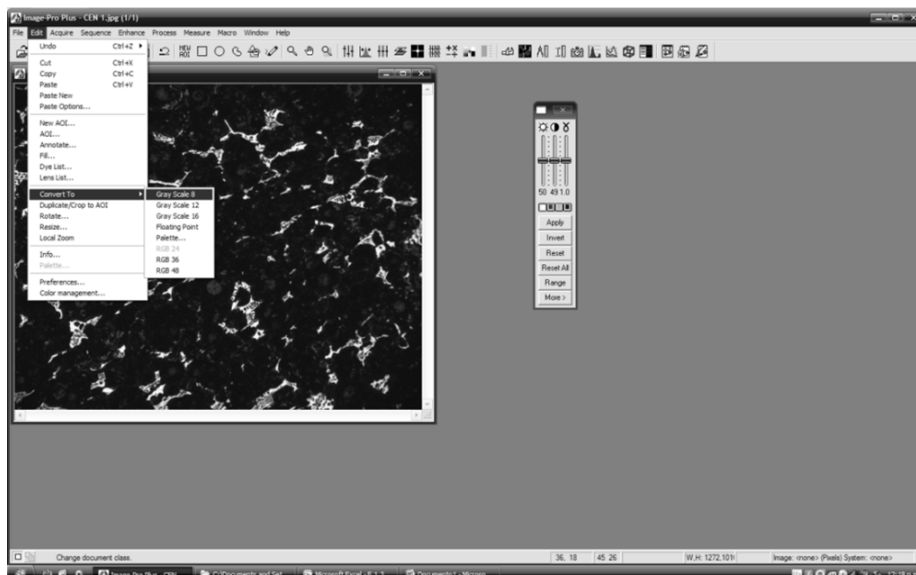
## USO DE IMAGE PRO PLUS 9 PARA LA EVALUACIÓN DE LA FRACCIÓN DE CARBUROS

En este anexo se muestra de forma resumida cada uno de los pasos para emplear el analizador de imágenes Image Pro Plus 9, en la evaluación de la fracción de carburos

1. Como primer paso se abre la imagen a analizar, esto se muestra en la siguiente figura:

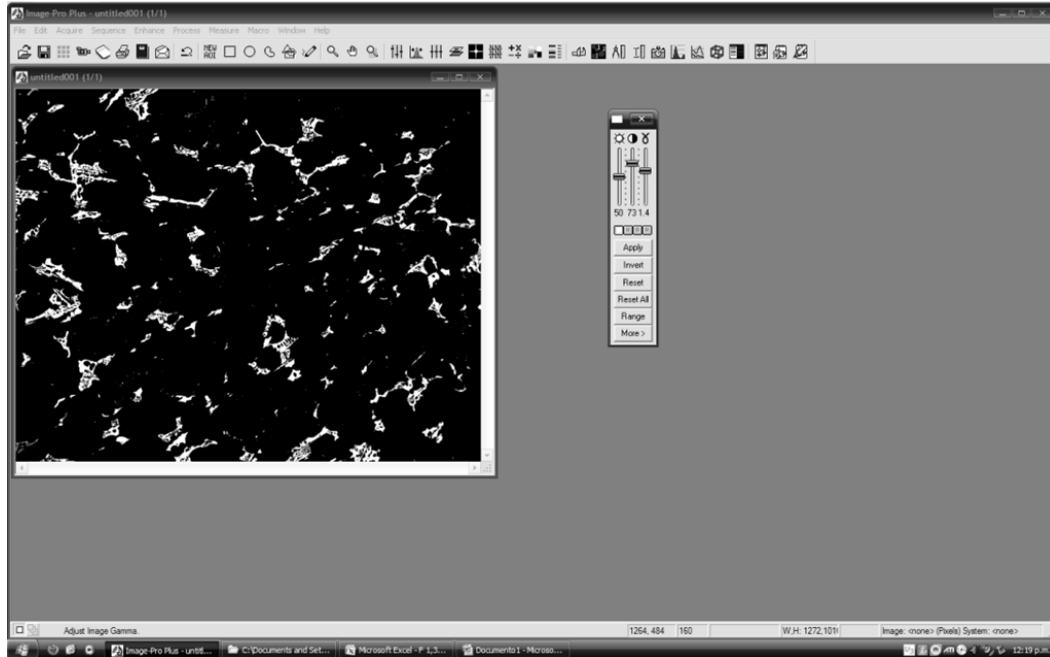


2. Se selecciona la imagen y se va al menú principal a la pestaña de "Edit", donde se convertirá la imagen a escala de grises en escala 8, esto con la finalidad de tener más contraste en los colores de negro y blanco.

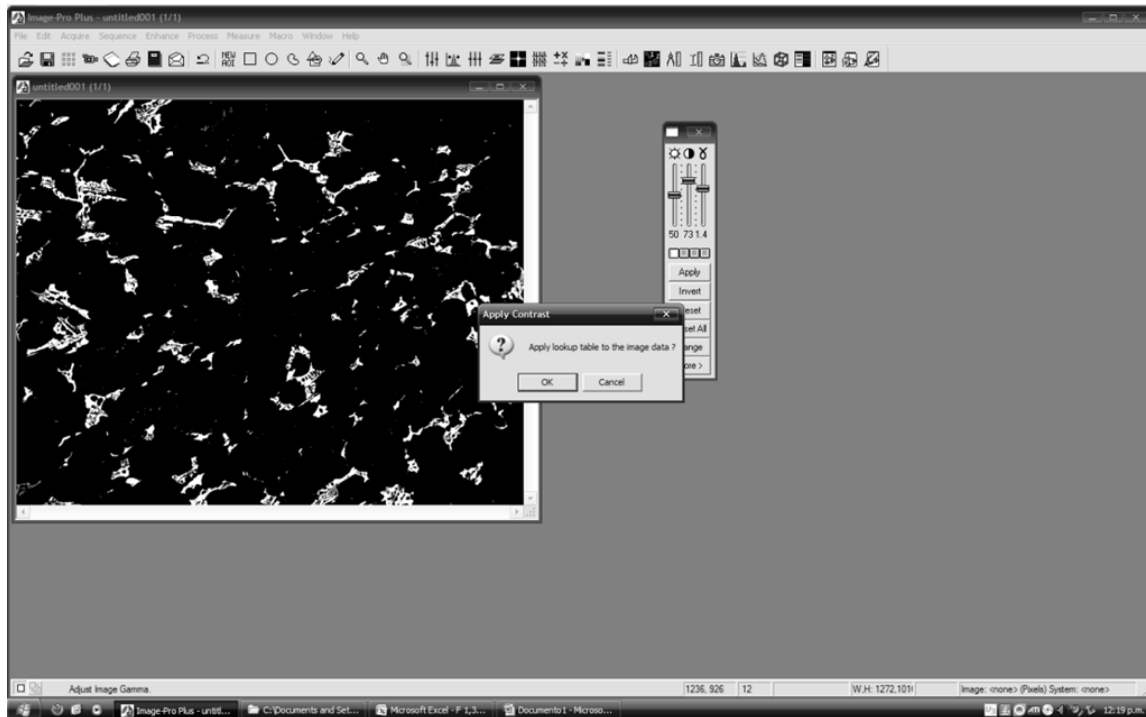




3. Con lo anterior, la imagen cambia en blanco y negro y con ello se puede dar más brillo a la figura como se muestra a continuación, empleando la barra de herramientas que está a la derecha de la hoja.

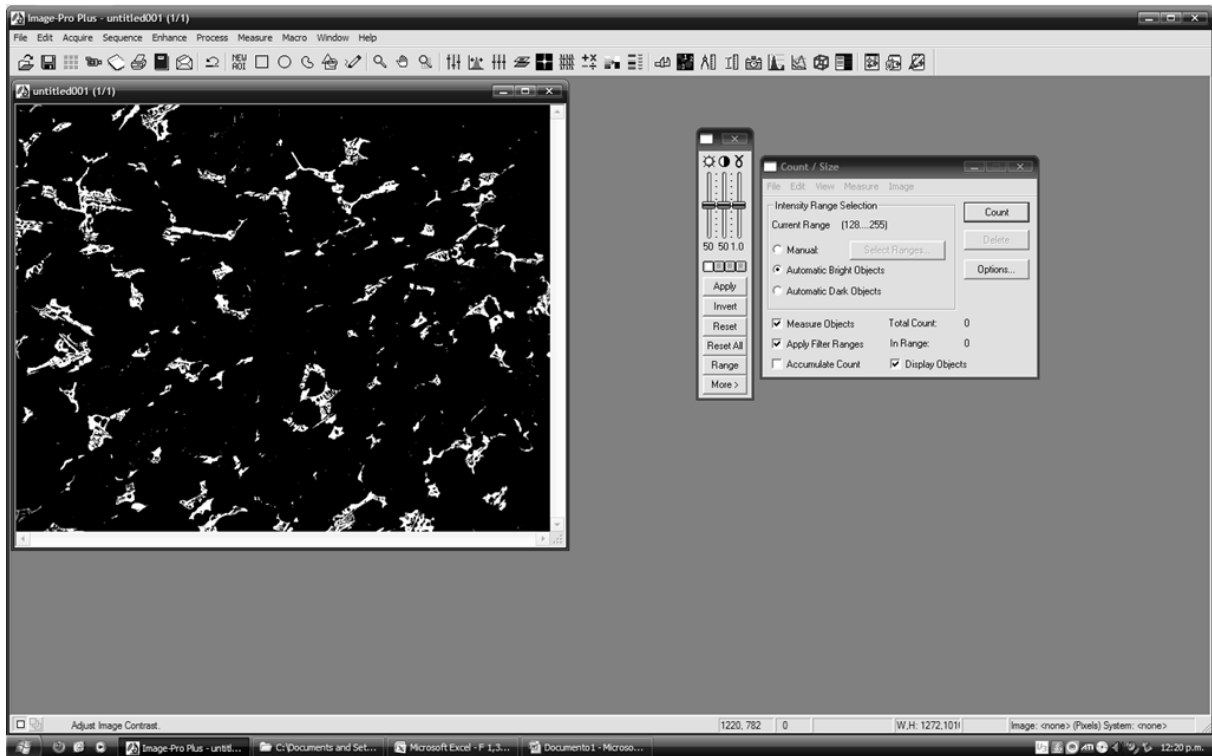


4. Al terminar de dar el contraste a la imagen se le da clic en la pestaña "Apply", con la cual se le aplicara los cambios a la imagen y se le da guardar en el icono del disquete.

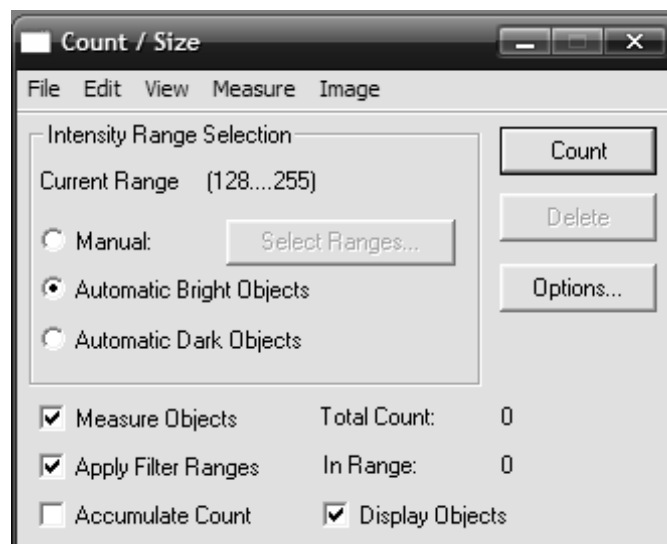




5. Se le da clic en el icono que está a un lado del vernier (el cuadro negro con círculos rojos y con números).



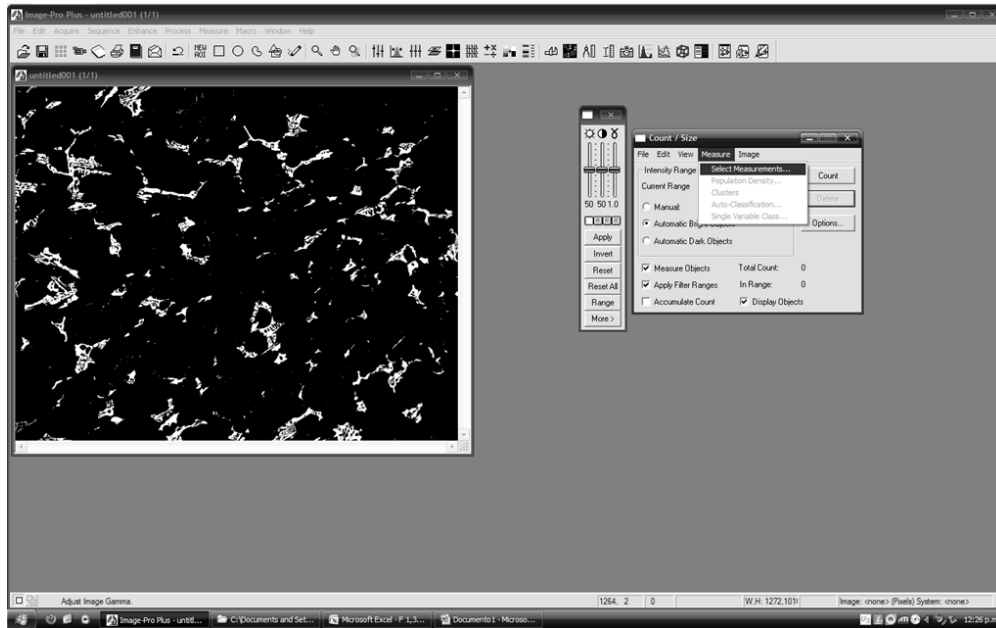
6. Esta opción habré la ventana de conteo de valores, se selecciona la opción “Automatic Bright Objets” esta opción cuenta a las zonas brillosas de la imagen, que en este caso son los carburos.



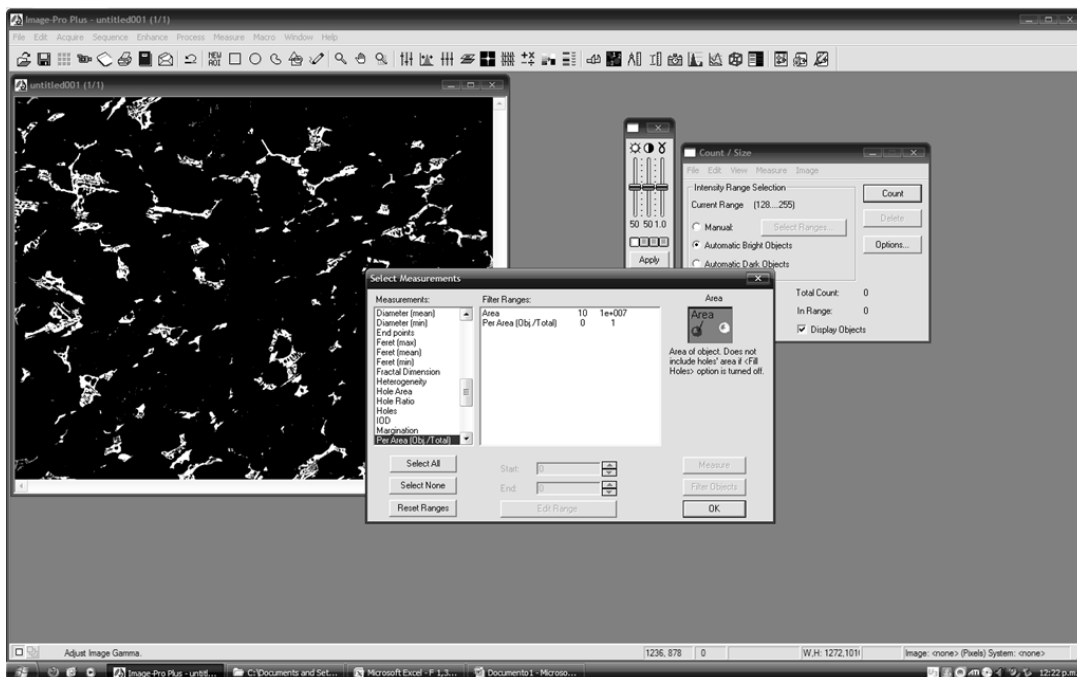




7. Después se va a la opción de "Measure", en donde se elige la opción "Select Measurement"; en este link se eligen los tipos de medidas que se le van hacer a la imagen.

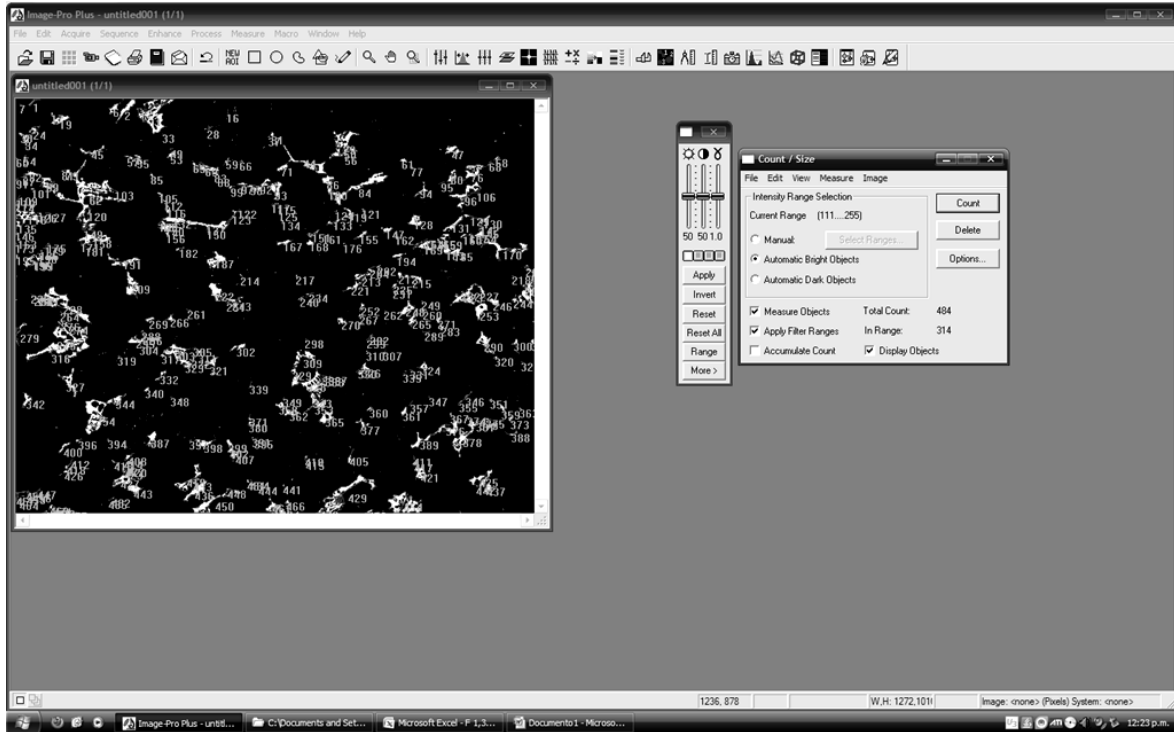


8. Como ya se menciona en el punto anterior; a continuación se muestran la ventana que se abre del punto 7, aquí se eligen la medida de porcentaje en área sobre una área dada; con esto se obtiene automáticamente el conteo de porcentaje de los carburos, sobre el toda el área de la imagen analizada.

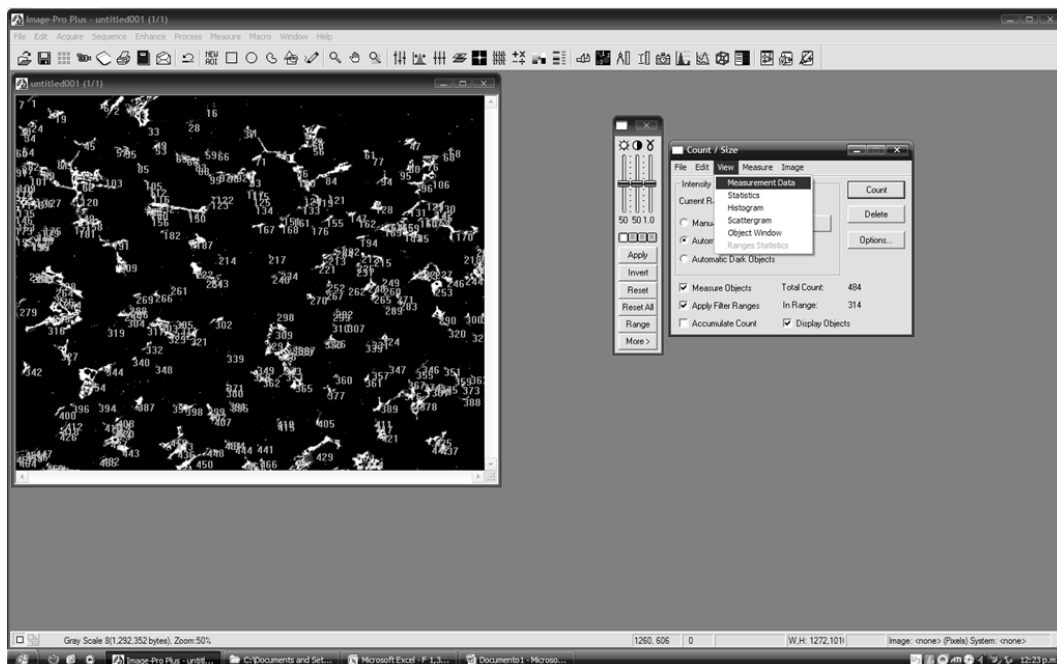




9. Posterior a elegir la medición, se da clic en "ok" y en la ventana de "Count/Size" se le da clic en la opción "Count" y con ello el programa cuenta todos los carburos de la pieza.

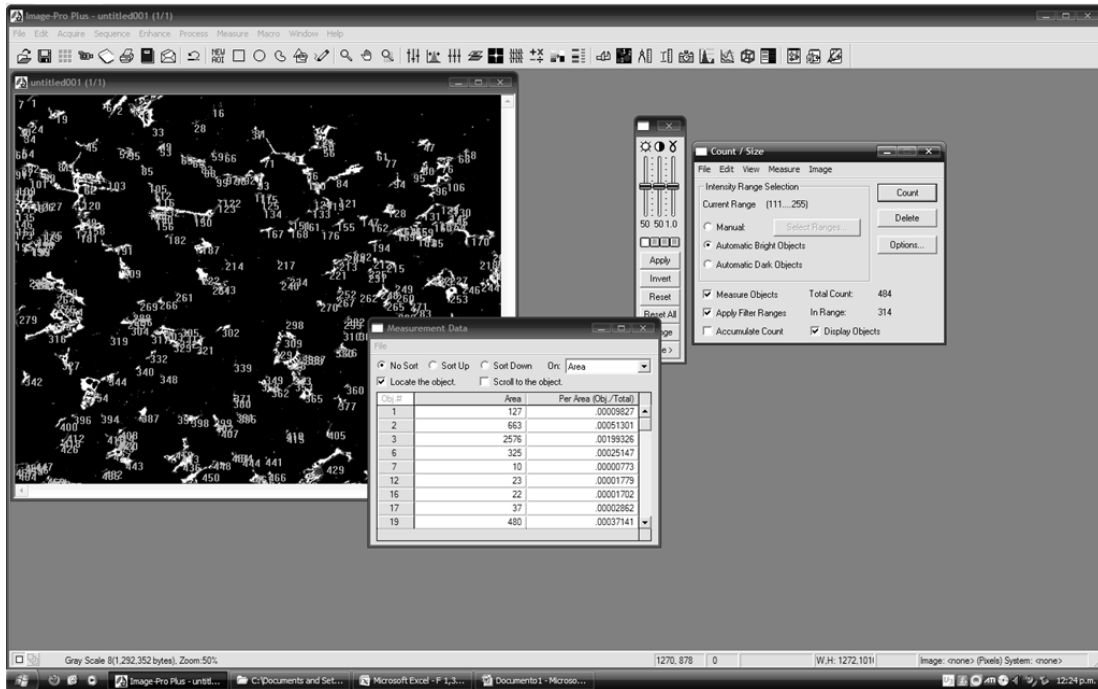


10. Ya contados todos los carburos se va a la opción "View", donde se elige la opción "Measurement Data" y se le da clic con se muestra en la imagen.

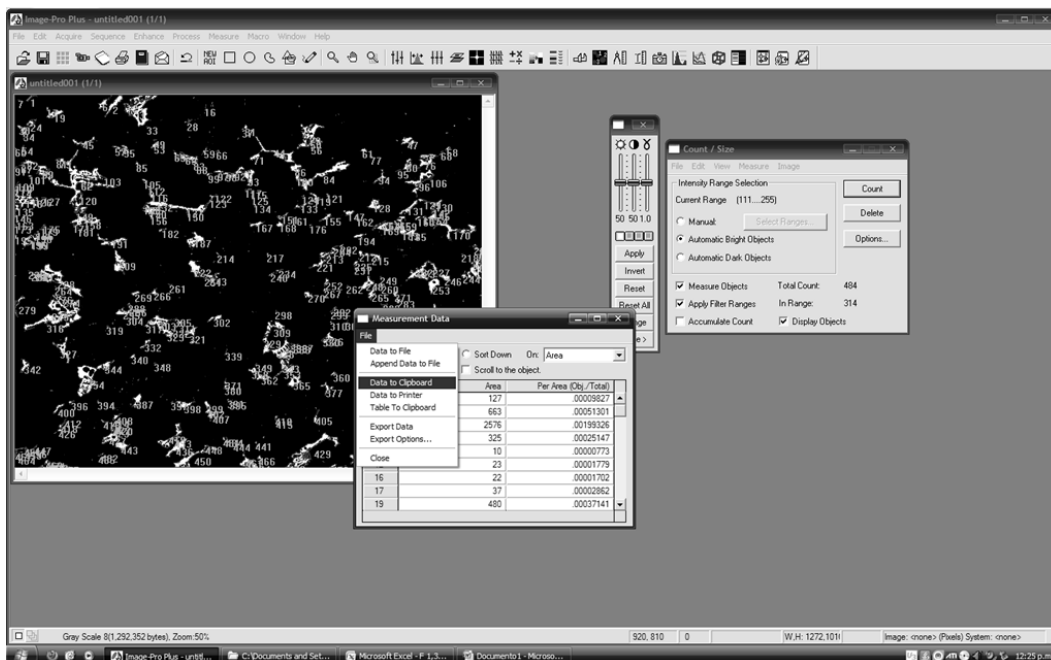




11. El punto 10, abre una ventana como la que se muestra a continuación, esta tabla muestra el porcentaje del área que ocupa cada uno de los carburos de la imagen analizada.

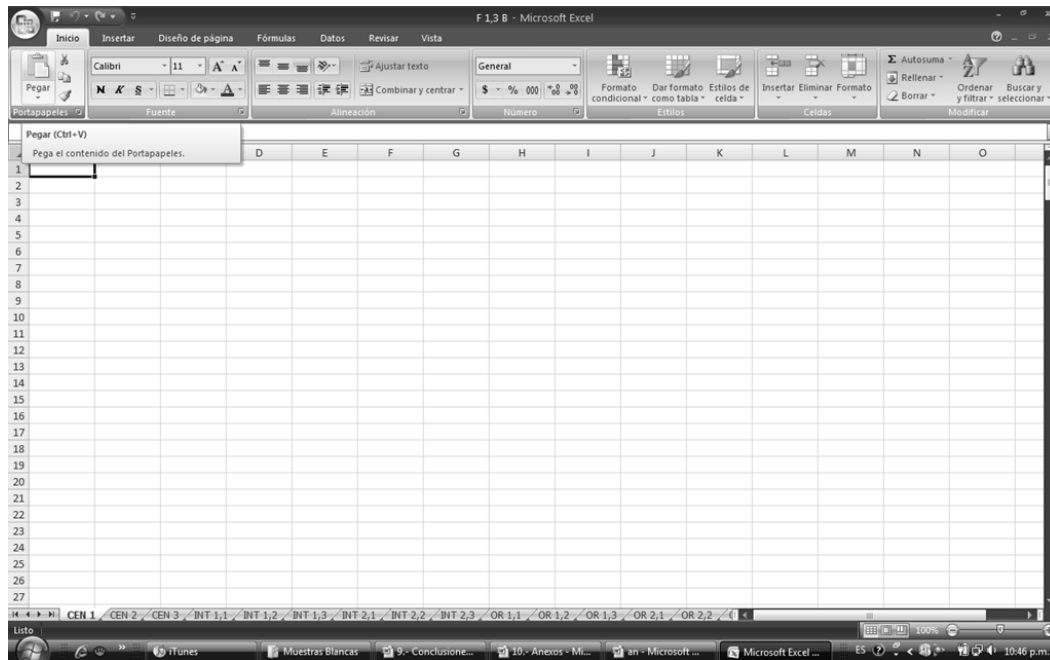


12. Ya con estos datos se da clic en la opción "File" la cual despliega una gama de opciones, se da clic en "Data to Clipboard", con ello podemos trasladar los datos a otro programa.





13. Uno de estos programas es EXCEL; donde se analizan los datos, para ello se da clic en pegar y los datos se copian completamente.



14. La columna de interés es el porcentaje de los carburos, la cual se selecciona en su totalidad y en la parte inferior derecha se observa una leyenda que dice suma, la cual indica la suma total de todos los carburos, solo se multiplica este valor por 100 y se tiene el valor en porcentaje.

Obj.#	Area	Per Area (Ob)
1	127	0.0009827
2	663	0.00051301
3	2576	0.00199326
4	325	0.0025147
5	10	0.0000773
6	12	0.0001779
7	22	0.0001702
8	37	0.0002862
9	480	0.00037141
10	243	0.0018802
11	28	0.0000928
12	29	0.00130614
13	30	0.00005106
14	31	0.00007892
15	33	0.0000851
16	34	0.00023832
17	37	0.00001779
18	44	0.00097496
19	45	0.00031492
20	47	0.00037451
21	49	0.00002166
22	50	0.00006577
23	53	0.0001563
24	54	0.00003714
25	55	0.00021433
26	56	0.00001083
27		



===== Anexo II =====

TABLA GENERAL DE RESULTADOS

A continuación se muestra la tabla general de resultados experimentales obtenidos en este trabajo.

MUESTRA	% INICIAL	$\Delta$ % CAR. (+)	$\Delta$ % CAR. (-)	% FINAL	% DISUELTO	% DISUELTO REAL
F 1,1	12.243	13.93	10.55	8.876	27.501	27.501
F 1,2	8.046	9.74	6.36	6.668	17.125	0.000
F 1,3	8.123	9.81	6.43	6.747	16.949	0.000
F 1,4	11.590	13.28	9.90	6.811	41.235	41.235
F 1,5	9.059	10.75	7.37	7.294	19.481	19.481
F 1,6	10.042	11.73	8.35	5.916	41.087	41.087
F 1,7	7.804	9.49	6.11	6.498	16.742	0.000
F 1,8	8.992	10.68	7.30	6.934	22.885	22.885
F 1,9	10.500	12.19	8.81	6.954	33.775	33.775
F 1,10	11.785	13.47	10.09	7.089	39.848	39.848
F 1,11	11.832	13.52	10.14	7.812	33.974	33.974
F 1,12	11.070	12.76	9.38	8.986	18.825	18.825
F 1,13	10.559	12.25	8.87	9.115	13.677	0.000
F 1,14	9.040	10.73	7.35	7.300	19.242	19.242



F 2,1	10.761	12.45	9.07	7.107	33.949	33.949
F 2,2	6.122	8.15	4.77	9.066	-48.077	0.000
F 2,4	10.362	12.05	8.67	9.649	6.878	0.000
F 2,5	9.618	11.31	7.93	8.705	9.488	0.000
F 2,6	11.533	13.22	9.84	8.225	28.685	28.685
F 3,1	6.877	8.57	5.19	7.117	-3.486	0.000
F 3,2	8.172	9.86	6.48	7.172	12.241	0.000
F 3,3	7.615	9.30	5.92	8.279	-8.732	0.000
F 3,4	9.928	11.62	8.24	7.900	20.430	20.430
F 3,5	7.694	9.38	6.00	9.922	-28.959	0.000
F 3,6	7.841	9.53	6.15	8.759	-11.703	0.000

La segunda columna muestra el porcentaje de carburos iniciales (% Inicial) de cada una de las piezas utilizadas en este trabajo; la tercera y cuarta columna presentan el intervalo estadístico que tienen las piezas antes de tratarse térmicamente ( $\Delta$  % CAR. (+) y  $\Delta$  % CAR. (-)); la quinta columna representa la cantidad de carburos presentes después del tratamiento de austenización (% Final); la sexta columna da a conocer la cantidad de carburos disueltos (% Disuelto), lo anterior obtenido de la diferencia entre la segunda columna y la quinta.

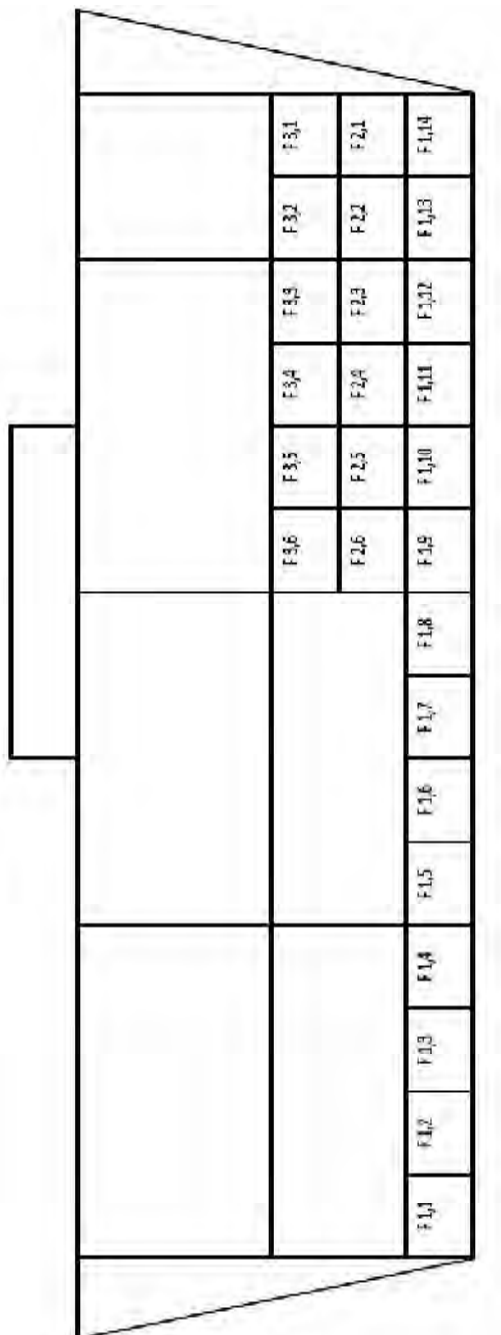
Sin embargo en la sexta columna se observan algunos valores negativos, por lo cual con el valor de corrección (valor estadístico), se observa que estos valores entran en el rango del  $\pm 1.688$  % (presentado en la columna tres y cuatro de la tabla); por lo tanto la columna siete muestra la disolución real (% Disuelto Final), la cual solo se observó en algunas piezas.



===== Anexo III =====

ESQUEMA DE MUESTREO DE LA PIEZA DE HIERRO NODULAR

A continuación se muestra un esquema de la pieza de hierro nodular base con carburos; en esta imagen se observa cómo fue seccionada y la nomenclatura de identificación de las muestra tratadas.





===== Anexo IV =====

FRACCIÓN DE CARBUROS PROMEDIO EN LAS MUESTRAS ANTES DEL T $\gamma$

En esta imagen se indica el porcentaje de carburos promedio de 15 zonas evaluadas en cada una de las muestras. Observar la variación de muestra a muestra.

		5.88	8.17	6.86	10.76	9.04
		7.51	9.93	10.00	11.07	11.07
		7.69	9.62	11.75	11.83	11.83
		7.84	11.53	10.50	8.92	7.8
		10.04	9.06	11.59	8.12	8.05
		11.24	8.05	8.12	11.59	11.59
		11.59	11.59	11.59	11.59	11.59
		11.59	11.59	11.59	11.59	11.59













===== Anexo IX =====

DISOLUCIÓN DE CARBUROS CONSIDERANDO LA DESVIACIÓN ESTÁNDAR

A continuación se muestra un esquema de la pieza del hierro nodular con carburos; en esta imagen se observa el esquema con la cantidad de carburos que se disolvieron en cada una de las piezas, considerando la desviación estándar; es decir la disolución real de carburos en la pieza.

		0.00	0.00	33.95	19.24
		0.00	-48.98	0.00	0.00
		0.00	0.00	0.00	18.83
		20.43	0.00	33.97	33.97
		-28.95	0.00	39.85	39.85
0.00	28.69	33.78	33.78		
				21.89	
				0.00	
				41.09	
				19.48	
				41.24	
				0.00	
				0.00	
				27.50	



===== Anexo X =====

TABLAS PARA GENERAR GRÁFICOS DE RESULTADOS

A continuación se muestran las tablas con las cuales se construyeron los gráficos presentados en el Capítulo IV de resultados.

En las siguientes tablas se presentan los datos que se graficaron; en ellas está la cantidad de carburos obtenidos antes y después del tratamiento, así como la variación del tiempo, cuando se mantuvo constante la temperatura y viceversa; también se observa la muestra que fue tratada a esas condiciones.

De esta manera se trata de ser más congruente, con los resultados obtenidos en esta experimentación, ya que las muestras no fueron tratadas en orden, al contrario, se trato en forma desordena (aleatorio).

Figura 4.48.- T = 875 °C			
Muestra	% Carburos Iniciales	% Carburos después del T $\gamma$	Tiempo (min)
F 2,4	10.362	9.649	60
F 2,5	9.618	8.705	90
F 2,6	11.533	8.225	120
F 3,5	7.694	9.922	150
F 3,6	7.841	8.759	180

Figura 4.49.- T = 900 °C			
Muestra	% Carburos Iniciales	% Carburos después del T $\gamma$	Tiempo (min)
F 1,1	12.243	8.876	60
F 1,2	8.046	6.668	90
F 1,3	8.123	6.747	120
F 1,4	11.590	6.811	150
F 1,5	9.059	7.294	180



Figura 4.50.- T = 925 °C			
Muestra	% Carburos Iniciales	% Carburos después del T $\gamma$	Tiempo (min)
F 1,10	11.785	7.089	60
F 1,9	10.500	6.594	90
F 1,8	8.992	6.934	120
F 1,7	7.804	6.498	150
F 1,6	10.042	5.916	180

Figura 4.51.- T = 950 °C			
Muestra	% Carburos Iniciales	% Carburos después del T $\gamma$	Tiempo (min)
F 1,12	11.070	8.986	60
F 1,11	11.832	7.812	90
F 1,13	10.559	9.115	120
F 1,14	9.040	7.300	150
F 2,1	10.761	7.107	180

Figura 4.52.- T = 975 °C			
Muestra	% Carburos Iniciales	% Carburos después del T $\gamma$	Tiempo (min)
F 2,2	6.122	9.066	60
F 3,1	6.877	7.117	90
F 3,2	8.172	7.172	120
F 3,3	7.615	8.279	150
F 3,4	9.928	7.900	180

Figura 4.53.- t = 60 min			
Muestra	% Carburos Iniciales	% Carburos después del T $\gamma$	Temp. (°C)
F 2,4	10.362	9.649	875
F 1,1	12.243	8.876	900
F 1,10	11.785	7.089	925
F 1,12	11.070	8.986	950
F 2,2	6.122	9.066	975



Figura 4.54.- t = 90 min			
Muestra	% Carburos Iniciales	% Carburos después del T $\gamma$	Temp. (°C)
F 2,5	9.618	8.705	875
F 1,2	8.046	6.668	900
F 1,9	10.500	6.594	925
F 1,11	11.832	7.812	950
F 3,1	6.877	7.117	975

Figura 4.55.- t = 120 min			
Muestra	% Carburos Iniciales	% Carburos después del T $\gamma$	Temp. (°C)
F 2,6	11.533	8.225	875
F 1,3	8.123	6.747	900
F 1,8	8.992	6.934	925
F 1,13	10.559	9.115	950
F 3,2	8.172	7.172	975

Figura 4.56.- t = 150 min			
Muestra	% Carburos Iniciales	% Carburos después del T $\gamma$	Temp. (°C)
F 3,5	7.694	9.922	875
F 1,4	11.590	6.811	900
F 1,7	7.804	6.498	925
F 1,14	9.040	7.300	950
F 3,3	7.615	8.279	975

Figura 4.57.- t = 180 min			
Muestra	% Carburos Iniciales	% Carburos después del T $\gamma$	Temp. (°C)
F 3,6	7.841	8.759	875
F 1,5	9.059	7.294	900
F 1,6	10.042	5.916	925
F 2,1	10.761	7.107	950
F 3,4	9.928	7.900	975



# Referencias



- ⇒ Acosta M., Martínez M., "El tratamiento de los Hierros Nodulares en el Mejoramiento de los Materiales en la Industria Automotriz," publicación Técnica No. 148 del Instituto Mexicano del Transporte, pp. 1 - 57, 2000.
  
- ⇒ American Foundrymen's Society (AFS), Inc. "Ductile Iron Handbook" Des Plaines, Illinois, pp. 21, 210, 211 - 214, 1993.
  
- ⇒ American Foundrymen's Society (AFS), Inc. "Foundrymen's guide to ductile iron microstructures" Des Plaines, Illinois, pp. 1 - 19, 14 - 16, 18 - 21, 24 - 26, 28 - 31, 36 - 39, 41 - 48, 1984.
  
- ⇒ American Society Metallurgical (ASM), "Casting", Vol. 15, Formerly Ninth Edition, Metals Handbook, Editorial ASM Internacional, pp. 1420 - 1454, 1992.
  
- ⇒ American Society Metallurgical (ASM), "Heat Treating", Vol. 4, Formerly Ninth Edition, Metals Handbook, Editorial ASM Internacional, pp. 1485 - 1494, 1500 - 1506, 1992.
  
- ⇒ Apraiz B. J. "Fundiciones", 3 edición, editorial Dossat S. A., Madrid España, pp. 12,13, 143 - 164, 1977.
  
- ⇒ Apraiz B. J., "Tratamientos Térmicos de los Aceros," Tomo I, DOSSAT 2000 EDICIONES, 10 Edición, pp. 107 - 124, 2002.
  
- ⇒ Arias M. J., Hirschvogel J., "Influencia del Silicio en la Temperatura de Transformación Eutectoide," El Fundidor, de la Cámara de Industriales Fundidores de la República Argentina, No. 126, pp. 36 - 50, Noviembre Diciembre 2008.



- ⇒ Camacho Hernández Francisco Maximino, "Tesis de Obtención de Piezas Coladas de Fe Dúctil en Moldes de Arena mediante Método de Alimentación Aplicadas," Tesis de Licenciatura, Facultad de Química UNAM, 2009.
- ⇒ Catalán Calderón Jonathan, "Fabricación de un Hierro Nodular con Fracción controlada de Carburos," Tesis de Licenciatura, Facultad de Química UNAM, 2010.
- ⇒ Crisanti José "ADI Tratamiento Térmico de Austemperado", Docente de la Facultad de Ingeniería de la Universidad de Palermo, pp. 53 - 69, 2007.
- ⇒ Dawson J. V., "Drilling Tests on Austempered Ductile Irons with varying contents of Nickel, Molybdenum and Manganese," World Conference on Austempered Ductile Iron, Vol. I, Bloomington, Illinois, USA, pp. 90 - 105, 1991.
- ⇒ Faubert G. P., Moore D. J., Rundman K. B., "Heavy – Section ADI: Tensile Properties in the As-Cast and Austempered Condition," AFS Transactions, Vol. 99, pp. 91 - 109, 1991.
- ⇒ García H. J. A., Atlatenco C., González C., Huerta A., Amaro A., "Respuesta al Tratamiento de Austemperizado (ADI) de un Hierro Nodular con diferentes Matrices," Moldeo y Fundición, No. 175, pp. 12 -16, ISSN 0188-9117, Febrero 2007.
- ⇒ Giacopini, R. Boeri y J. Sikora "Disolución de Carburos en piezas de Fundición" Jornadas SAM CONAMET, pp. 165 - 172, Septiembre de 2001.
- ⇒ Keough J. R., Hayrynen K. L., "Carbide Austempered Ductile Iron (CADI)," Ductile Iron News, Issue 3, pp. 1 – 9, 2000.



- ⇒ Kovacs B. V., "The effects of Alloying Elements and their Segregation in ADI," World Conference on Austempered Ductile Iron, Vol. I, Bloomington, Illinois, USA, pp. 241 - 270, 1991.
  
- ⇒ Laino S., Dommarco R., Sikora J., "Desarrollo de Fundiciones Nodulares Autemperadas con Carburos (CADI)," Congreso de CONAMET/ SAM (2004).
  
- ⇒ Laino S., Dommarco R., Sikora J., "Desarrollo de Fundiciones Nodulares Autemperadas con Carburos (CADI)," Congreso de CONAMET/ SAM, pp. (2005).
  
- ⇒ Laino S., Dommarco R., Sikora J., "Fundición Nodular Austemperadas con Carburos (CADI)," El Fundidor, de la Cámara de Industriales Fundidores de la República Argentina, No. 123, pp: 4 - 16, Mayo Junio 2007.
  
- ⇒ Lee S. C., Lee C. C., "The effects of heat Treatment and alloying elements on Fracture Toughness of Bainitic Ductile cast Iron," Transactions of the American Foundrymen's Society, Vol. 96, Hartford, Connecticut, USA, pp. 827 - 838, 1988.
  
- ⇒ Martínez Flores Mónica, "Desarrollo y Caracterización de Fundiciones Nodulares Austemperizadas recubiertas con Zn mediante Proyección Térmica," Tesis de Maestría, Facultad de Ingeniería UNAM, 2007.
  
- ⇒ Rundman B. K., "Austempered Ductile Iron: Striving for Continuous Improvement," World Conference on Austempered Ductile Iron, Vol. I, Bloomington, Illinois; USA, pp. 1 - 21, 1991.
  
- ⇒ Sikora J. A. y Dall H. A., "ADI Argentina: Development and Applications," World Conference on Austempered Ductile Iron Vol. I, Bloomington Illinois USA, pp 75 - 81, 1991.



- ⇒ Torres Castellanos Rodrigo Eduardo, "Obtención y Caracterización de Fundiciones Nodulares y ADI recubiertas por Niquelado Químico," Tesis de Maestría, Facultad de Ingeniería UNAM, 2007.
  
- ⇒ Vázquez Gómez Octavio, "Simulación de la Evolución Térmica y Microestructural durante el Austemperizado del Hierro Dúctil," Tesis de Maestría, Facultad de Ingeniería UNAM, 2009.
  
- ⇒ Walton C. F y Opar T. J., "Iron Casting Handbook covering data on Grey, Malleable and Ductile Iron," Iron Casting Society Inc, New York, pp. 378 - 401, 1981.
  
- ⇒ William F. Smith "Fundamentos de la ciencia e ingeniería de los materiales", editorial Mc Graw Hill, 4 edición, México, pp. 363 -366, 430 - 458, 2006.
  
- ⇒ Yan Mi, "Effect of Cu, Mo, Si on the content of Retained Austenite of Austempered Ductile Iron," Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 32, Num. 9, pp 1313 - 1317, 1995.