



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MÉXICO

Facultad de Química

Estudio del efecto de la temperatura y tiempo del baño de sales durante el Austempering sobre la prueba de dureza de un CGI (Compacted Graphite Iron).

Tesis

Que para obtener el título de
Ingeniero Químico Metalúrgico

Presenta:

Alejandro José Alvarado Arredondo

Director de Tesis:

Agustín Gerardo Ruíz Tamayo



Ciudad Universitaria, Cd de Mx, 2018



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: JOSE ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA

VOCAL: SERGIO GARCÍA GALÁN

SECRETARIO: AGUSTÍN GERARDO RUÍZ TAMAYO

1er SUPLENTE: VICTOR ARANDA VILLADA

2do SUPLENTE: EUSEBIO CANDIDO ATLATENCO TLAPANCO

SITIO DONDE SE DESARROLLO EL TEMA:

FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO D, LABORATORIO DE ARENAS DE MOLDEO Y FUNDICIÓN. DIRECCIÓN: PASEO DE LA INVESTIGACIÓN S/N. CIRCUITO INSTITUTOS, CD. UNIVERSITARIA CIUDAD DE MÉXICO, CP 04510, DELEGACIÓN COYOACÁN.

ASESOR DEL TEMA:

AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO _____

SUPERVISOR TÉCNICO:

EUSEBIO CANDIDO ATLATENCO TLAPANCO _____

SUSTENTANTE:

ALEJANDRO JOSÉ ALVARADO ARREDONDO _____

ÍNDICE

Facultad de Química.....	1
a) Índice de Figuras.....	5
b) Índice de Tablas.....	7
1 Marco Teórico.....	9
1.1 Fundiciones de Hierro.....	9
1.3 Fundición Gris o Laminar.....	10
1.3.1 Clasificación.....	11
1.4 Fundición Dúctil o Nodular.....	12
1.4.1 Clasificación.....	12
1.5 Hierro grafito compacto o Vermicular (Compacted Graphite Iron).....	15
1.5.1 Clasificación y propiedades mecánicas.....	16
1.5.2 Composición Química.....	19
1.5.3 Efecto de los elementos Aleantes en los hierros Vermiculares.....	21
1.5.4 Proceso de fabricación.....	22
1.6 Tratamientos al metal líquido.....	24
1.6.1 Métodos de Inoculación.....	25
1.6.2 Métodos de Nodularización.....	26
1.7 Tratamientos térmicos en los Hierros Colados.....	30
1.7.1 Principales propósitos de los tratamientos térmicos.....	31
1.7.2 Austenización.....	31
1.8 Temperatura de transformación martensítica.....	33
1.9 Tratamiento de Austemperizado.....	34
1.10 Diseño experimental 2^k.....	42
2. Objetivos.....	44
3. Hipótesis.....	44
4. Desarrollo Experimental.....	45
<i>Parte I. Determinación de la temperatura de iniciación martensítica.....</i>	<i>45</i>
<i>Parte II. Tratamiento de Austempering en un hierro vermicular.....</i>	<i>46</i>
5. Resultados.....	48
5.1 Composición Química.....	48
5.2 Determinación de la temperatura de inicio de transformación martensítica en el hierro vermicular de estudio.....	48
5.3 Microestructuras.....	56
5.4 Pruebas de Dureza.....	62
5.5 Prueba de Dureza Brinell, Tabla ANOVA y Pareto.....	67
7 Conclusiones.....	73

8. Referencias.	74
Anexo I.	77

a) Índice de Figuras.

Figura 1. Fundición gris ferrítica. Láminas de grafito sobre un fondo blanco de cristales de ferrita a 200x.....	11
Figura 2. Fundición gris hipoeutéctica, se observan láminas de grafito sobre un fondo de perlita a 200x.	11
Figura 3. Fundición en bruto de colada de un hierro dúctil después de haberse añadido 0.023% de Mg, la metalografía se encuentra sin atacar a 200x.....	13
Figura 4. Fundición en bruto de colada de un hierro dúctil después de haberse añadido 0.023% de Mg, la metalografía se encuentra con ataque y se observan nódulos de grafito rodeados de aureolas de ferrita sobre un fondo de perlita a 200x.....	13
Figura 5. Formas típicas de grafito según la ASTM A247	14
Figura 6 Fundición en bruto de colada de un hierro vermicular con ataque, presenta una matriz de ferrita (blanca) y perlita (negra) a 200x.	17
Figura 7 Fundición en bruto de colada de un hierro vermicular sin atacar y con un 0% de nodularidad a 100x.....	17
Figura 8.....	17
Figura 9. Rango de contenido óptimo de carbono y silicio para un CGI. [6].....	20
Figura 10. Representación gráfica del contenido de Mg y el % de Nodularidad en las fundiciones de hierro colado. [6]	21
Figura 11. Esquema general sobre el proceso de preparación de un hierro nodular o CGI.....	23
Figura 12. Proceso de inoculación en olla abierta. [11]	25
Figura 13. Proceso de post - inoculación con máquina neumática. [11].....	26
Figura 14. Esquema del método de olla abierta [13]	27
Figura 15. Esquema del método de olla abierta modificada [13].....	28
Figura 16. Esquema del método del Sándwich. [13]	29
Figura 17. Esquema del método Tundish. [13].....	30
Figura 18. Efecto del silicio sobre el diagrama de fases estable.	32
Figura 19 Diagrama de transformación isotérmica mostrando la secuencia del proceso de austempering, con Ms y Mf decreciendo cuando y se enriquece con carbono.	35
Figura 20 Esquema representativo del proceso de Austempering.	37
Figura 21 Influencia del tiempo del austemperizado sobre la estabilización de la austenita.	39
Figura 22 Efecto del tiempo de austemperizado sobre la dureza.	40
Figura 23. Representación esquemática 3D de las piezas utilizadas en el tratamiento térmico de aproximadamente 1 cm x lado.	46
Figura 24. Representación esquemática 3D de la probeta de hierro vermicular utilizada en el experimento,	46
Figura 25. Equipo utilizado para obtener temperatura Ms.....	47
Figura 26. Equipo utilizado para el tratamiento de Austempering.....	47
Figura 27 Piezas reales utilizadas en el experimento con medidas aproximadas a 1cm x lado.	47
Figura 28 Análisis Térmico. Curva de enfriamiento (línea Azul) y curva de la primera derivada (roja), para la determinación de la TMs.....	50
Figura 29 Análisis Térmico. Curva de enfriamiento (línea Azul) y curva de la segunda derivada (roja), para la determinación de la TMs.....	51
Figura 30 Diagrama TTT para un hierro colado con más de 2% de silicio.....	52

Figura 31 Dilatograma correspondiente al ciclo térmico. Temperatura de austenización de 900°C con un tiempo de permanencia de 1 hora.	53
Figura 32 . Ciclo térmico de austemperizado. T γ =850°C con t γ =30 min y TBaño de sales =370°C con t Baño de sales = 60 min.	54
Figura 33 Ciclo térmico de austemperizado. T γ =850°C con t γ =30 min y TBaño de sales =370°C con t Baño de sales = 120 min.....	54
Figura 34 Ciclo térmico de austemperizado. T γ =850°C con t γ =30 min y TBaño de sales =410°C con t Baño de sales = 60 min.....	55
Figura 35 Ciclo térmico de austemperizado. T γ =850°C con t γ =30 min y TBaño de sales =410°C con t Baño de sales = 120 min.....	55
Figura 36 Microestructura del CGI sin ataque a 20x.	56
Figura 37 Microestructura del CGI sin ataque a 20x.	56
Figura 38 Microestructura del CGI, atacada con nital 3, a 20x.	56
Figura 39 Microestructura del hierro vermicular trabajado después del tratamiento de Austempering a una condición de 370 °C y 1 Hora. (A) 60x y (B) 100x.	58
Figura 40 Microestructura del hierro vermicular trabajado después del tratamiento de Austempering a una condición de 370 °C y 1 Hora, (Réplica). (A) 60x y (B) 100x.....	59
Figura 41 Microestructura del hierro vermicular trabajado después del tratamiento de Austempering a una condición de 410 °C y 1 Hora a 60x. (A) 60x y (B) 100x.....	60
Figura 42 Microestructura del hierro vermicular trabajado después del tratamiento de Austempering a una condición de 410 °C y 1 Hora a 60x. (Réplica). (A) 60x y (B) 100x.	60
Figura 43 . Microestructura del hierro vermicular trabajado después del tratamiento de Austempering a una condición de 370 °C y 2 Horas. (A) 60x y (B) 60x (Réplica).	61
Figura 44 Microestructura del hierro vermicular trabajado después del tratamiento de Austempering a una condición de 410 °C y 2 Horas. (A) 60x y (B) 60x (Réplica).	61
Figura 45. Gráfico de Pareto de los efectos estandarizados, temperatura, tiempo y una combinación de ambas con respecto a la dureza HV	66
Figura 46 Resultados gráficos del efecto del tratamiento del baño de sales sobre la dureza Brinell promedio.....	69
Figura 47 Gráfico de Pareto de los efectos estandarizados, temperatura, tiempo y una combinación de ambas con respecto a la dureza HRC	71
Figura 48 Representación esquemática del proceso de Austempering a una temperatura de baño a 270°C.	77
Figura 49 Metalografía resultante del proceso de Austempering a 270 °C y 1 hora, a 50X.....	77
Figura 50 Metalografía resultante del proceso de Austempering a 270 °C y hora, a 50X.....	78

b) Índice de Tablas

Tabla 1. Fases y microconstituyentes de hierros y aceros. [15]	10
Tabla 2. Niveles de carbono y silicio dependiendo de la clase en un Hierro Gris. [6]...	12
Tabla 3. Datos de la Resistencia a la Tensión conforme a la clase de hierro. [11]	12
Tabla 4. Designación de los hierros nodulares, en base a sus propiedades mecánicas. [12].....	14
Tabla 5. Designación de los hierros vermiculares por grados y propiedades mecánicas, con base en la norma ASTM A-842. [10].	18
Tabla 6. Rango de dureza (Brinell) en los hierros vermiculares, con base en la norma ASTM A-842[10].	18
Tabla 7. Propiedades del CGI en función de la nodularidad. [6]	19
Tabla 8. Rango de composición química típica de los hierros colados. [6]	19
Tabla 9. Definiciones de temperaturas de transformación en hierro y aceros. [15]	34
Tabla 10. Efecto de los elementos de aleación y aleantes durante los tratamientos térmicos.....	41
Tabla 11. Tabla ANOVA del diseño factorial 2 a la 2 [16].....	43
Tabla 12. Composición química promedio del hierro vermicular bajo estudio.	48
Tabla 13 . Determinación de la temperatura de transformación martensítica a partir de la segunda derivada.....	49
Tabla 14. Caracterización microestructural del hierro vermicular de colada.	57
Tabla 15. Promedio de durezas Vickers, Rockwell y longitud de huella.	63
Tabla 16. Promedio de durezas Vickers, Rockwell y longitud de huella para las réplicas.....	63
Tabla 17. Comparación de durezas HV y HRC de martensita, bainita y ausferrita con las obtenidas a una condición de 370°C / 1 hora y su réplica.	64
Tabla 18. Comparación de durezas HV y HRC de martensita, bainita y ausferrita con las obtenidas a una condición de 410°C / 1 hora y su réplica.	64
Tabla 19. Comparación de durezas HV y HRC de martensita, bainita y ausferrita con las obtenidas a una condición de 370°C / 2 hora y su réplica.	64
Tabla 20. Comparación de durezas HV y HRC de martensita, bainita y ausferrita con las obtenidas a una condición de 410°C / 2 hora y su réplica.	64
Tabla 21. Tabla ANOVA arrojada por MiniTab con datos de dureza HV.	66
Tabla 22. Efecto de las variables presentes en el tratamiento térmico, según las durezas HV.....	66
Tabla 23 Resultados obtenidos de la prueba de dureza Brinell a la muestra sin tratamiento térmico.	67
Tabla 24 Intervalos de dureza Brinell para cada grado de hierro vermicular según la norma ASTM A-842.	68
Tabla 25 Resultados obtenidos de la prueba de dureza Brinell a 270°C, 1 y 2 horas de tratamiento.....	68
Tabla 26 Resultados obtenidos de la prueba de dureza Brinell a 370°C, 1 y 2 horas de tratamiento.....	68
Tabla 27 Resultados obtenidos de la prueba de dureza Brinell a 410°C, 1 y 2 horas de tratamiento.....	68
Tabla 28 . Comparación del hierro vermicular austemperizado con los diferentes grados de ADI.	70
Tabla 29 Propiedades mecánicas de los diferentes grados de ADI.	70

Tabla 30 Tabla ANOVA para datos de durezas HRC.....	71
Tabla 31 Efecto de las variables presentes en el tratamiento térmico, según las durezas HRC.....	71
Tabla 32 . Durezas arrojadas en HV, HRA y HRC.....	78
Tabla 33 . Dureza de la martensita en HV y HRC.	78
Tabla 34 . Durezas Brinell. Baño de sales a 270°C.....	79

1 Marco Teórico.

1.1 Fundiciones de Hierro.

En termino general las fundiciones hierro-carbono contienen un porcentaje de carbono entre el 2.0% y el 6.67%, con cantidades de Silicio del 0.3% al 4.0%, de Manganeso hasta 1%, bajo nivel de azufre y fósforo, donde el carbono puede presentarse en forma de grafito o cementita, y que durante su solidificación presenta una reacción eutéctica. Una característica general de los hierros fundidos son la baja ductilidad, por consiguiente, poca capacidad de conformación a temperatura ambiente, limitada conductividad eléctrica y térmica, y gran capacidad para absorber las vibraciones. [1]

Los cinco tipos de fundición comercial son grises, dúctiles, maleables, vermicular o CGI (por sus siglas en inglés, Compacted Graphite Iron), y hierro blanco. Con la excepción del hierro blanco, todos los hierros fundidos tienen en común una microestructura que consiste en fase de grafito en una matriz que generalmente su morfología clasifica a los hierros, pueden ser martensíticos, ferríticos, perlíticos, bainíticos, templados o combinaciones de los mismos. En la **Tabla 1** se muestran las características de las fases o microconstituyentes presentes en los hierros fundidos. [3,15]

La fundición gris contiene grafito en forma de hojuelas que causan baja resistencia y ductilidad. La fundición blanca es una aleación dura y frágil, con cantidades masivas de cementita (Fe_3C). La fundición dúctil o esferoidal contiene partículas esferoidales de grafito, generadas durante la solidificación. La fundición de grafito compacto tiene grafito libre, pero interconectado en forma vermicular también producido durante la solidificación. [1]

Tabla 1. Fases y microconstituyentes de hierros y aceros. [15]

Fase o Microconstituyente	Estructura Cristalina	Características
Ferrita	BCC	Fase de equilibrio de baja temperatura, relativamente blanda.
Austenita	FCC	Fase de equilibrio estable a temperatura media, relativamente blanda.
Cementita	Ortorrónica Compleja	Fase metaestable de alta dureza.
Grafito	Hexagonal	Fase de equilibrio, estable.
Perlita		Microconstituyente metaestable, mezcla laminar de ferrita y cementita.
Martensita	BCT (solución saturada de carbono en ferrita)	Fase metaestable de alta dureza, morfología de placas o agujas, según el % de carbono.
Bainita		Microconstituyente metaestable duro, mezcla no laminar de ferrita y cementita en escala extremadamente fina; la bainita superior se forma a temperaturas más altas y tiene aspecto plumáseo, la inferior se forma a temperaturas más bajas y su apariencia es acicular.

1.3 Fundición Gris o Laminar.

La fundición gris contiene muchos agrupamientos o celdas eutécticas de grafito en hojuelas interconectadas. El punto en el cual se conectan estas hojuelas es el núcleo original de grafito. En la **Figura 1** y **Figura 2** se puede ver claramente el grafito precipitado en forma de hojuela en diferentes matrices microestructurales. La metalurgia de los hierros grises es extremadamente compleja debido a la amplia variedad de factores que influyen en su solidificación y subsecuentes transformaciones en estado sólido. A pesar de esta complejidad, los hierros grises han encontrado una amplia aceptación basada en la combinación de excelente maleabilidad, excelente maquinabilidad, economía y propiedades únicas. [6]



Figura 1. Fundición gris ferrítica. Láminas de grafito sobre un fondo blanco de cristales de ferrita a 416X.



Figura 2. Fundición gris hipoeutéctica, se observan láminas de grafito sobre una matriz de perlita a 416X.

1.3.1 Clasificación.

La composición del hierro gris debe ser seleccionada de tal manera que satisfaga tres requisitos estructurales:

- La forma y distribución de grafito requeridas.
- La estructura sin carburos.
- La matriz requerida.

La **Tabla 2** muestra las clases, que van desde la 20 hasta la 60, en donde, estos números representan la resistencia a la tensión en ksi, así mismo se muestra la cantidad en porcentaje de los principales elementos de aleación ya que estos se relacionan directamente con la solidificación, su microestructura y propiedades mecánicas de un hierro gris.

Tabla 2. Niveles de carbono y silicio dependiendo de la clase en un Hierro Gris. [6]

Clase de Hierro	% Total de Carbono	% de Silicio
Clase 20	3.40-3.60	2.30-2.50
Clase 30	3.10-3.30	2.10-2.30
Clase 40	2.95-3.15	1.70-2.00
Clase 50	2.70-3.00	1.70-2.00
Clase 60	2.50-2.85	1.90-2.10

Como se comentó anteriormente, la clasificación depende directamente de sus propiedades mecánicas, ver **Tabla 3**.

Tabla 3. Datos de la Resistencia a la Tensión conforme a la clase de hierro. [11]

Clase de Hierro	Resistencia a la Tensión (Mpa)	Resistencia a la Tensión (ksi)
20	138	20
25	172	25
30	207	30
35	241	35
40	276	40
50	345	50
60	415	60

1.4 Fundición Dúctil o Nodular.

El hierro dúctil tiene una estructura de fundición que contiene carbono grafito libre en forma de esferoides en una matriz dúctil. Por lo tanto, el hierro dúctil tiene una resistencia mucho mayor que el hierro gris y un grado considerable de ductilidad; estas propiedades pueden mejorarse con ayuda de un tratamiento térmico.

1.4.1 Clasificación.

La presencia de grafito en el hierro dúctil en forma de esferoides en lugar de hojuelas, es causada principalmente por la adición de Magnesio o en forma

conjunta de Magnesio y Cerio al metal líquido, dando como resultado mejores propiedades que las de un hierro gris, **Figura 3 y 4**.

El tamaño y la uniformidad de distribución de los esferoides de grafito también influyen en las propiedades mecánicas.

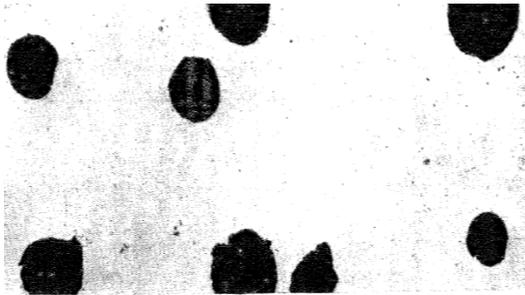


Figura 3. Fundición de colada de un hierro dúctil después de haberse añadido 0.023% de Mg, la metalografía se encuentra sin atacar a 416x.

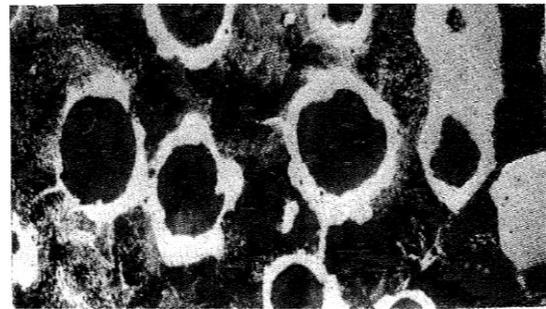


Figura 4. Fundición de colada de un hierro dúctil después de haberse añadido 0.023% de Mg, la metalografía se encuentra con ataque y se observan nódulos de grafito rodeados de aureolas de ferrita sobre una matriz de perlita a 416x.

Los esferoides pequeños y numerosos suelen acompañarse de propiedades de alta resistencia a la tracción. Un excesivo número de esferoides puede debilitar una colada a tal punto que no pueda soportar los esfuerzos de sus aplicaciones. A continuación, se muestra la morfología que presenta el carbono al precipitar de acuerdo a la Norma ASTM A247, **Figura 5**. [11]

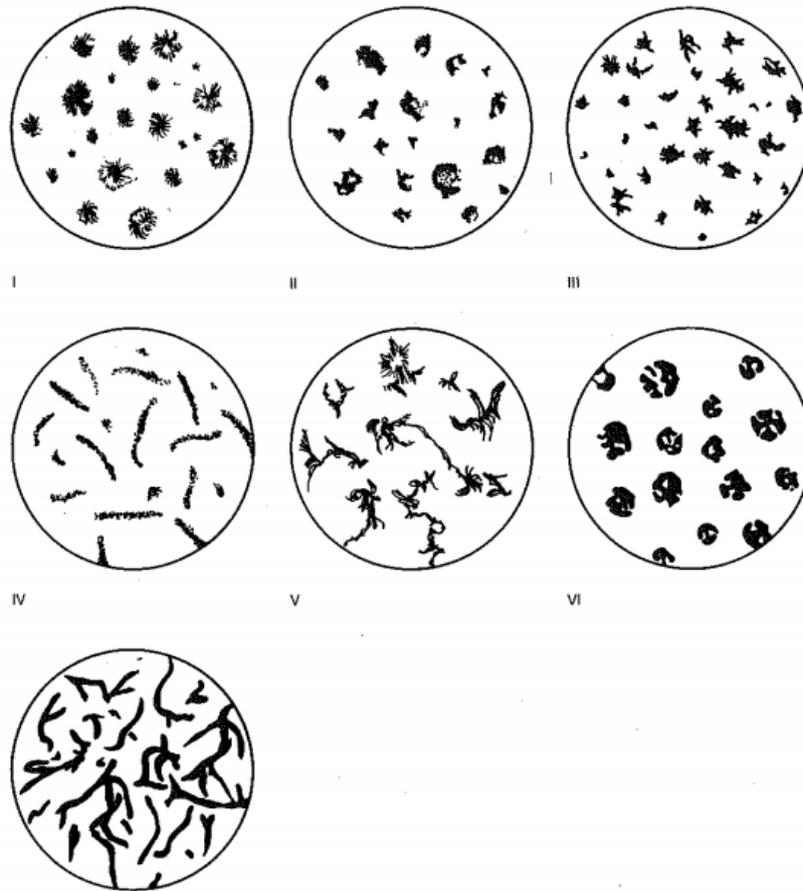


Figura 5. Formas típicas de grafito según la ASTM A247

La clasificación de las fundiciones nodulares se realiza de acuerdo a la Norma ASTM A 536. El código de cada hierro corresponde a tres números, esto es, la resistencia a la tracción, el límite elástico en libras/plg² (psi) y el % de elongación. Enseguida se muestra en la **Tabla 4**, lo correspondiente a la clasificación de los hierros nodulares.

Tabla 4. Designación de los hierros nodulares, en base a sus propiedades mecánicas. [12]

Grado	Descripción (Matriz)	R. a la Tracción min, psi	R. a la Tracción min, MPa	Límite elástico o min, psi	Límite elástico o min, MPa	Elongación en 2 plg min, %	Dureza Brinell
60-40-18	Ferrítica	60000	414	40000	276	18	149-187
65-45-12	Ferrítica – Perlítica	65000	448	45000	310	12	170-207
80-55-06	Ferrítica - Perlítica	80000	552	55000	379	6	189-255
100-70-03	Perlítica	100000	689	70000	483	3	217-267
120-90-02	Martensítica	120000	827	90000	621	2	240-300

1.5 Hierro grafito compacto o Vermicular (Compacted Graphite Iron).

Durante los últimos 20 años, las aplicaciones de hierro gris han cedido su lugar a nuevas aleaciones de aluminio para motores de combustión interna en automóviles de pasajeros, pero los nuevos requerimientos ambientales y de reducción de consumo de combustible han hecho posible que nuevos materiales como el CGI, se desarrollen para sustituir al hierro gris, así como al aluminio, en aplicaciones que demandan un control muy estricto en su producción para aprovechar las ventajas de este material. Aunado a esto, varias situaciones provocaron un cambio muy importante en la perspectiva del desarrollo del CGI hasta la segunda mitad de la década de los años noventa:

- Las empresas fabricantes de automóviles empezaron a visualizar al CGI como un material potencial para reducir el peso de blocks y cabezas de motor para incrementar el desempeño de los motores.
- El desarrollo de procesadores, equipo de cómputo y de adquisición electrónica de datos hizo posible la medición y control del proceso de solidificación del CGI, lo que permitió a la industria de la fundición satisfacer por primera vez los requerimientos de producción de altos volúmenes de CGI.
- Se desarrollaron máquinas y herramientas en nuevos materiales que permitieron dar solución al problema del maquinado rentable de altos volúmenes de blocks y cabezas en CGI.
- Se desarrollaron los sistemas de inyección de combustible para motores diésel que permiten reducir las emisiones y aumentar el rendimiento, incrementándose la popularidad de los motores diésel que pasaron de un 25% de penetración en Europa en 1998 hasta un 52% en 2006.
- Debido a la ignición por compresión usada en los motores diésel, el sistema de inyección directa a alta presión también incrementó la carga termomecánica de los blocks y cabezas.

De 1999 a 2006 el pico de presión de ignición en los motores diésel para vehículos de pasajeros se incrementó de 13.5 a 17.0 MPa. Al mismo tiempo el pico de presión de ignición en motores diésel pesados se incrementó de 18.0 a 22.0 MPa. Este incremento llevó a los ingenieros de diseño al límite de las aleaciones de hierro gris y de aluminio y es inevitable que en el futuro se tengan picos de presión de ignición aún mayores si los ingenieros de diseño continúan incrementando el rendimiento y disminuyendo las emisiones.

Gracias a que el CGI provee 75% más de rigidez y 100% más de resistencia a la fatiga que el hierro gris y el aluminio, el incremento de carga en los motores ha establecido una necesidad clara en el mercado de materiales. [8]

Los primeros motores CGI fueron producidos en Europa en 1999: un motor V8 diésel de 3.3 litros para Audi y un motor V8 diésel para BMW. El volumen de producción total para estos motores fue de aproximadamente 7,500 unidades por año. Hoy en día se producen mensualmente más de 30,000 blocks en CGI, con desplazamientos entre 2.7 y 12.9 litros, de acuerdo con la American Foundry Society (AFS) Metalcasting Forecast and Trends. Un dato muy significativo es que uno de cada 7 motores V8 diésel lanzados en el mercado global está hecho en CGI.

Hoy en día, esta combinación única de propiedades hace que CGI sea un excelente candidato para bloque del motor liviano de última generación y aplicaciones de culatas diésel, y una variedad de otros componentes que simultáneamente requieren fuerza y conductividad térmica.

1.5.1 Clasificación y propiedades mecánicas.

En este hierro colado la forma de grafito es intermedia entre grafito laminar y esferoidal, con numerosas barras redondeadas interconectadas al núcleo de la celda eutéctica. [1]

El hierro vermicular tiene mejores propiedades mecánicas (incluida la plasticidad), rigidez, fatiga y resistencia que el hierro gris. Las partículas de grafito en la interconexión de una fundición CGI, da como resultado propiedades más altas, como la conductividad térmica, la capacidad de suprimir las

vibraciones y la maquinabilidad que un hierro dúctil, debido a la interconectividad y morfología del grafito. [9]

El tratamiento para la fundición de grafito compacto es similar a la de la fundición dúctil. Sin embargo, durante la nodularización sólo se introduce aproximadamente entre 0.008 - 0.016% Mg. En las **Figuras 6 y 7** se presentan fundiciones de hierro vermicular sin y con ataque respectivamente. [1]

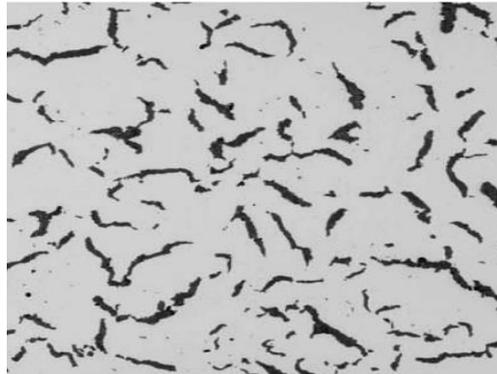


Figura 6. Fundición de colada de un hierro vermicular sin atacar y con 0% de nodularidad a 208X

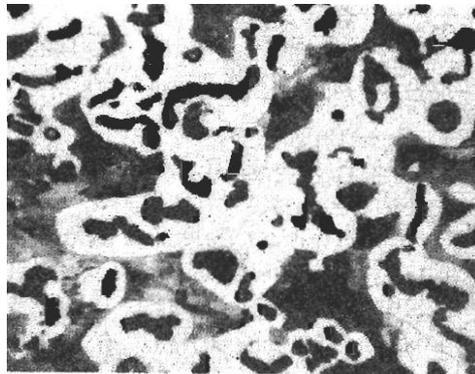


Figura 7. Fundición de colada de un hierro vermicular con ataque, presenta una matriz ferrítica y perlita a 208X

La clasificación de las fundiciones vermiculares están estandarizadas mediante la Norma ASTM A – 842. A diferencia de los hierros dúctiles los cuales toman en cuenta la resistencia a la tracción, el límite elástico y el % de elongación, los hierros vermiculares sólo toman en cuenta la resistencia a la tracción y la dureza para clasificarlos. A continuación en la **Tabla 5** se presentan los tipos de CGI tomados de la norma antes mencionada.

Tabla 5. Designación de los hierros vermiculares por grados y propiedades mecánicas, con base en la norma ASTM A-842. [10].

	Grado 250	Grado 300	Grado 350	Grado 400	Grado 450
Resistencia a la Tracción min, (MPa)	250	300	350	400	450
Límite elástico min, (MPa)	175	210	245	280	315
% de enlogación en 50 mm, min.	3.0	1.5	1.0	1.0	1.0

En la tabla anterior se muestra la diferencia entre los hierros vermiculares estandarizados, a continuación, en la **Tabla 6** se muestra el rango de dureza presente en estas fundiciones.

Tabla 6. Rango de dureza (Brinell) en los hierros vermiculares, con base en la norma ASTM A-842[10].

Grado	Dureza Brinell
250	179 máx.
300	143 – 207
350	163 – 229
400	197 – 255
450	207 – 269

En la **Tabla 7** se encuentran las propiedades de un hierro vermicular en función del porcentaje de nodularidad.

Tabla 7. Propiedades del CGI en función de la nodularidad. [6]

% de Nodularidad	Resistencia Tracción		% Elongación	Conductividad Térmica W/m * K	% Contracción
	MPa	ksi			
10-20	320-380	46-55	2-5	50-52	1.8-2.2
20-30	380-450	55-65	2-6	48-50	2.0-2.6
40-50	450-500	65-73	3-6	38-42	3.2-4.6

1.5.2 Composición Química.

En la **Tabla 8** se presentan composiciones químicas típicas de los hierros colados, el hierro vermicular presenta una composición intermedia entre los hierros grises y nodulares.

Tabla 8. Rango de composición química típica de los hierros colados. [6]

Tipo de Hierro	%C	%Si	%Mn	%P	%S
Gris	2.5-4.0	1.0-3.0	0.2-1.0	0.002-1.0	0.02-0.25
CGI	2.5-4.0	1.0-3.0	0.2-1.0	0.01-0.1	0.01-0.03
Dúctil	3.0-4.0	1.8-2.8	0.1-1.0	0.01-0.1	0.01-0.03
Blanco	1.8-3.6	0.5-1.9	0.25-0.8	0.06-0.2	0.06-0.2

En la **Figura 9**, se muestra los rangos del %Carbono y %Silicio recomendados para la fabricación del CGI.

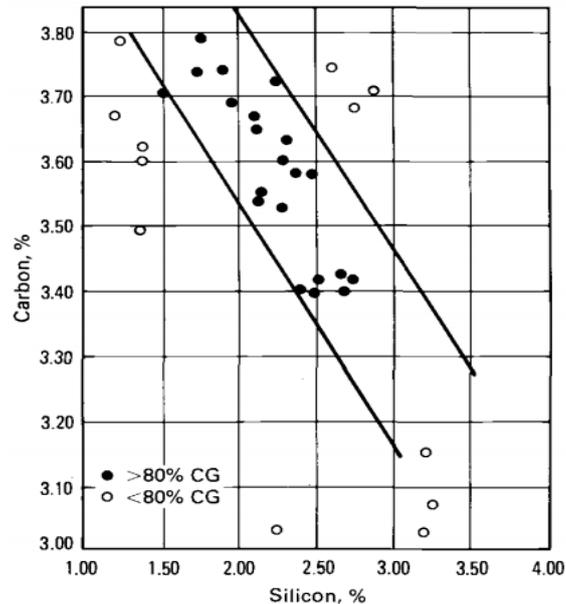


Figura 9. Rango de contenido óptimo de carbono y silicio para un CGI. [6].

Al aumentar el porcentaje de Silicio en los hierros colados con grafito precipitado altera la cantidad de carbono contenido en el producto eutéctico. Se toma en consideración este efecto al definir el carbón equivalente como se muestra a continuación. El carbono equivalente se aplica fundiciones de hierro, trata de evaluar el efecto que el silicio fundamentalmente y en menor proporción el fósforo, realizan sobre la translación de la posición del eutéctico

$$\%CE = \%CT + \frac{1}{3} (\%Si + \%P) \quad \text{Ecuación 1}$$

Donde:

%CE: Es el carbono equivalente.

%CT: Carbono contenido en la aleación.

%Si: Porcentaje de Silicio en la aleación.

%P: Porcentaje de fósforo en la aleación.

De acuerdo al Criterio de Sintercast, el porcentaje de Magnesio residual recomendado para la fabricación del hierro vermicular, se encuentra en el rango de 0.008 – 0.016% para no exceder de una nodularidad de más del 20%, lo anterior se visualiza en la **Figura 10**.

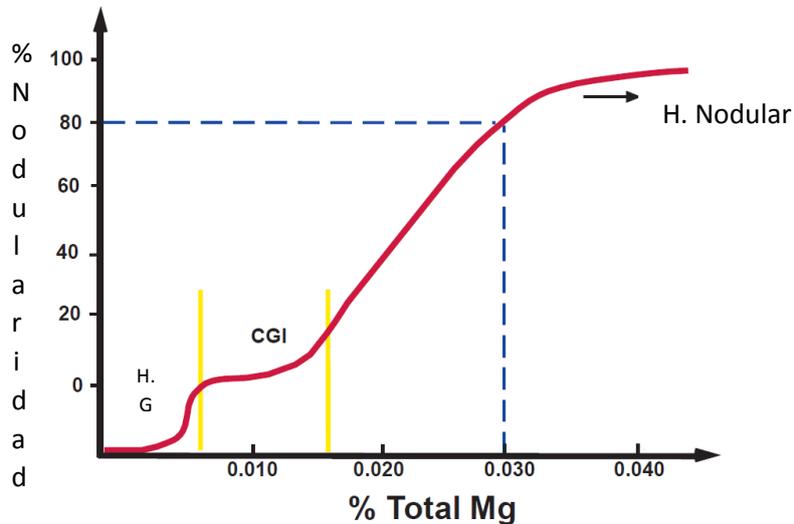


Figura 10. Representación gráfica del contenido de Mg y el % de Nodularidad en las fundiciones de hierro colado. [6]

1.5.3 Efecto de los elementos Aleantes en los hierros Vermiculares.

Las propiedades características de los hierros CGI se encuentran en una amplia gama de valores de carbono equivalente, que van desde hipoeutéctico (%CE = 3.7) a hipereutéctico (%CE = 4.7), con contenido de carbono de 3.1 a 4.0% y silicio en cantidades de 1.7 a 3.0%. A niveles constantes de silicio, un %CE más bajo aumenta ligeramente la tendencia al enfriamiento y da como resultado una nodularidad menor.

El contenido de manganeso (elemento antigrafitizante) puede variar entre 0.1 y 0.6%, mientras que el porcentaje de fósforo debe ser inferior al 0.05%, para evitar la formación de esteadita y el porcentaje de azufre ideal recomendado es de 0.015.

Para asegurar la forma de grafito compacto o vermicular, es necesario usar algunos elementos para el tratamiento, como en el caso del hierro nodular. Estos elementos incluyen magnesio, tierras raras (cerio, lantano, y así sucesivamente), calcio, titanio y aluminio.

Algunos elementos aleantes, como cobre, estaño, molibdeno, e incluso el aluminio pueden ser utilizados para cambiar la matriz de ferrita a perlita. Los rangos típicos para el cambio de dicha matriz son:

- a) 0.48% Cu o 0.033% Sn.
- b) 0.5 a 1% Mo.
- c) Hasta 4.55% Al.

1.5.4 Proceso de fabricación.

El proceso de fundición para producir hierro CGI es, en principio, el mismo que el utilizado para el hierro nodular.

Los requisitos son muy similares, desde las materias primas, el sobrecalentamiento y desulfuración antes de aplicar el tratamiento de fusión. Si una estructura ferrítica es deseada, se recomienda un arrabio puro con bajo contenido de manganeso, fósforo y azufre, en contrario, si lo deseado es tener perlita en la microestructura, se puede utilizar chatarra de acero, aumentando además, el contenido de manganeso, así como la incorporación de cobre. La producción de piezas de fundición nodular y CGI de alta calidad y libres de defectos implica una serie de etapas, que necesitan ser cuidadosamente controladas, (ver **Figura 11**). La práctica que se utiliza en la mayor parte de la industria para obtener hierro nodular y CGI implican los mismos proceso y procedimientos que a continuación serán esquematizados.

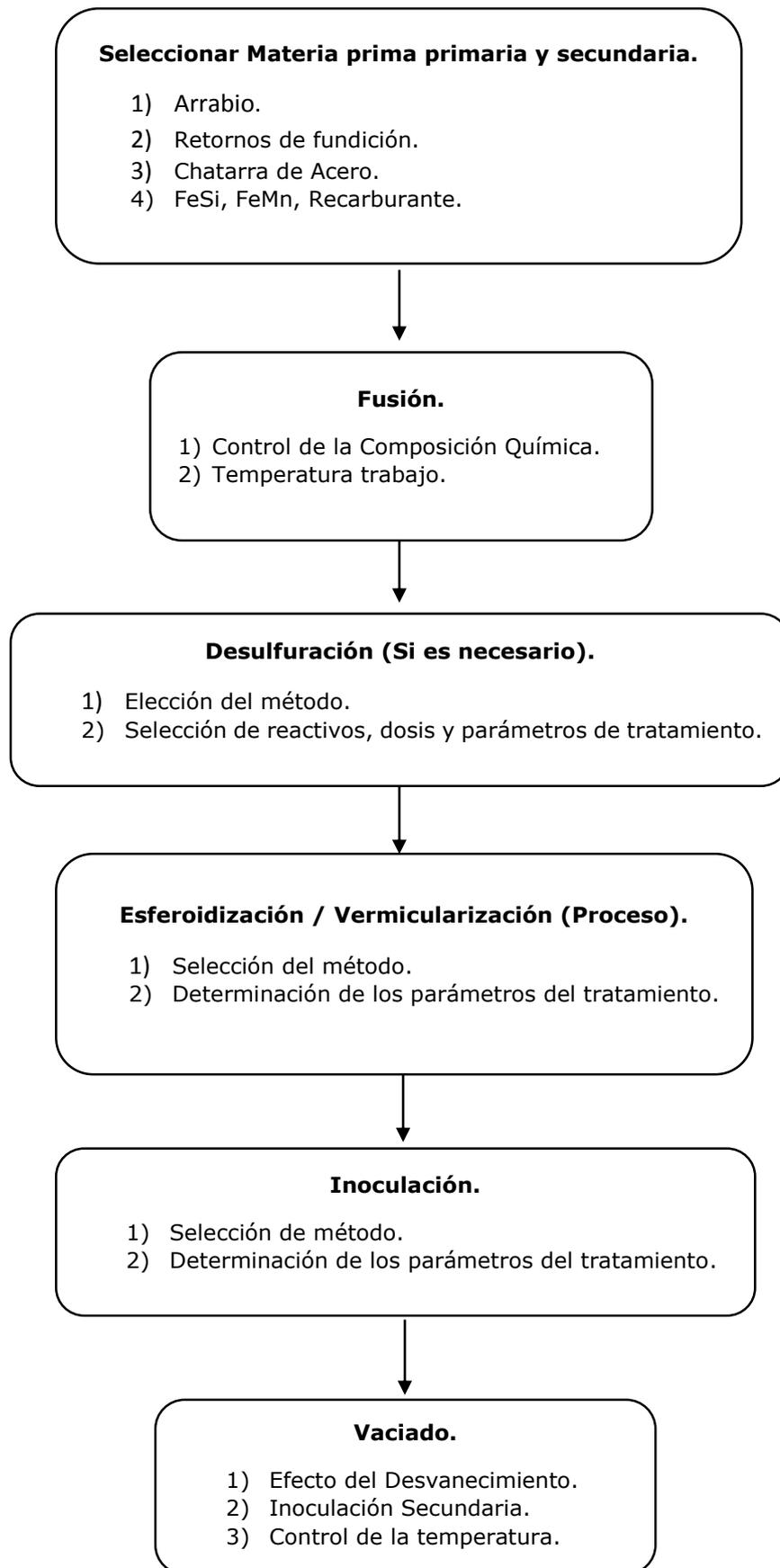


Figura 11. Esquema general sobre el proceso de preparación de un hierro nodular o CGI.

1.6 Tratamientos al metal líquido.

Para conseguir la precipitación del grafito en forma esferoidal y vermículos, el metal líquido debe ser sometido a dos tratamientos consecutivos:

- 1) Tratamiento de Esferoidización.
- 2) Tratamiento de Inoculación.

El primero consiste en añadir al metal líquido, por los procedimientos que se considerarán más adelante, una aleación que contenga un elemento esferoidizante. El número de estos elementos es bastante limitado y, principalmente, son el Mg, Ca, Ce y tierras raras. Aleando el magnesio con metales pesados como Fe, Ni, Cu o Si, la presión de vapor puede reducirse considerablemente, pero la reacción con el metal líquido será todavía violenta si la proporción de magnesio en la aleación es superior al 50%. Sólo se evita el peligro con proporciones de magnesio inferiores al 25%. [13]

Las aleaciones esferoidizantes más empleadas actualmente pueden clasificarse en varios grupos, según la naturaleza del elemento portador:

1. Níquel como elemento portador:

- 15 Mg - 85 Ni.
- 15 Mg - 30 Si - 55 Ni.

2. Ferrosilicio como elemento portador:

- 5 Mg - 45 Si - 2 Ca - resto hierro.
- 10 Mg - 45 Si - 2 Ca - resto hierro.
- 15 Mg - 50 Si - 4 Ca - resto hierro.

3. Silicio como elemento portador:

- 10 Mg - 65 Si - 6 Ca - resto hierro.
- 18 Mg - 65 Si - 2 Ca - resto hierro.
- 30 Mg - 60 Si - 4 Ca - resto hierro.
- 20 Mg - 36 Si - 20 Ca - 20 tierras raras - resto hierro.

De una manera general, a la hora de implantar un método de nodularización hay que prever las siguientes dificultades que presenta la adición de ferroaleaciones al metal líquido:

- Bajo punto de fusión y elevada presión de vapor.
- Densidad muy baja y escasa solubilidad en la fundición.
- Gran afinidad por el oxígeno y alta reactividad.
- Recuperación baja y errática de elementos.

Formación de inclusiones no metálicas.

- Tendencia a formar polvo reactivo.
- Reacción pirotécnica violenta y peligrosa.
- Riesgos potenciales para la salud del personal implicado.
- Impacto ambiental bastante desfavorable.

1.6.1 Métodos de Inoculación.

a) Inoculación en olla abierta (inoculación temprana).

En este método el inoculante se añade a la corriente de metal a medida que fluye desde el horno hacia la olla de tratamiento. Se debe permitir que una porción de metal se acumule en el fondo de la olla de tratamiento antes de la adición, como se muestra en la **Figura 12**. Esto permite que el inoculante sea mezclado y uniformemente distribuido en el metal líquido. No se recomienda la adición de la aleación en el fondo de una cuchara vacía, ya que esto puede causar sinterización y una reducción en la eficiencia del inoculante. [11]

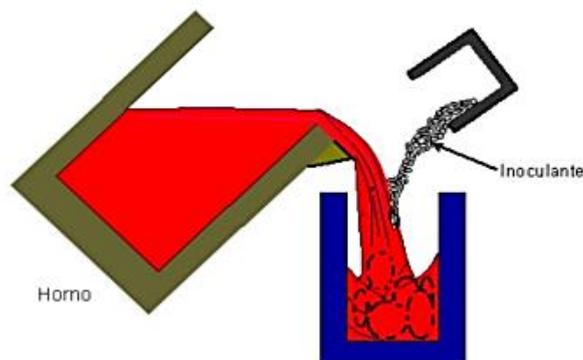


Figura 12. Proceso de inoculación en olla abierta. [11]

Aún no se ha encontrado cuál es el tamaño mínimo del inoculante para optimizar el proceso, aunque debe evitarse porque puede flotar en la superficie y perder su eficiencia a través de la oxidación. Todas las adiciones deben ser pesadas o medidas con precisión, y una adecuada temperatura del metal líquido garantiza una buena disolución. Minimizar el tiempo entre el tratamiento y la colada ayuda a evitar la pérdida del efecto inoculante. La pérdida completa puede ocurrir si la inoculación se mantiene de 15 a 30 minutos. [11]

b) Post – inoculación (inoculación tardía).

Esta consiste en la adición tardía del inoculante en el chorro del metal al momento de verterlo en los moldes. La **Figura 13** representa un proceso de post – inoculación.

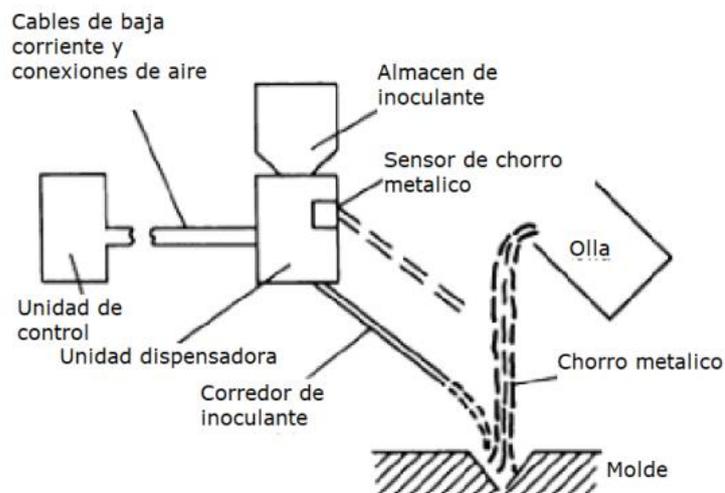


Figura 13. Proceso de post - inoculación con máquina. [11]

1.6.2 Métodos de Nodularización

a) Método de olla abierta.

El método de olla abierta, **Figura 14**, es el método más simple de los procesos, pues consiste únicamente en agregar el agente nodularizante en el lado opuesto

a la caída del chorro del metal líquido, sin ninguna cubierta para éste, por lo que la reacción será inmediata una vez que el metal líquido toque el agente nodulizante, eso tendrá como desventaja una reacción violenta, y oxidación del metal líquido de forma excesiva. Este genera un rendimiento de Magnesio igual a 20 - 25 %. [14]

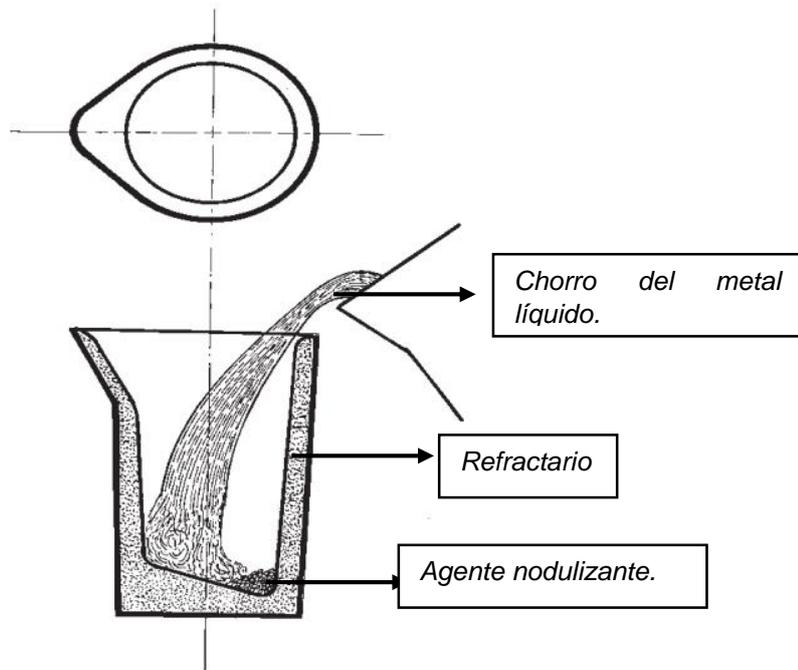


Figura 14. Esquema del método de olla abierta [13]

b) Método de la olla abierta modificada.

Este método es prácticamente igual al anterior, solo que en este caso se tiene una pequeña cubierta de troquel de acero, para evitar una reacción tan violenta y sobre todo la oxidación del metal líquido, **Figura 15**. El rendimiento del Magnesio se sitúa entre un 30 – 35 %. [14]

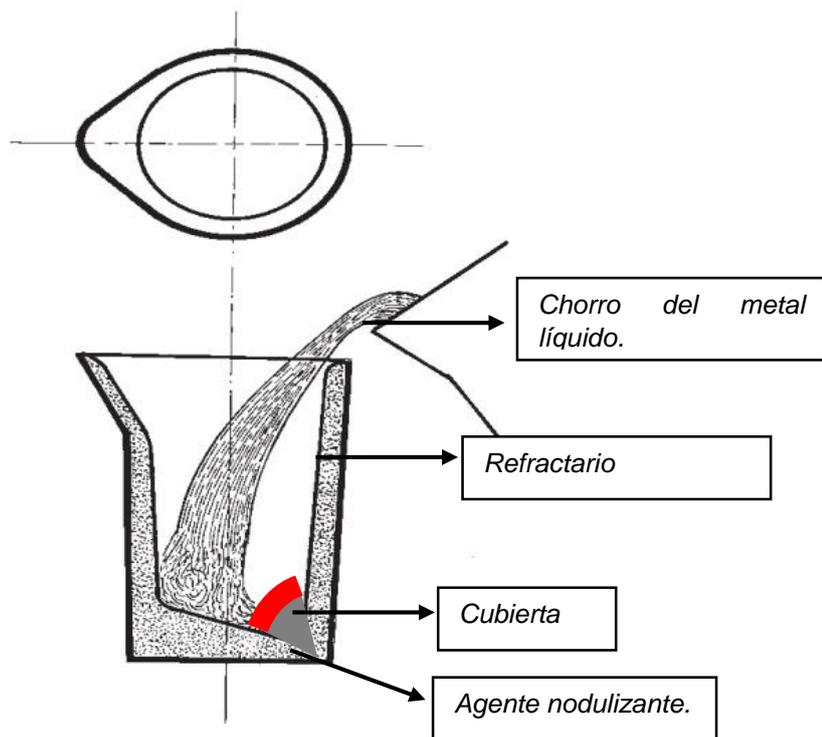


Figura 15. Esquema del método de olla abierta modificada [13]

c) Método del Sándwich.

Es el método más común y usado a nivel industrial, **Figura 16**, el término Sándwich se basa en el hecho de que el material nodularizante o esferoidizante va en escalón y se cubre con troquel de acero, rebababa, etc., en un contenido aproximado de 1.5% del peso total de la carga. La cubierta de troquel tiene la finalidad principal de retardar la reacción del magnesio e incrementar su recuperación cuando la temperatura disminuye.

La recuperación del magnesio que se logra en este proceso está entre 40 – 45 % teniendo como principal ventaja que el tiempo de tratamiento es corto, simple y con menos producción de escoria. Esta etapa se logra por la disolución del troquel de acero en el metal líquido.

El nodularizante se coloca en el fondo de la olla precalentada a temperaturas cercanas a la temperatura de trabajo y se cubre con una cama de troquel de acero, del lado contrario a la caída del chorro del metal líquido. [14]

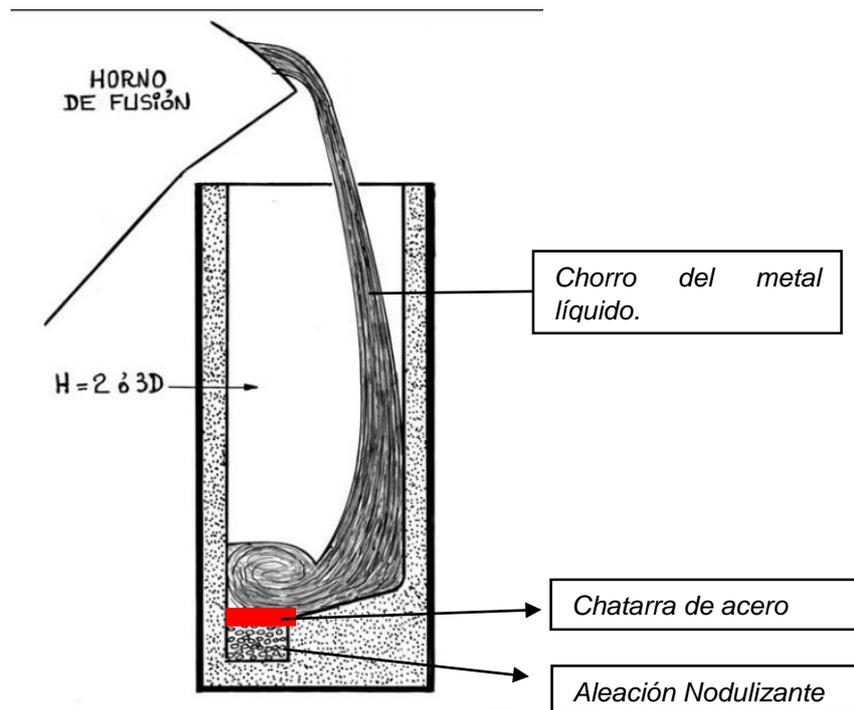


Figura 16. Esquema del método del Sándwich. [13]

d) Método Tundish – Cover.

Este método es una modificación del método Sándwich, el principio de este método se basa en limitar los contenidos de oxígeno disponible, mientras ocurre la reacción entre el metal líquido y el agente esferoidizante, ya que la olla es parcialmente cerrada por medio del Tundish (tapa) en la parte superior de ésta. El metal base se vacía en un recipiente que contiene la tapa y a través de un orificio de llenado se dirige al fondo de la olla, por el extremo opuesto al lugar donde se encuentra el agente nodularizante, **Figura 17**.

En este método desaparecen casi por completo las explosiones generadas por la reacción del magnesio, disminuyendo la cantidad de Mg que se combina con el oxígeno del aire. Se logran obtener rendimientos de aproximadamente 60%. [14]

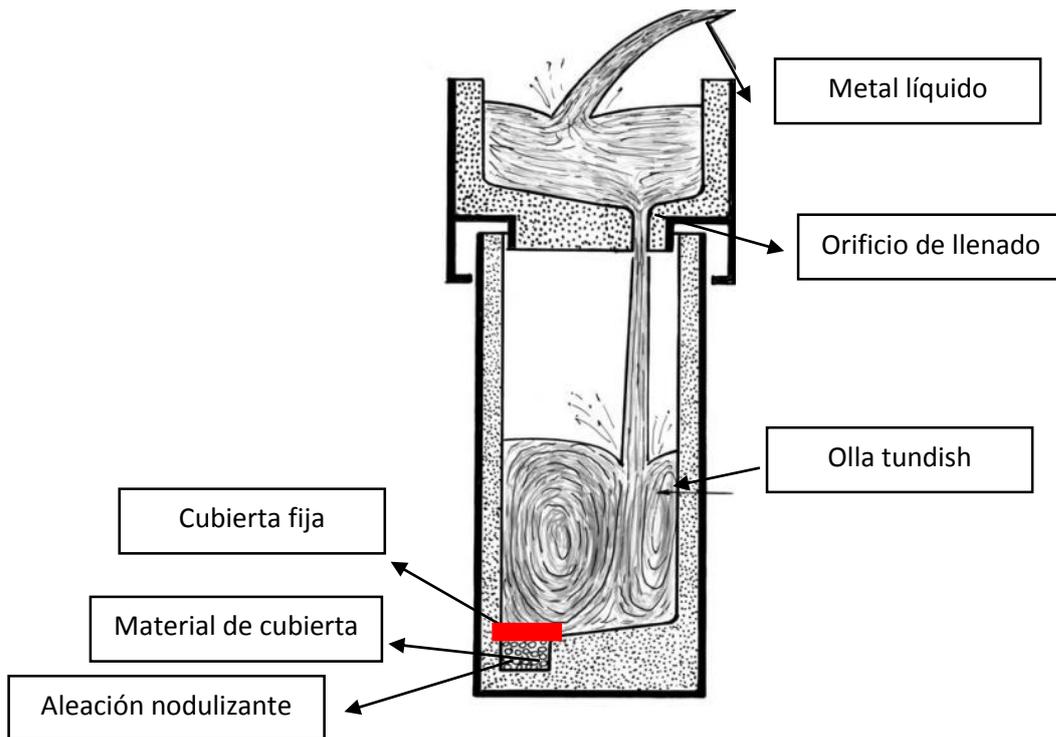


Figura 17. Esquema del método Tundish. [13]

1.7 Tratamientos térmicos en los Hierros Colados.

Los tratamientos térmicos son procesos en los cuales, mediante una sucesión de operaciones de calentamiento y enfriamiento, se modifica la microestructura y la constitución de los metales y aleaciones sin variar su composición química.

La finalidad de estos procesos es mejorar las propiedades mecánicas del material, especialmente la dureza, resistencia, tenacidad y maquinabilidad.

Los tratamientos térmicos más importantes son: temple, recocido, revenido y normalizado. Con su aplicación se consiguen estructuras más blandas y más mecanizables, con mayor dureza y resistencia. Otro aspecto que mejoran es la homogeneización de la microestructura.

1.7.1 Principales propósitos de los tratamientos térmicos.

A continuación, se describen los principales objetivos de los tratamientos térmicos:

1) *Homogeneizar*: Eliminar la segregación de solutos. Los materiales aleados pueden homogeneizarse para corregir defectos de microsegregación, cuidando que la temperatura no se acerque al punto de fusión.

2) *Ablandar*: Para mejorar su maquinabilidad, los materiales se someten a tratamientos de recocido. La dureza de la perlita depende del espesor de sus láminas, modificando la velocidad de enfriamiento, los valores pueden variar.

3) *Eliminar Tensiones*: Las piezas pueden acumular tensiones producidas en los procesos de deformación, soldadura o fusión cuando los espesores son variables. No se modifica la dureza ni la estructura.

4) *Endurecer*: Aumentar el límite elástico, la resistencia máxima y la resistencia a la fatiga.

5) *Aumentar la tenacidad*: Lograr un valor elevado de resistencia con capacidad de deformarse antes de romperse.

6) *Adicionar elementos químicos*: Con el objeto de aumentar la dureza superficial.

1.7.2 Austenización.

La respuesta al endurecimiento en las fundiciones grises y nodulares, depende directamente de la cantidad de carbono contenido en solución sólida en la austenita antes de templar. Esta cantidad se incrementará con la temperatura de austenización y decrecerá con el aumento del contenido de silicio en la fundición. Si el tiempo de mantenimiento a temperatura por encima del rango crítico es el adecuado para el calentamiento, la microestructura de la matriz o el contenido de carbono combinado de la fundición no son significativos.

Las fundiciones de hierro con una microestructura enteramente perlítica o de martensita revenida, responderán correctamente a una rápida austenización y temple. Las fundiciones con matriz ferrítica también responderán al endurecimiento, pero solamente si se mantiene por encima del rango crítico un tiempo suficiente para permitir la solución del carbón grafito en la austenita.

Una de las partes a considerar para el tratamiento de austenización aplicado a hierros colados es conocer el efecto de la composición química. En la **Figura 18**, se muestra un diagrama de fases Fe-Cg-Si, en dónde se puede apreciar el efecto de un hierro colado con 2%Si.

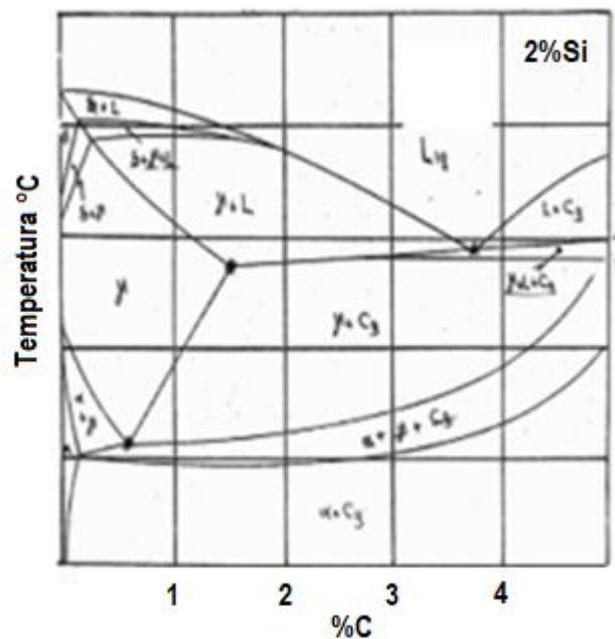


Figura 18. Efecto del silicio sobre el diagrama de fases estable.

Cerca de la reacción eutectoide, el diagrama de fases muestra una región de coexistencia de las fases ferrita (α), austenita (γ) y carbón grafito libre (C_g), la cual se encuentra delimitada por dos temperaturas; Temperatura Crítica Superior y Temperatura Crítica Inferior. Estas temperaturas definen el inicio de la transformación de ferrita en austenita y viceversa, en procesos de calentamiento y enfriamiento respectivamente y que constituyen una zona del diagrama de fases denominada "Intervalo Intercrítico".

El intervalo Intercrítico, se verá modificado con la composición química de la aleación (principalmente por el Silicio). La literatura reporta ecuaciones que

permite determinar las temperaturas críticas en función de algunos elementos de aleación, como se muestra en la **Ecuación 2**, [17]:

$$T_{c_s} = 723 - 0.3(\%C) + 43(\%Si) - 33(\%Mn) - 6(\%Cu) \quad \text{(Ecuación 2)}$$

La austenización aplicada a un hierro nodular es el proceso de mantener la temperatura por encima de la temperatura crítica superior durante un período de tiempo suficiente para garantizar que la matriz se transforme por completo en austenita.

1.8 Temperatura de transformación martensítica.

La temperatura M_s se puede definir como la temperatura a la cual comienza la transformación de austenita a martensita durante el enfriamiento súbito de un sólido, la cual termina al llegar a M_f , finalizando la transformación. En la literatura se encuentran algunos datos acerca de esta temperatura, sin embargo, no se especifican las condiciones para determinarla en los hierros colados, son exclusivamente para aceros.

En la **Tabla 9**, se presentan definiciones de los términos utilizados en las transformaciones de fases en los hierros y aceros, se incluye temperatura inicial de transformación martensítica.

Tabla 9. Definiciones de temperaturas de transformación en hierro y aceros. [15]

Temperatura de transformación: aquella a la que ocurren cambios de fase; algunas veces define los límites de un rango de transformación.
A_{cm}. En aceros hipereutectoides, límite de solubilidad de carbono en la austenita.
A_{c1}. Temperatura a la cual comienza a formarse austenita durante el calentamiento (la c deriva del francés <i>chauffant</i>)
A_{c3}. Temperatura a la cual se completa la transformación de ferrita en austenita durante el calentamiento.
A_{ccm}, A_{c1}, A_{c3}. Temperaturas de cambios de fase en equilibrio.
A_{rem}. En aceros hipereutectoides, temperatura a la que comienza la precipitación de cementita durante el enfriamiento (la r deriva del francés <i>refroidissant</i>)
A_{r1}. Temperatura a la cual se completa la transformación de austenita a ferrita o a ferrita más cementita durante el enfriamiento.
A_{r3}. Temperatura a la cual la austenita comienza a transformar en ferrita durante el enfriamiento.
A_{r4}. Temperatura a la cual la ferrita- δ se transforma a austenita durante el enfriamiento.
M_s. Temperatura a la cual comienza la transformación de austenita a martensita durante el enfriamiento.
M_f. Temperatura a la cual finaliza la transformación de austenita a martensita durante el enfriamiento.

Cabe mencionar que no existen diagramas TTT ni CCT para el material de estudio, por lo cual no se tienen datos gráficos de la temperatura Ms.

1.9 Tratamiento de Austemperizado.

En la **Figura 19** se tiene un diagrama TTT, representativo de un hierro colado, el cuál sirvió de estudio para seguir el tratamiento de austemperizado. Los tiempos de austemperizado están en un rango de 1 a 4 horas, dependiendo del contenido de aleantes y del tamaño de sección de la pieza. Si el austemperizado se prolonga por mucho tiempo puede formarse bainita (Etapa II). La temperatura Ms se emplea para realizar el tratamiento térmico de austemperizado, del cual es necesario saber dicha temperatura. [12,15]

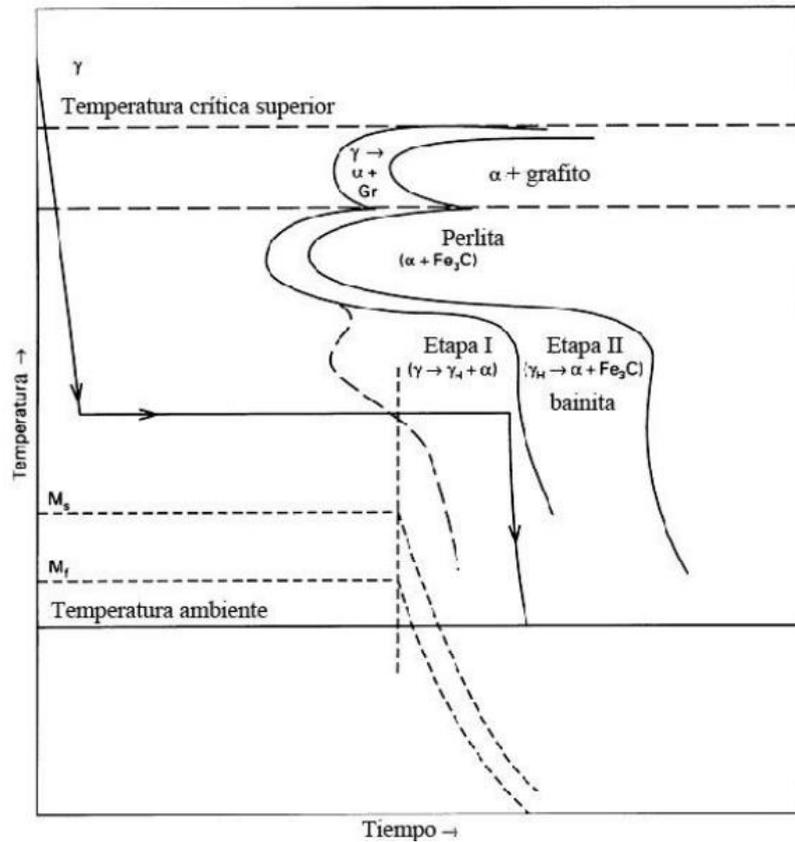
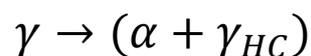


Figura 19. Diagrama de transformación isotérmica mostrando la secuencia del proceso de austemperizado mencionando Ms y Mf. [18]

De la **Figura 19**, se puede apreciar dos etapas importantes en el proceso.

1) *Transformación de la Ausferrita (AF) (Etapla I).*



Dónde:

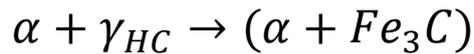
γ_{HC} = Austenita saturada con alto contenido de carbono.

α = Ferrita.

La transformación en esta primera etapa se promueve por la nucleación y el crecimiento de las agujas de ferrita que rechazan los átomos de carbono en la austenita circundante, por lo que, el mecanismo controlante en esta etapa es la difusión de átomos de carbono a través de la austenita. La nucleación se rige por la variación de la energía libre de volumen, que es proporcional al

subenfriamiento generado por la diferencia entre las temperaturas de austenización y austemperizado (baño de sales). La nucleación y el crecimiento dependerá de la temperatura, de los elementos de aleación y de la morfología del grafito. [18]

2) *Descomposición de la austenita saturada de carbono y precipitación formando bainita. (Etapa II)*



Esta etapa representa cuando la austenita metaestable de alto contenido de carbono eventualmente se descompone en ferrita y carburos termodinámicamente más estables, y por tanto las propiedades mecánicas disminuyen, particularmente la ductilidad y la dureza. Al inicio de la *etapa I* de transformación hasta antes de que se inicie la *etapa II*, se le conoce como ventana del proceso.

Es importante mencionar que de estas dos etapas sólo se estudiara la primera, la transformación a ausferrita ya que la transformación a bainita requiere de tiempos más prolongados, además de que en la *etapa I* se encuentran los mejores valores de tenacidad y resistencias mecánicas, así como obtener un máximo de austenita saturada de carbono y ferrita acicular.

Cuando se requiere una óptima resistencia y ductilidad, se tiene la oportunidad de producir una estructura austemplada, es decir, una matriz de ferrita acicular con austenita estable enriquecida en carbono. La matriz austemplada (también llamada Ausferrita), es responsable de la mejor relación resistencia-ductilidad posible en cualquier grado de fundición gris, nodular y vermicular. La obtención de estas propiedades depende del tamaño de la sección, el tiempo y la temperatura de austenizado y austemperizado.

El tratamiento de Austemperizado aplicado al hierro dúctil consiste de:

- 1) Calentar la pieza de interés a temperatura de austenización (usualmente entre 815 y 925° C).
- 2) Mantener el tiempo requerido para saturar la austenita con carbono.

- 3) Enfriar a una temperatura por encima de M_s , a una velocidad suficiente para evitar la formación de perlita u otras estructuras intermedias.
- 4) Mantener a temperatura de austemperizado el tiempo requerido para producir la estructura óptima de ferrita acicular y austenita enriquecida en carbono.
- 5) Enfriamiento a temperatura ambiente.

En la **Figura 20**, se tiene un esquema representativo del tratamiento térmico de Austempering, a continuación, se analiza más a fondo el proceso:

- 1) La línea que se forma del punto A al B, indica el calentamiento de la pieza de interés hasta la temperatura de austenización.

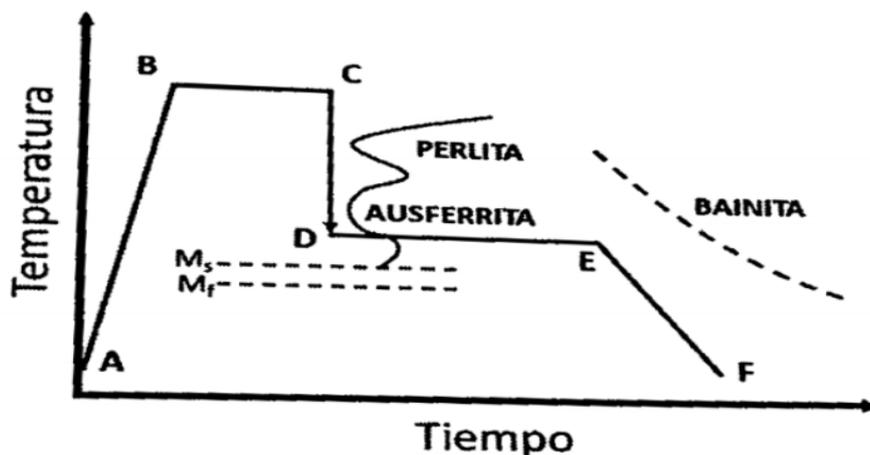


Figura 20. Esquema representativo del proceso de Austempering. [18]

- 2) Del punto B al C, se tiene el tiempo de austenización, como antes se mencionó, es la permanencia de la pieza para lograr que la matriz se transforme completamente a austenita.
- 3) El enfriamiento de la pieza se esquematiza del punto C al D, se realiza desde la temperatura de austenización hasta la temperatura de austemperizado (baño de sales). A partir de este punto es necesario conocer la temperatura M_s .
- 4) Del punto D al E se le denomina tratamiento isotérmico, el cual consiste en un baño de sales que se mantiene a una temperatura constante. Usualmente este rango de temperatura oscila entre 260 y 450 °C.

Para lograr la transformación isotérmica, la pieza permanecerá durante un tiempo en el baño de sales, el cual dependerá del espesor de la pieza, mientras más grande sea el espesor de la pieza mayor será el tiempo necesario para la transformación, la temperatura a la cual se debe establecer el baño depende de la composición química del material ya que se estudia un diagrama de fases el cuál sirve de apoyo para conocer la condición de temperatura óptimo.

- 1) El enfriamiento entre los puntos E y F, de manera general, se lleva a cabo al aire hasta temperatura ambiente. [18]

El austemperizado es completamente efectivo sólo cuando la velocidad de enfriamiento del horno del baño de sales es suficiente para el tamaño de la sección y la templabilidad de la pieza. La velocidad mínima de enfriamiento es la requerida para evitar la formación de perlita en la pieza durante el enfriamiento hasta la temperatura de austemperizado. Las partes críticas durante el austemperizado son las siguientes:

- a) Tiempo de transferencia de la pieza desde la austenización al baño de sales.
- b) La severidad de enfriamiento del baño de sales (temperatura del baño de sales).
- c) El tamaño máximo de sección y el tipo de pieza que se temple en el baño de sales.
- d) La austemperabilidad de las piezas fundidas (influencia de la composición química).
- e) La masa de la carga con respecto al baño de enfriamiento.

Es muy importante que una vez que se ha seleccionado la temperatura de austemperizado, se debe elegir el tiempo del mismo, para optimizar las propiedades mediante la formación de una estructura estable de ausferrita. La **Figura 21**, ilustra esquemáticamente la influencia del tiempo de austemperizado en la estabilización de la austenita y muestra la dureza de la matriz resultante. En tiempos cortos de austemperizado, hay una difusión insuficiente de carbono a la austenita para estabilizarla, y la martensita se puede formar durante el enfriamiento a temperatura ambiente. La microestructura resultante tendría una

mayor dureza, pero una menor ductilidad y resistencia a la fractura (especialmente a bajas temperaturas).

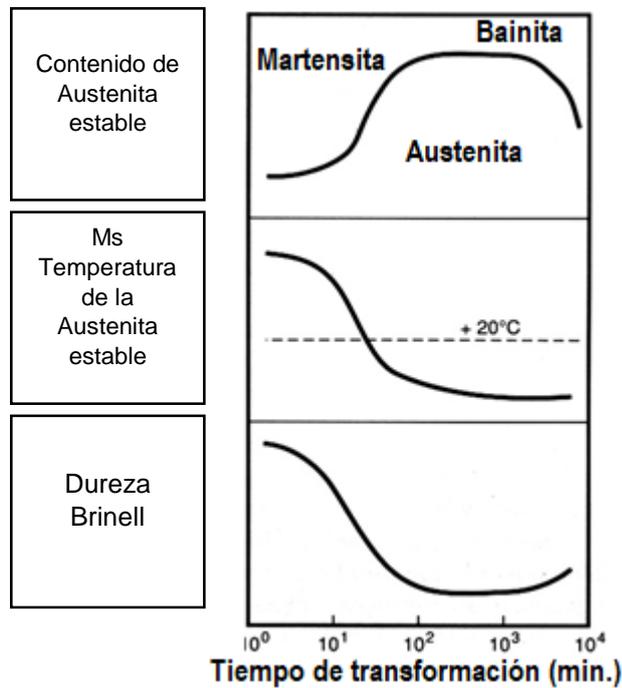


Figura 21. Influencia del tiempo del austemperizado sobre la estabilización de la austenita.

Los tiempos de endurecimiento excesivos, dicho de otra manera, tiempos prolongados durante el austemperizado, pueden dar como resultado la descomposición de la ausferrita en ferrita y carburo (bainita) que exhibirá una menor resistencia, ductilidad y tenacidad a la fractura. Por ejemplo, de acuerdo a la **Figura 22**, la temperatura de austemperizado más alta 750 °F (400 °C) se requiere de tan sólo 30 minutos para producir ausferrita. A 450 °F (230 °C) se requieren hasta cuatro horas para producir las propiedades óptimas.

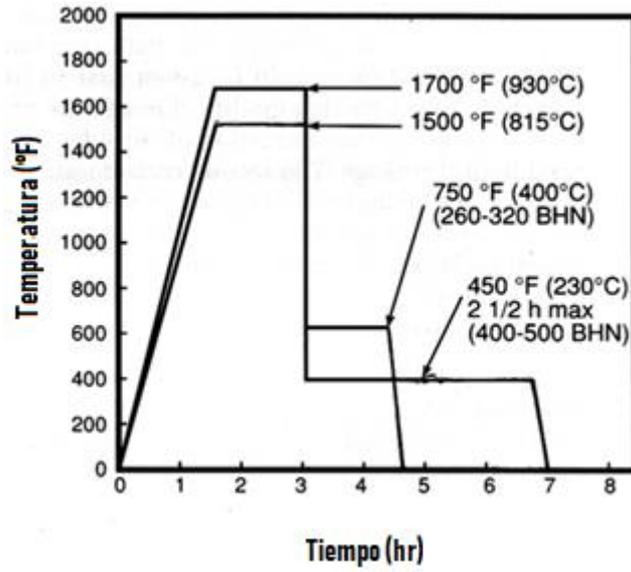


Figura 22. Efecto del tiempo de austemperizado sobre la dureza.

Los efectos de los principales elementos de aleación en la reacción de austemperizado se muestran en la **Tabla 10**:

Tabla 10. Efecto de los elementos de aleación y aleantes durante los tratamientos térmicos.

Elemento	Efecto sobre el austemperizado
Manganeso	<ul style="list-style-type: none"> • Reduce la temperatura de austenización. • Segrega en los contornos de las células eutécticas perjudicando la reacción de austemperizado. • Aumenta la solubilidad y disminuye la difusividad del carbono en la austenita. • Estabiliza la austenita y retarda la nucleación y velocidad de crecimiento de la ferrita acicular.
Molibdeno	<ul style="list-style-type: none"> • Adicionado con el objetivo de aumentar la austemperabilidad. • Segrega hacia los contornos de los granos y forman carburos eutécticos reduciendo la ductilidad y la maquinabilidad. • Aumenta la temperatura de austenización y atrasa la reacción de austemperizado. • Atrasa la <i>Etapa II</i> de austemperizado, aumentando la ventana del proceso.
Silicio	<ul style="list-style-type: none"> • Elemento más importante en los hierros colados. • Es grafitizante y se segrega inversamente. • Reduce la solubilidad del carbono. • Acelera la difusión del carbono en la austenita.
Níquel	<ul style="list-style-type: none"> • Se agrega para aumentar la austemperabilidad. • Segrega menos que el Mo y el Mn. • Actúa como barrera moderada a la difusión del carbono. • Retarda la formación de carburos bainíticos. • Arriba del 2 % puede formar martensita durante el enfriamiento.
Cobre	<ul style="list-style-type: none"> • Encima del 0.8 % pierde su efecto causando la reducción de ductilidad y tenacidad. • Por tratarse de un elemento perlitizante, aumenta el tiempo necesario para saturar la matriz de carbono durante la austenización. • Su efecto sobre la difusividad del carbono en la austenita no es significativo.
Cr, V, Ti, Mg	<ul style="list-style-type: none"> • Son formadores de carburos, pueden encontrarse en menor concentración • Poseen pequeña influencia en el ADI

1.10 Diseño experimental 2^k

Para llevar a cabo un método experimental y tener la certeza de la influencia de las variables (factores) en el proceso, se emplea la siguiente metodología:

1. Identificar los factores que pueden influir en la variable respuesta y proponer un modelo.
2. Realizar el experimento, tomando las observaciones necesarias.
3. Estimar los parámetros del modelo.
4. Contrastar si los factores influyen en la respuesta.
5. Si los factores influyen en la respuesta, detectar dónde radican las diferencias.
6. Si algún factor no influye, simplificar el modelo y repetir los pasos anteriores.
7. Realizar la diagnosis del modelo mediante el análisis de los residuos.

Un diseño de experimentos factorial es aquél en el que se investigan todas las posibles combinaciones de los niveles de los factores en cada ensayo completo. En este caso se dicen que están cruzados, apareciendo el concepto de interacción.

Un experimento 2^k proporciona el menor número de ensayos con los cuales se pueden estudiar k factores en un diseño factorial completo.

Existen varios casos especiales del diseño factorial, pero el más importante de todos ocurre cuando se tienen k factores, cada uno de ellos a dos niveles (2^2 es el factorial más pequeño).

Debido a que solo hay dos niveles para cada factor, se asume que la respuesta es aproximadamente lineal en el rango de los niveles elegidos de los factores.

El efecto de un factor se define como el cambio en la respuesta que produce un cambio en el nivel del factor.

Este diseño, es el más sencillo de la serie. Se consideran dos factores; A y B, cada uno a 2 niveles.

Normalmente se consideran estos niveles como los niveles alto y bajo del factor. El diseño 2^2 puede ser representado geoméricamente como un cuadrado con 4

ensayos. Los efectos de interés en el diseño 2^2 , son los efectos principales de A y B y la interacción AB.

Se estiman cada uno de los efectos de la siguiente manera:

$$A = [a + ab - b - (1)] / 2n$$

$$B = [b + ab - a - (1)] / 2n$$

$$AB = [ab + (1) - a - b] / 2n$$

Las cantidades entre corchetes en las ecuaciones anteriores se llaman contrastes. Se puede utilizar los contrastes para calcular las sumas de cuadrados para A, B y la interacción AB. [16]

$$SSA = [a + ab - b - (1)]^2 / 4n$$

$$SSB = [b + ab - a - (1)]^2 / 4n$$

$$SSAB = [ab + (1) - a - b]^2 / 4n$$

En la **Tabla 11** se muestra cómo se representa un método experimental, aplicando un diseño de experimentos factorial, como el que se pretende trabajar, de aquí que se necesite la ayuda de un software de computadora con el fin de agilizar y facilitar la obtención de estos datos.

Tabla 11. Tabla ANOVA del diseño factorial 2 a la 2 [16].

Fuente de Variación	Suma de Cuadrados	Grados de libertad	Cuadrado Medio	F _o
Tratamiento A	SSA	a-1	MSA = SSA / a-1	MSA / MSE
Tratamiento B	SSB	b-1	MSB = SSB / b-1	MSB / MSE
Interacción AB	SSAB	(a-1)(b-1)	MSAB = SSAB / (a-1)(b-1)	MSAB / MSE
Error	SSE	ab(n-1)		
Total	SST	abn - 1	MSE = SSE / ab(n-1)	

2. Objetivos.

- 1) Determinar mediante la implementación del análisis térmico la temperatura M_s del CGI, para establecer posteriormente las condiciones de las temperaturas del baño de sales para llevar a cabo el austemperizado.
- 2) Evaluar en base a un diseño de experimento factorial, el efecto del tiempo y temperatura del baño de sales sobre la formación de la ausferrita para identificar la variable significativa que afecta a la dureza Micro Vickers y Brinell.
- 3) Evaluar la dureza Micro Vickers en la matriz libre de carbono grafito, con el propósito de conocer el efecto de la temperatura y tiempo del austemperizado sobre la misma.
- 4) Evaluar la dureza Brinell (HB) para cada condición del tratamiento de austemperizado y compararla con las durezas de los diferentes grados de ADI (Austempering Ductile Iron).

3. Hipótesis.

La temperatura y el tiempo del tratamiento isotérmico en el baño sales son las principales variables que determinarán la formación de ausferrita, y por ende de las propiedades mecánicas.

4. Desarrollo Experimental.

A continuación, se muestra el procedimiento experimental que se llevó a cabo durante la realización de este proyecto.

Parte I. Determinación de la temperatura de iniciación martensítica.

1. De una probeta cilíndrica (12 cm de altura y 5 cm de diámetro) de hierro vermicular con composición química conocida, se cortaron 12 piezas de aproximadamente 1 cm de espesor en forma de pequeños cuadrados. **(Figura 23, 24 y 27).**
2. A continuación, se perforaron las muestras en el centro y por un costado.
3. Se implementó un dispositivo de enfriamiento con un recipiente de vidrio, agua, hielo y piedras porosas con el fin de hacer pasar aire por ellas y generar burbujeo. **(Figura 25).**
4. En el orificio del costado de las piezas, se hizo cuerda para que entre un tornillo y fijará el termopar, el cual se colocó en el centro geométrico. Con lo anterior se generó la historia térmica de los tratamientos realizados.
5. Para calentar la pieza a temperatura de austenización (850°C), se utilizó una mufla.
6. Las piezas estuvieron dentro de la mufla hasta cumplir un tiempo de 30 minutos y enseguida fueron enfriadas en el dispositivo diseñado. Se recabaron los datos necesarios para conocer el inicio de la temperatura M_s .
7. Finalmente, se graficaron la primera y segunda derivada de las curvas que se obtuvieron en el paso anterior, con el fin de conocer tentativamente la temperatura M_s aproximada de este material.



Figura 23. Representación esquemática 3D de la probeta de hierro vermicular utilizada en el experimento (Dimensiones: altura= 12cm y diámetro = 5cm).

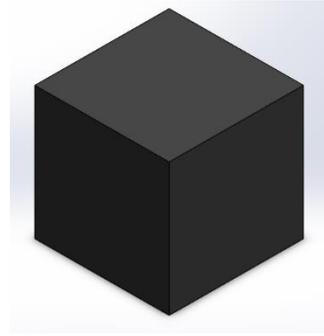


Figura 24. Representación esquemática 3D de las piezas utilizadas en el tratamiento térmico de aproximadamente 1 cm x lado.

Parte II. Tratamiento de Austempering en un hierro vermicular.

1. En base a la temperatura de inicio de transformación martensítica, se establecieron las temperaturas a las cuales estará el baño de sales para el tratamiento de Austempering.
2. Las temperaturas seleccionadas para el tratamiento en el baño de sales fueron: 370 y 410°C. Además, se realizó otra prueba a 270°C.
3. Se llevo a cabo la austenización del material dentro de la mufla a 850°C durante media hora y de inmediato se sumergen en el baño de sales. **(Figura 26).**
4. Se establecieron los tiempos de permanencia de las piezas en el baño de sales, 1 y 2 horas respectivamente. *Cabe mencionar que cada experimento se hizo por duplicado.*
5. Después de que se realizó el austemperizado, se procedió a llevar a cabo la metalografía para cada una de las piezas bajo estudio y se obtuvieron las imágenes de las microestructuras.
6. A continuación, se realizó las pruebas de durezas a las piezas (Micro Vickers y Brinell). Se registraron los valores y se procedió a reportar la información.
7. Por último, se determinó el efecto de las variables (tiempo y temperatura) mediante un diagrama de Pareto, empleando el software Minitab.

La representación de la experimentación se muestra en las **Figuras 25 y 26**.



Figura 23. Equipo utilizado para obtener temperatura Ms



Figura 24. Equipo utilizado para el tratamiento de Austemperizado.



Figura 25. Piezas utilizadas en el experimento con medidas aproximadas a 1cm x lado.

5. Resultados.

5.1 Composición Química.

La composición química del hierro vermicular bajo estudio se muestra en la **Tabla 12**. Se aprecia que el porcentaje de magnesio residual es de 0.014. De acuerdo al Criterio Sintercast para la obtención de un hierro vermicular el $\%Mg_{\text{residual}}$ deberá estar entre 0.008 y 0.016%, por lo que, se puede asegurar en base a este criterio, se tiene un hierro vermicular, [19]. Por otra parte, en la composición química se tiene la presencia de Titanio (0.082%), es importante hacer mención en esto ya que el Titanio se considera un agente antiesferoidizante, lo cual beneficia aún más, para la obtención del hierro vermicular. Con los porcentajes que presentan estos dos elementos (Magnesio y Titanio) se puede garantizar que por composición química se obtuvo un hierro vermicular directo de colada.

Tabla 12. Composición química promedio del hierro vermicular bajo estudio.

%C	%Si	%S	%P	%Mn	Mg	%Ti	%Cu	%Cr	%CE
3.437	2.514	0.011	0.016	0.612	0.014	0.082	0.307	0.076	4.28

5.2 Determinación de la temperatura de inicio de transformación martensítica en el hierro vermicular de estudio.

Los primeros resultados que se obtuvieron son en base a la determinación de la temperatura de transformación martensítica, ya que esta temperatura es única para cada tipo de aleación, en este caso, se realizó para el hierro vermicular con composición química establecida (**Tabla 12**). Para esto se implementó la técnica de análisis térmico.

Las primeras 4 pruebas no fueron confiables debido a que se tomaron 2 datos de temperatura por segundo y al momento de realizar la gráfica no se apreciaba bien los cambios de pendiente en la primera deriva, por lo que se requería de una mayor sensibilidad con respecto a la variable tiempo. Posteriormente se realizaron 3 pruebas más, pero ahora se registraron 4 datos de temperatura por

segundo. Los resultados aproximados de la temperatura Ms de estas últimas pruebas se muestran en la **Tabla 13**.

Tabla 13 . Determinación de la temperatura de transformación martensítica a partir de la segunda derivada.

# Prueba	Temperatura Austenización (°C)	Temperatura Ms (°C)
1	850	167.1 – 134.6
2	850	227.02 – 195.5
3	850	207.6 – 177.58

Se registraron los valores de enfriamiento con la implementación del análisis térmico, para lo anterior se requirió de un adquisidor de datos en el cual se conectó un termopar que estaba en contacto con la pieza bajo estudio. Al enfriarse totalmente la pieza, se detiene la adquisición y se empieza a trabajar con los datos resultantes; el siguiente paso fue graficar los valores adquiridos como se muestra en la **Figura 28**, al realizar la primera derivada no se alcanzó a observar un cambio en la curva. Los puntos que se encuentran en círculos de color verde (en la curva de enfriamiento) representan el cambio de pendiente, estos cambios se dan en los tiempos entre 5 y 5.25 segundos y corresponden a las temperaturas de 221 y 167.1°C respectivamente, es posible que entre esos dos puntos se encuentre la temperatura de transformación martensítica, TMs, ya que no se observa un cambio de pendiente en la curva de la primera derivada.

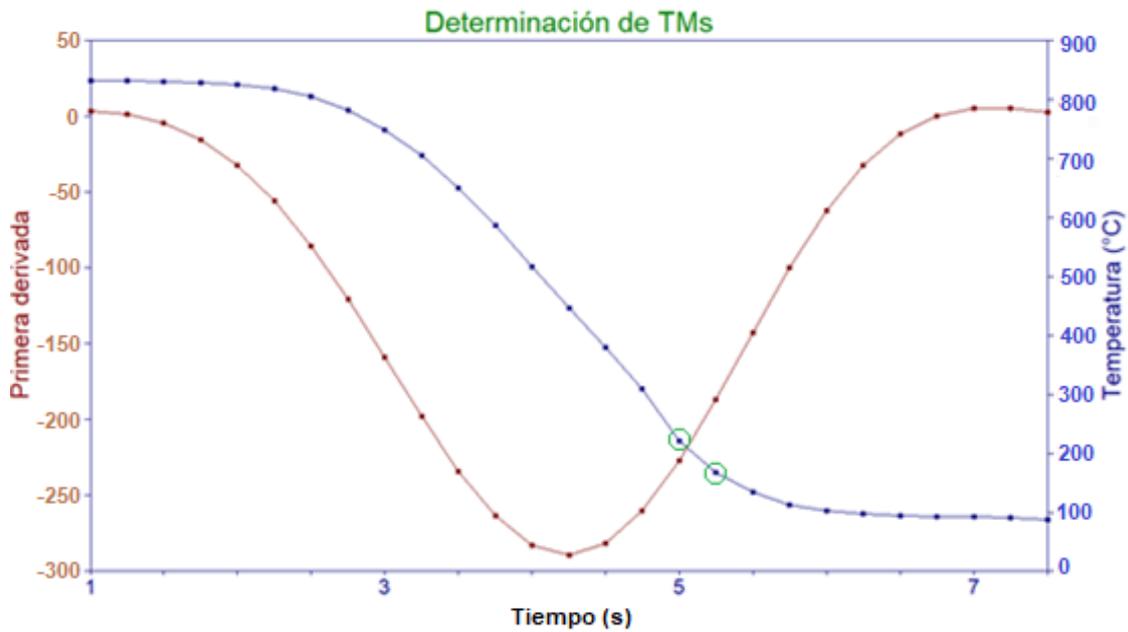


Figura 26. Análisis Térmico. Curva de enfriamiento (línea Azul) y curva de la primera derivada (roja), para la determinación de la TMs.

Lo que se realizó después fue obtener la segunda derivada para analizar si con esta curva se podría establecer de una manera más visual los cambios en la misma. Al analizar la curva de la segunda derivada, **Figura 29**, se observa que presenta un mínimo y un máximo, el mínimo podría representar la transformación eutectoide y el máximo podría ser la transformación martensítica (ya que pueden representar un cambio de volumen de las fases que se van presentando durante el enfriamiento). Los valores del máximo se presentan en un tiempo entre 5.25 y 5.5 segundos, a los cuales les corresponde unas temperaturas de 167.1 y 134.6°C respectivamente. de una mejor manera los cambios de pendientes con el fin de encontrar el valor de TMs. Lo anterior se realizó para las otras dos pruebas.

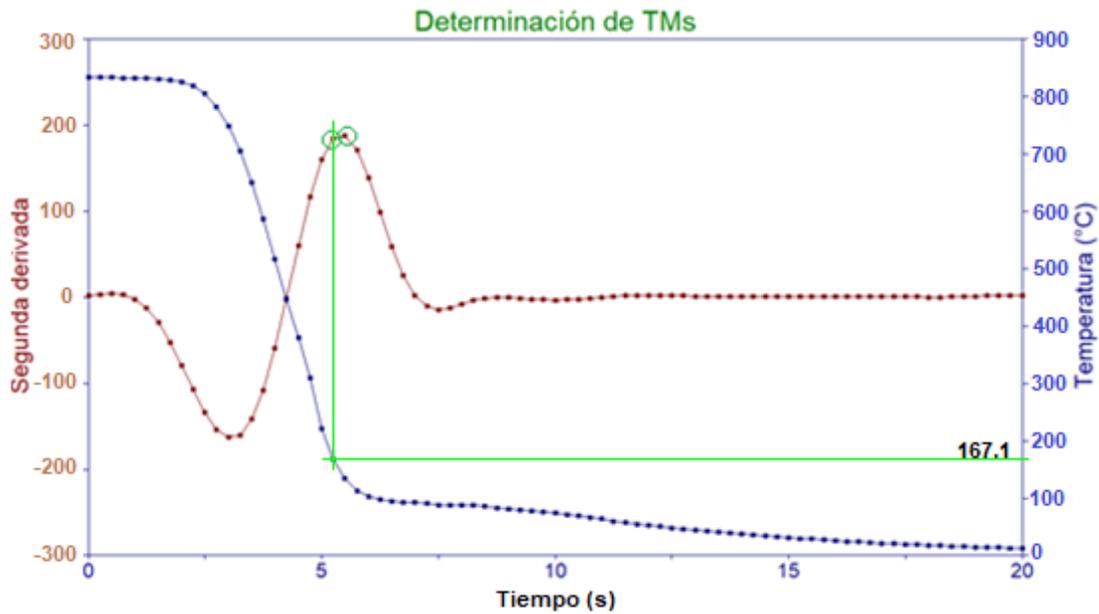


Figura 27. Análisis Térmico. Curva de enfriamiento (línea Azul) y curva de la segunda derivada (roja), para la determinación de la TMs.

De acuerdo a los valores obtenidos y registrados en la **Tabla 13**, se puede observar que no existe una reproducibilidad con respecto a los valores de la temperatura Ms, la justificación a lo anterior y que puede ser una posibilidad es debido a que las muestras que se emplearon para el tratamiento de austemperizado fueron obtenidas de una pieza cilíndrica de sección pesada (5 cm de diámetro y 12cm de altura) y unas de las causas es debido principalmente a la segregación de elementos, principalmente Manganeso y Titanio en la última zona de solidificación, por lo que, posiblemente varias de las muestras empleadas presentan segregación y por ende la respuesta al tratamiento térmico puede variar un poco, aunado a lo anterior hay que hacer énfasis que la sensibilidad del adquisidor de datos en la obtención de las temperaturas es baja para este tipo de estudio (determinación de la Temperatura Ms), ya que la máxima sensibilidad permitida por el adquisidor de datos en los experimentos fue de 5 datos de temperatura cada segundo. Tal vez los resultados serían más precisos si se tuviera una sensibilidad de 20 datos de temperatura por segundo.

En la **Figura 30**, se muestra un diagrama TTT para un hierro colado con más de 2% de silicio y se puede apreciar claramente que el inicio de la transformación martensítica, TMs, es cerca de los 200°C.

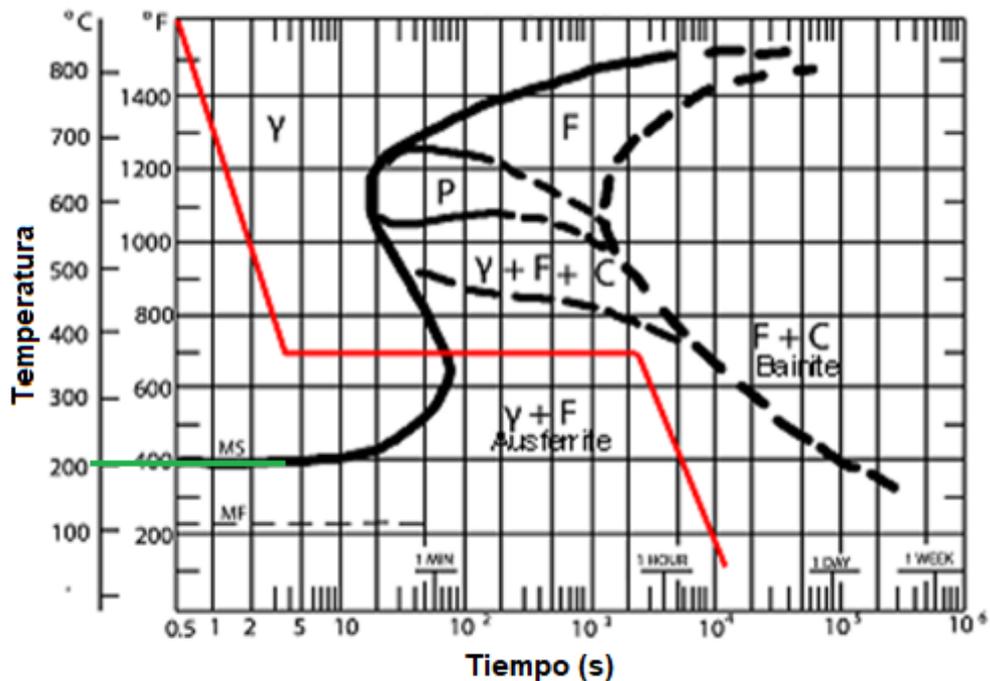


Figura 28. Diagrama TTT para un hierro colado con más de 2% de silicio.

De acuerdo con algunos estudios realizados a hierros nodulares para determinar la TMs, los resultados que se han obtenido es que esta temperatura se encuentra cerca de los 200°C. La **Figura 31** muestra el resultado a partir de un dilatómetro para un hierro nodular con composición: 3.2%C, 1.95%Si, 1.10%Mn, 2.2%Ni, 0.25%Mo, 1.65%Co y 1%Al. En esta figura se muestra la variación de longitud durante el tratamiento térmico. Durante el calentamiento del material, se puede apreciar la expansión asociada a la transformación martensítica que comienza en los 200°C (TMs). Realizando una comparación con los resultados obtenidos de TMs a partir de la segunda derivada de la curva de enfriamiento, estos son aproximados, la diferencia radica principalmente en la composición química.

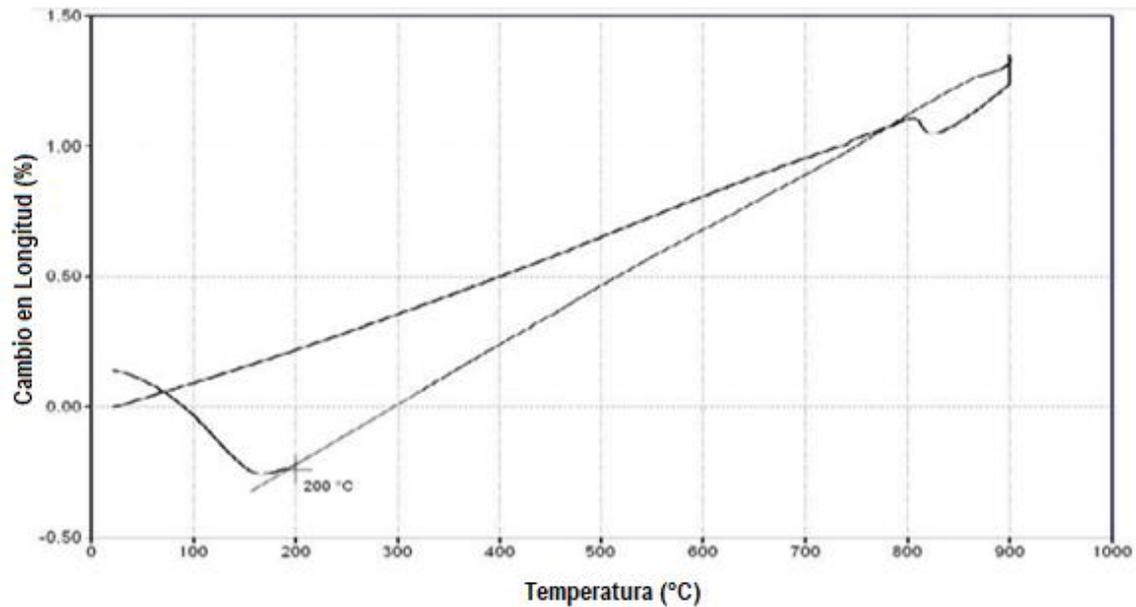


Figura 29. Dilatograma correspondiente al ciclo térmico de un hierro nodular. Temperatura de austenización de 900°C con un tiempo de permanencia de 1 hora.

5.3 Historia térmica de los tratamientos de Austemperizado.

En las **Figuras 32, 33, 34 y 35** se muestran las historias térmicas del tratamiento de austemperizado para cada condición de tiempo y temperatura. Se hace mención que el tiempo que tarda en alcanzar la pieza la temperatura de austenización se presentó entre los 480-510 segundos. La temperatura de austenización presentó una variación de $+16^{\circ}\text{C}$, con respecto a la temperatura propuesta (850°C). Para la temperatura del baño de sales a 370°C la variación fue de $\pm 5^{\circ}\text{C}$ y de -8°C para la temperatura de 410°C . En todos los ciclos térmicos que se presentan experimentalmente, se observa que la caída de temperatura es muy rápida cuando se retira la pieza bajo estudio de la mufla y se introduce al baño de sales. Se realizó otra prueba adicional con temperatura de baño 270°C y tiempo de permanencia en el mismo 1 y 2 horas con el propósito de validar que a menor temperatura del baño isotérmico, mayor será la dureza. Estos resultados se presentan en **Anexo I**.

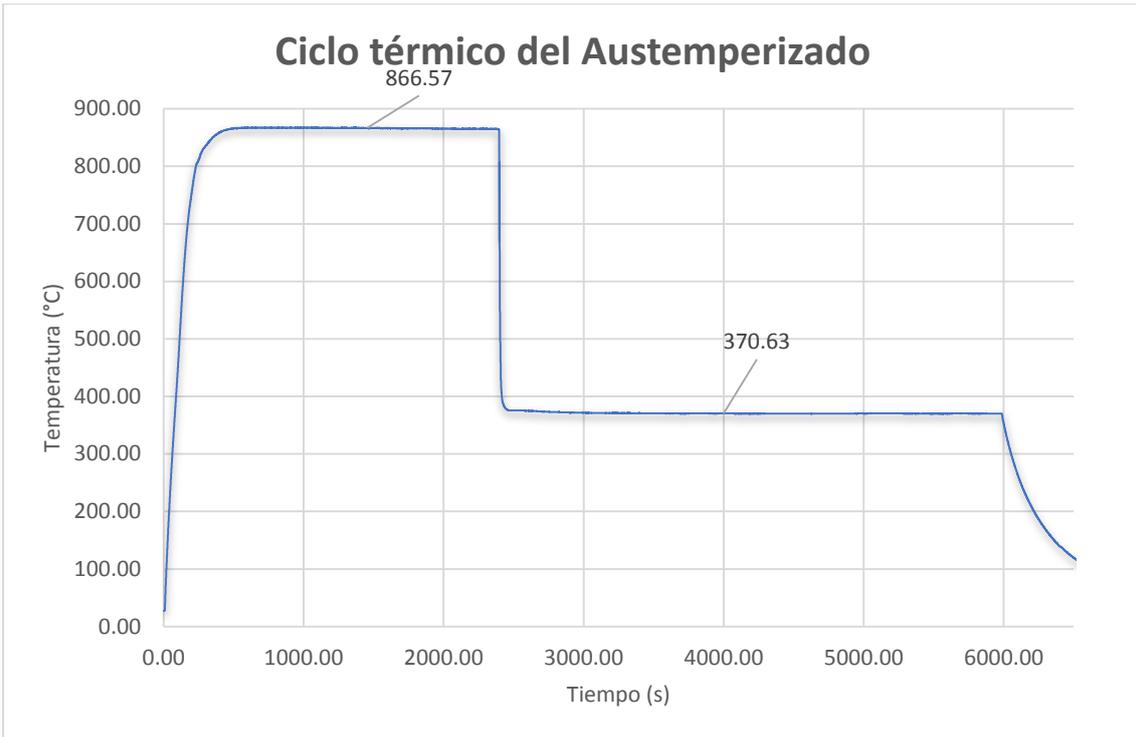


Figura 30. Ciclo térmico de austemperizado. $T_{\gamma}=850^{\circ}\text{C}$ con $t_{\gamma}=30$ min y $T_{\text{Baño de sales}}=370^{\circ}\text{C}$ con $t_{\text{Baño de sales}}=60$ min.

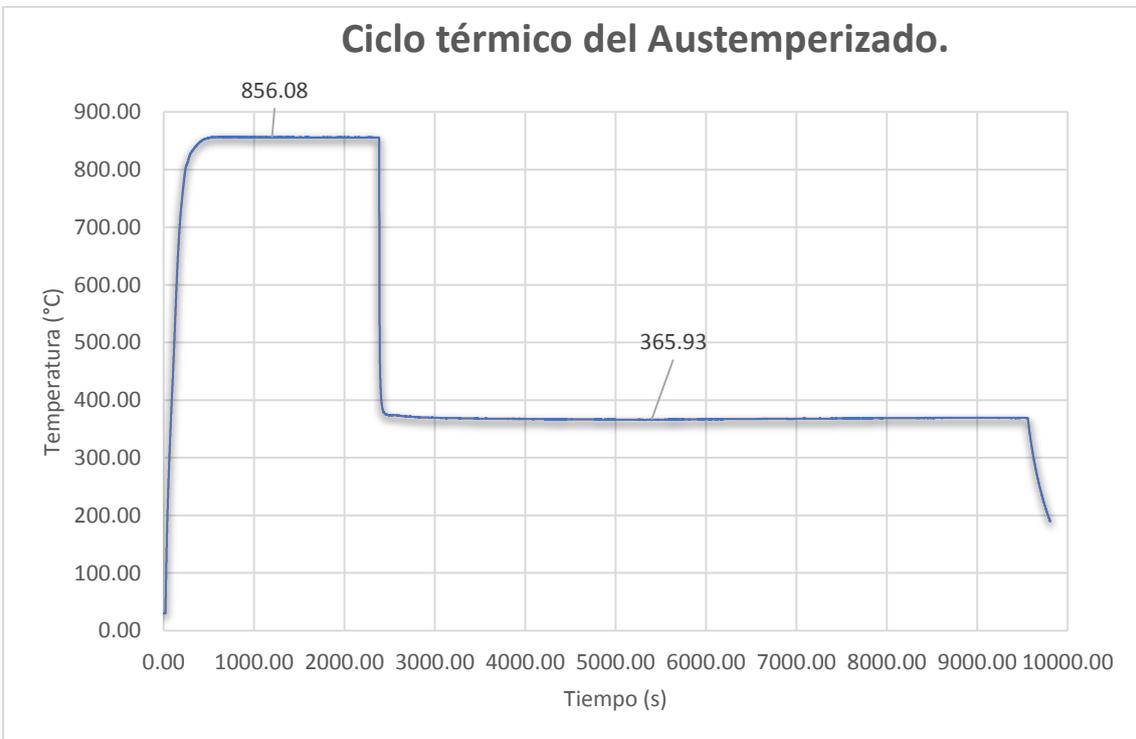


Figura 31. Ciclo térmico de austemperizado. $T_{\gamma}=850^{\circ}\text{C}$ con $t_{\gamma}=30$ min y $T_{\text{Baño de sales}}=370^{\circ}\text{C}$ con $t_{\text{Baño de sales}}=120$ min.

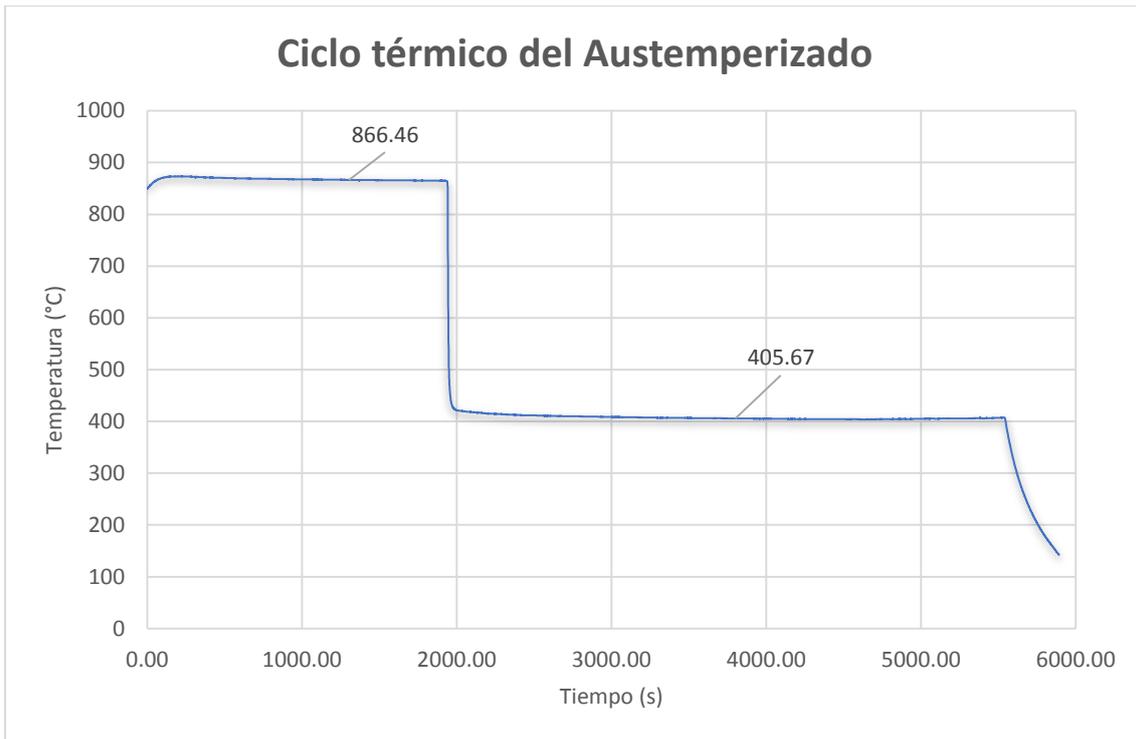


Figura 32. Ciclo térmico de austemperizado. $T_{\gamma}=850^{\circ}\text{C}$ con $t_{\gamma}=30$ min y $T_{\text{Baño de sales}}=410^{\circ}\text{C}$ con $t_{\text{Baño de sales}}=60$ min.

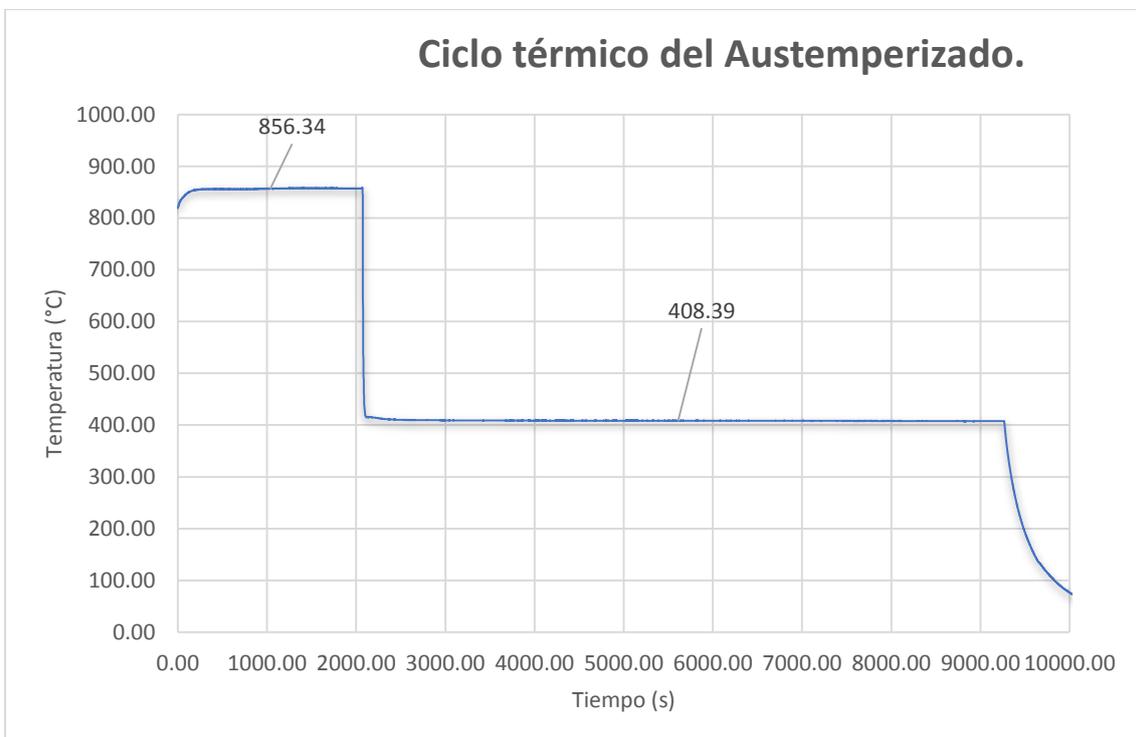


Figura 33. Ciclo térmico de austemperizado. $T_{\gamma}=850^{\circ}\text{C}$ con $t_{\gamma}=30$ min y $T_{\text{Baño de sales}}=410^{\circ}\text{C}$ con $t_{\text{Baño de sales}}=120$ min.

5.3 Microestructuras

Los primeros resultados con respecto a las microestructuras que se reportan en el presente trabajo, son en referencia al hierro vermicular obtenido directamente de colada, las cuales se pueden apreciar en la **Figura 37 y 38**.

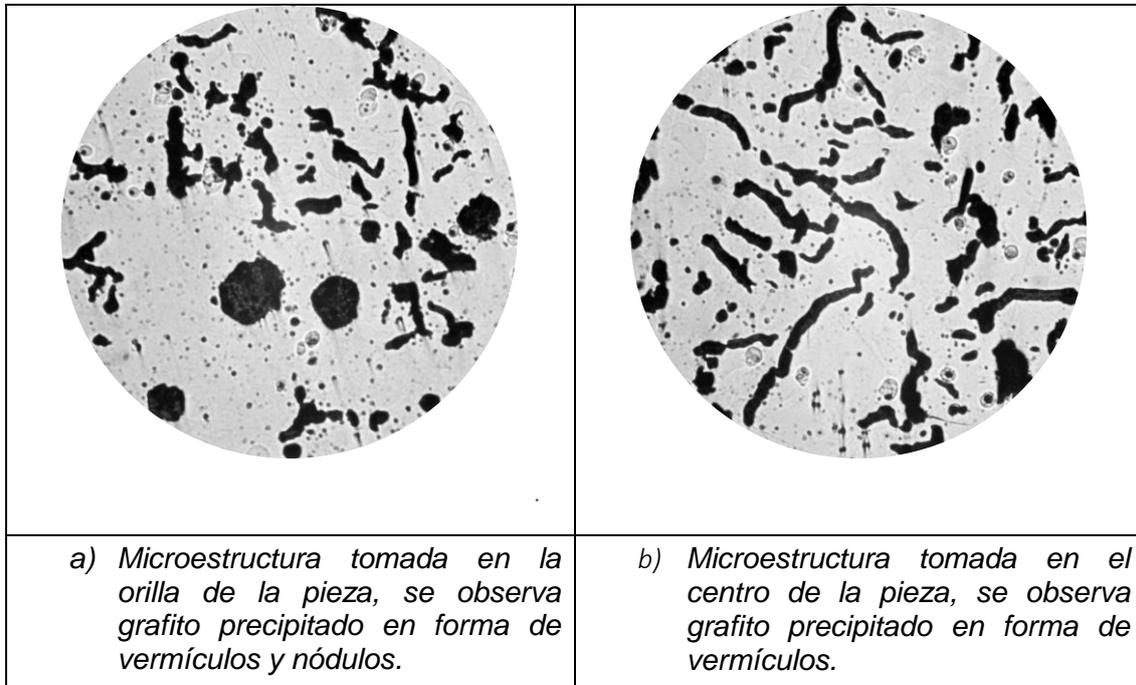


Figura 35. Microestructura del CGI sin ataque (a) y (b) a 416X.

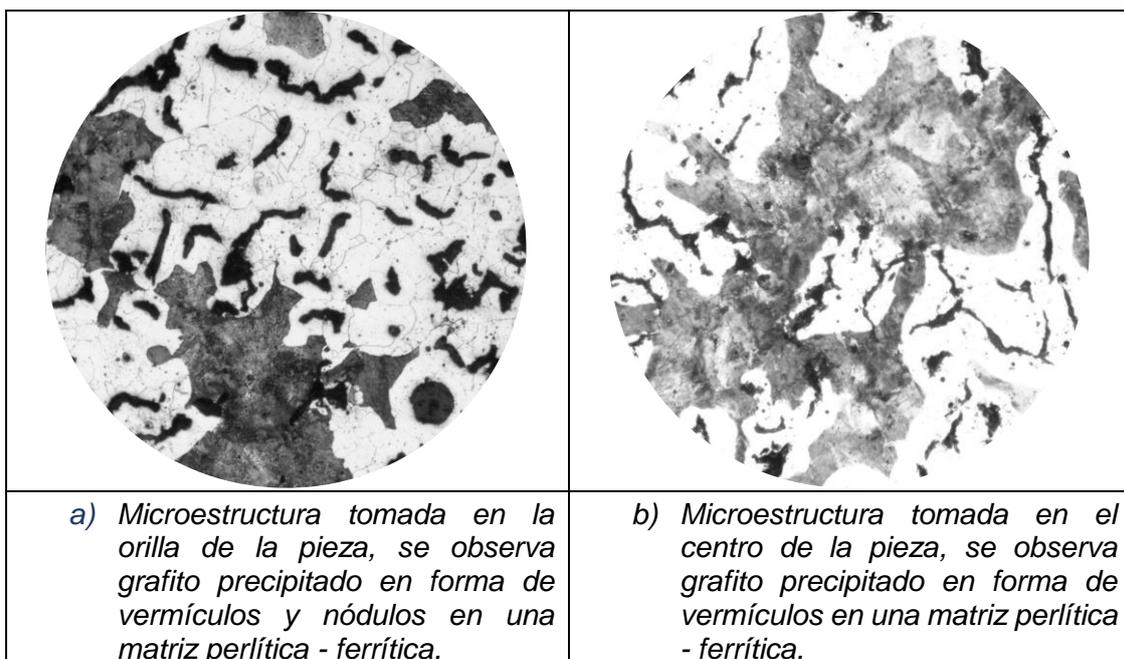


Figura 36. Microestructura del CGI, atacada con nital 3, (a) y (b) a 416X.

La caracterización microestructural del hierro vermicular de colada, se presenta en la **Tabla 14**. De acuerdo al criterio de vermicularidad, para que se considere un hierro vermicular como mínimo debe de tener un 80% de vermicularidad, o máximo 20% de nodularidad. En base a la caracterización metalográfica, se presentó un tamaño de vermículo entre 5 y 6, y el tipo de matriz es perlítica – ferrítica.

Tabla 14. Caracterización microestructural del hierro vermicular de colada.

<i>Densidad (Vermículos/mm²)</i>		<i>% Vermicularidad</i>		<i>Tamaño de vermículo</i>		<i>Matriz</i>	
<i>Centro</i>	<i>Orilla</i>	<i>Centro</i>	<i>Orilla</i>	<i>Centro</i>	<i>Orilla</i>	<i>Centro</i>	<i>Orilla</i>
213	155	93.88	78	5/6	6/7	P-F	P-F
239	167	91.24	77	5/6	5/6	P-F	P-F
255	170	88.08	64	5/6	5/6	P-F	P-F

Las metalografías realizadas después del tratamiento térmico de Austemperizado, se muestran en las **Figuras 39, 40, 41, 42, 43, y 44**.

Se tomó la decisión de presentar las imágenes a 848X y 1248X, ya que, se pueden observar y distinguir las matrices más fácilmente. Estas imágenes se tomaron con el software de computadora Dyno. Fue de mucha importancia el tomar imágenes de buena calidad, ya que, se necesitaba corroborar el tipo de microestructura resultante y así determinar si el experimento se realizó correctamente o reconocer que fue lo que falló y que resultó al final.

Conociendo el ciclo térmico que se siguió en el tratamiento, ahora se dispone a caracterizar las metalografías presentadas. Se esperaría que conforme mayor sea la temperatura en el baño de sales se evitará la generación de la martensita en la matriz, por lo que, se aseguraría la formación de la ausferrita.

El primer tratamiento de austemperizado fue realizado a una temperatura de austenización de 850 °C y 30 minutos de permanencia dentro de la mufla, posteriormente la muestra se colocó en un baño de sales a 370 °C por 60 minutos, **Figura 39**.

Se alcanzan a apreciar agujas que seguramente serán de martensita, la calidad de la imagen no es la mejor ya que costo un poco de trabajo afocar estas áreas

y a estos aumentos. Se observaron agujas más delgadas que las de la ausferrita. Se aprecia el crecimiento de la ausferrita alrededor del grafito presente en la pieza.

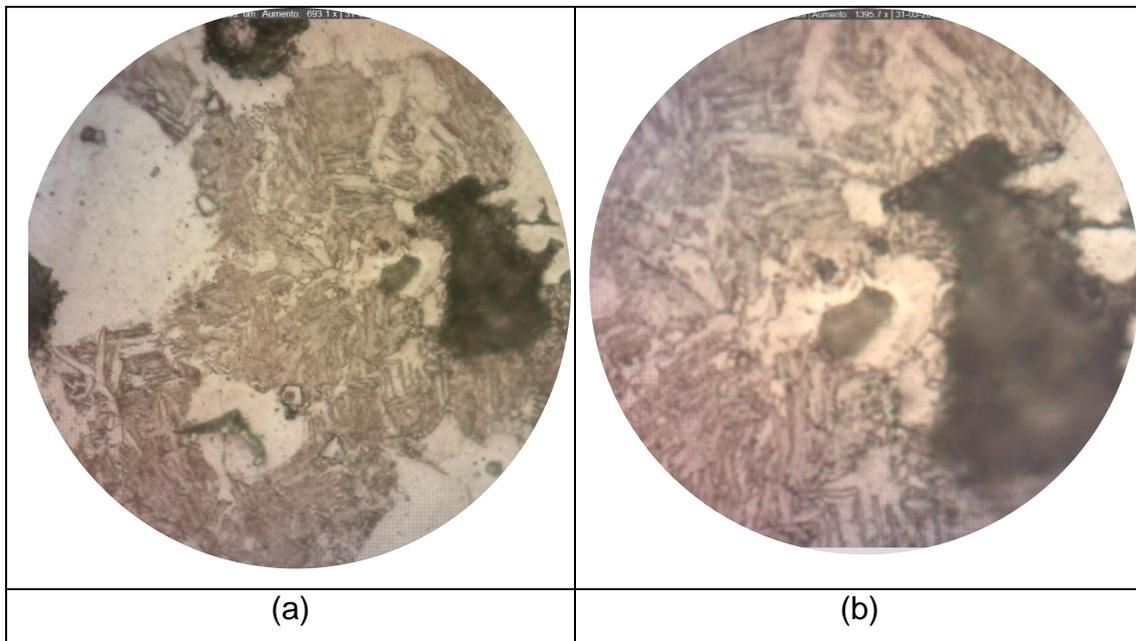


Figura 37. Microestructura del hierro vermicular trabajado después del tratamiento de Austemperizado a una condición de 370 °C y 1 Hora. (a) 848X y (b) 1248X.

La ausferrita crece alrededor del grafito por su alto contenido de carbono, apreciándose una morfología de espiga de trigo o laminas más gruesas, esta es una diferencia apreciable con respecto a la martensita que sus agujas son más delgadas y por lo regular forman un ángulo de 60 ° entre ellas. Por debajo de este párrafo se encuentra su réplica, **Figura 40**, y se puede mencionar que, en general, muestra las mismas características, sin embargo, aparece más definida la ausferrita al igual que la martensita, se observan los límites de grano de la ferrita y el grafito se nota un poco deformado.

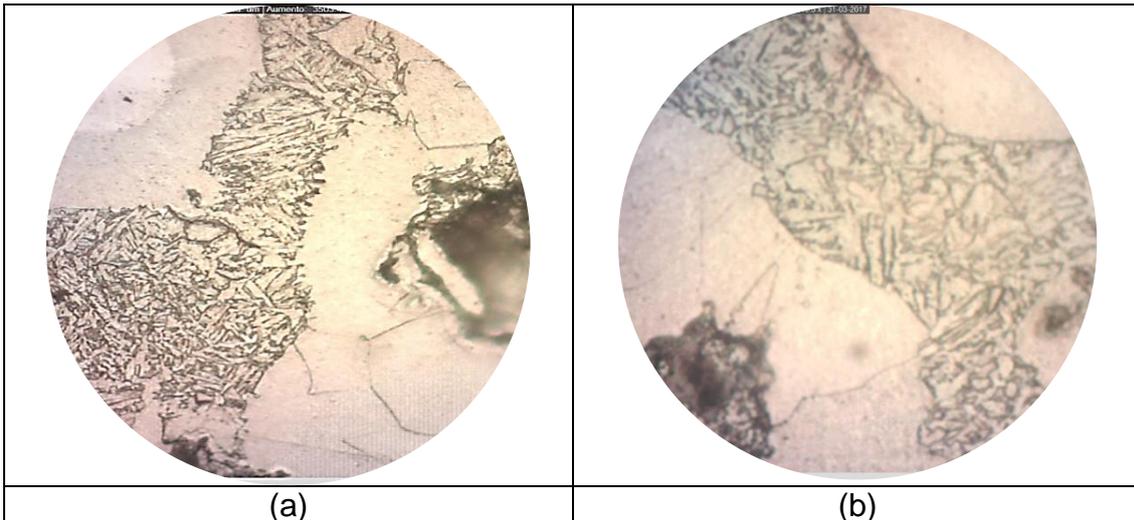


Figura 38. Microestructura del hierro vermicular trabajado después del tratamiento de Austemperizado a una condición de 370 °C y 1 Hora, Se observa ferrita acicular gruesa (Réplica). (a) 848X y (b) 1248X.

En base a la literatura, cuando la pieza entra al baño de sales, la primera etapa de transformación, se da a tiempos cortos, y generalmente se presenta la nucleación de las placas de ferrita acicular a partir de la austenita sin reaccionar en los alrededores del carbono grafito libre (vermiculos), posteriormente comienza el enriquecimiento de la austenita con carbono mediante el mecanismo de difusión, logrando que la austenita alcance niveles entre 1.8 y 2.2 wt.%C.

El segundo ciclo de austemperizado fue realizado igual que el anterior, se calentó la pieza hasta 850°C dentro de la mufla durante 30 minutos para garantizar la austenización de la misma, posteriormente se llevó a un baño de sales a 410 °C durante 1 hora con el fin de asegurar ausferrita y evitar martensita; En la matriz se observa muy poca morfología de agujas delgadas características de la martensita, sin embargo, la ausferrita se presenta alrededor de los vermiculos y en forma de “espiga de trigo” sobre el fondo de los granos de ferrita, **Figura 41** y **42**. El grafito se nota más deformado que a las condiciones anteriores. Se nota, además, austenita retenida entre la ausferrita del material.

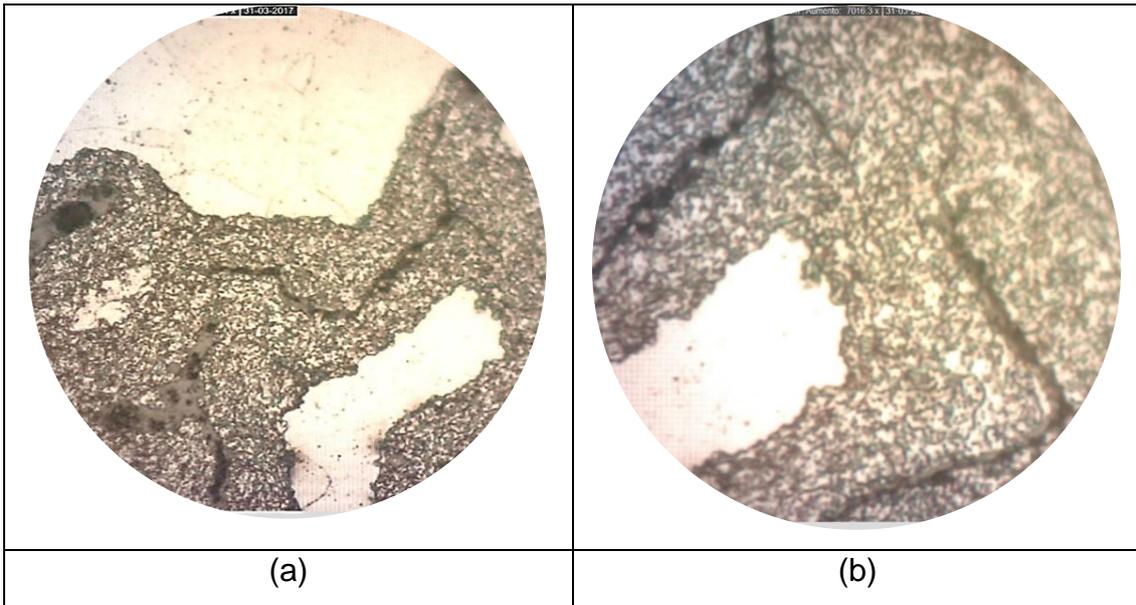


Figura 39. Microestructura del hierro vermicular trabajado después del tratamiento de Austemperizado a una condición de 410 °C y 1 Hora, donde se observa ferrita acicular más fina. (a) 848X y (b) 1248X.

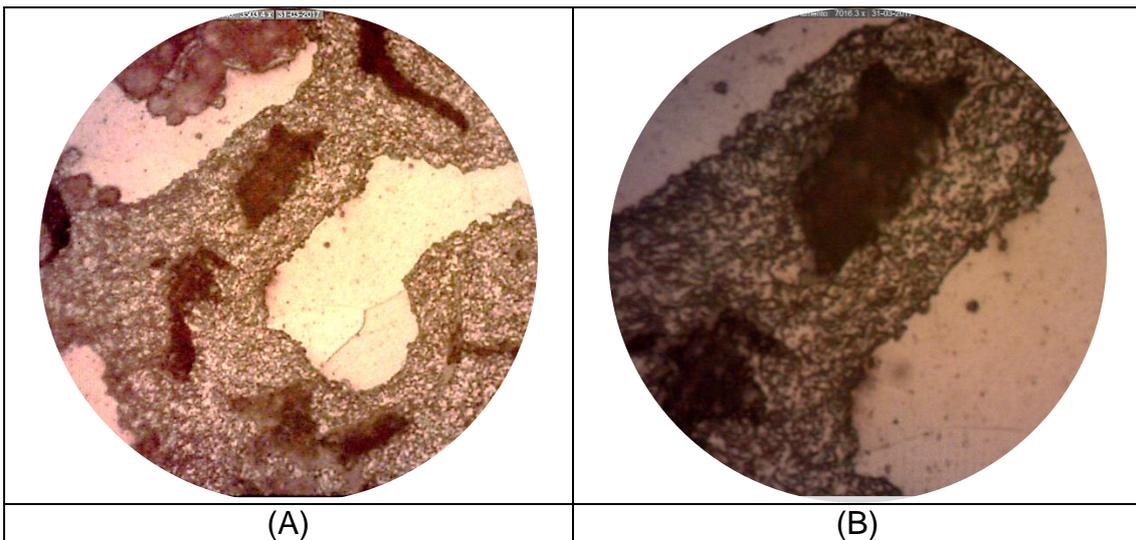


Figura 40. Microestructura del hierro vermicular trabajado después del tratamiento de Austemperizado a una condición de 410 °C y 1 Hora (Réplica), se observa ferrita acicular fina. (a) 848X y (b) 1248X.

El tercer y cuarto ciclo de austemperizado fue a 850°C durante 30 minutos pero con una temperatura de baño de 370°C y 410°C y tiempo de permanencia en el baño de sales de 2 horas respectivamente; En el primer caso, (370°C y 2 horas), se sigue observando el fondo blanco – gris con los límites de grano de la ferrita, **Figura 43**, existe una morfología de ausferrita alrededor de los vermículos, no se notan agujas de martensita, o al menos no se aprecian a simple vista lo que quiere decir que prácticamente la matriz está conformada por ausferrita, ferrita y perlita.

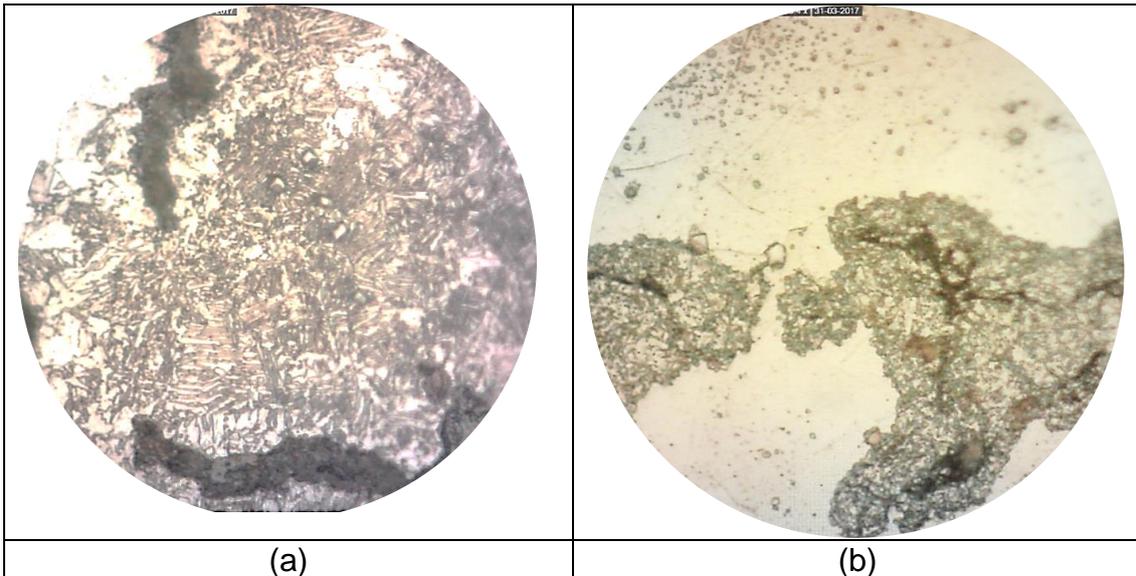


Figura 41. Microestructura del hierro vermicular trabajado después del tratamiento de Austemperizado a una condición de 370 °C y 2 Horas. Donde se observa ferrita acicular fina. (a) 848X y (b) 1248X. (Réplica).

En el segundo caso (410°C y 2 horas), **Figura 44**, se aprecia de una mejor manera la morfología de la ausferrita, en forma de agujas gruesas y espiga de trigo. No se observa martensita, el fondo sigue siendo ferrita asegurando que el tratamiento fue correcto.

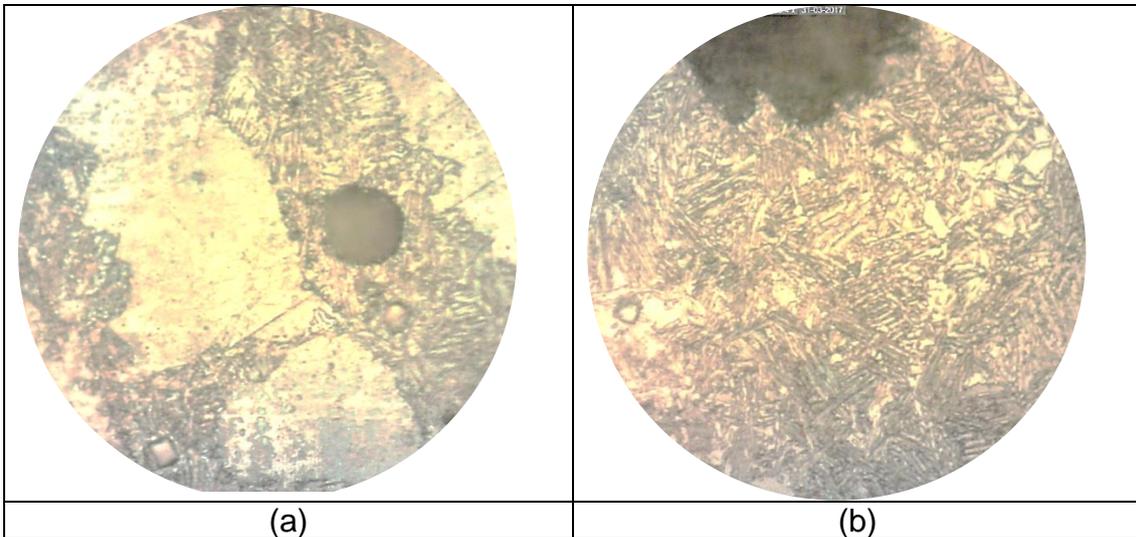


Figura 42. Microestructura del hierro vermicular trabajado después del tratamiento de Austemperizado a una condición de 410 °C y 2 Horas. Donde se observa ferrita acicular fina. (a) 848X y (b) 1248X. (Réplica).

De manera general y con respecto a las microestructuras presentadas en el presente trabajo se hace notar que una de las principales diferencias que se aprecia de la ausferrita presentada en el CGI, es que en particular la ferrita acicular es más fina que la que se presenta en un hierro ADI, esto puede deberse

a la forma interconectada del grafito, que disminuye la difusión de carbono y hace que el crecimiento de las agujas de la ferrita se vuelva difícil.

Otra de las observaciones que es importante expresar es que en todas las microestructuras presentadas, se aprecia que la ferrita acicular comienza a nuclear y crecer alrededor del carbono grafito libre, destacando que una de las razones principales es que los hierros vermiculares se caracterizan por presentar áreas interfaciales de hierro / grafito más grandes, con respecto a la que presenta el esferoide en los hierros ADI, que son relativamente más bajas en contenido de carbono, lo que las hace más adecuadas para la nucleación de la ferrita acicular. El carbono rechazado debido a la formación de la ferrita acicular aumenta la facilidad de la formación de austenita retenida.

5.4 Pruebas de Dureza.

Prueba de dureza Micro Vickers.

Continuando con los resultados, se presentan las durezas obtenidas después del tratamiento térmico de Austemperizado, a los diferentes tiempos establecidos de permanencia en el baño de sales y a las temperaturas marcadas anteriormente.

Cabe mencionar que, estas pruebas fueron realizadas con el durómetro Micro Vickers, se utilizó una carga de 2.914 N, un tiempo de 20 segundos por prueba y 3 huellas por pieza.

Al utilizarse un diseño experimental factorial 2^K , el experimento se realizó por duplicado, es decir, para cada condición se trabajaron dos piezas.

En las **Tablas 15 y 16**, se reportan los datos obtenidos (por duplicado) de durezas en distintas unidades, (HV, HRA y HRC) para cada condición de los tratamientos de austemperizado. El durómetro Vickers proporciona los valores en esas unidades (HV), y en HRA por lo que se encontró una equivalencia para reportar en HRC. Al ser una toma de dureza micro Vickers, se hizo la medición

de huella correspondiente en micrómetros y se puede ver en el apartado de L1 y L2.

Se realizó un promedio de las 3 pruebas por pieza, así como de las longitudes de la huella, dando por resultado lo reportado en la **Tabla 15**, primeras pruebas realizadas.

Tabla 15. Promedio de durezas Vickers, Rockwell y longitud de huella.

Pieza/Condición	L1 (μm)	L2 (μm)	HV	HRA	HRC
370/1HR	32.56	31.5	544	76	49
410/1HR	40.01	40.93	342	67	34
370/2HR	40.13	40.84	339	67	34
410/2HR	42.16	42.1	313	65	31

A continuación, se presenta la **Tabla 16** con los mismos promedios, pero de las réplicas para cada condición.

Tabla 16. Promedio de durezas Vickers, Rockwell y longitud de huella para las réplicas.

Pieza/Condición	L1 (μm)	L2 (μm)	HV	HRA	HRC
370/1HR	36.6	34.93	440	72	44
410/1HR	40.91	41.05	331	67	33
370/2HR	39.79	39.48	366	68	36
410/2HR	43.37	43.75	294	64	32

Después de analizar las tablas anteriores, se observa una tendencia de, disminución de la dureza conforme la temperatura fue mayor así mismo, en conjunto con el tiempo de permanencia en el baño de sales. En las primeras pruebas realizadas la que mayor dureza presentó fue a las condiciones de 370°C y 1 hora, por el contrario, la que menor dureza presenta fue a una condición de 410°C y 2 horas.

A continuación, se compara en forma de tablas las durezas obtenidas con las reportadas en la literatura para cada una de las diferentes matrices. Se optó por comparar solo la dureza Micro Vickers y la HRC por ser las más utilizadas como se muestra en la **Tabla 17, 18, 19 y 20**.

Tabla 17. Comparación de durezas HV y HRC de martensita, bainita y ausferrita con las obtenidas a una condición de 370°C / 1 hora y su réplica.

370°C/1 hr		Martensita		Bainita		Ausferrita	
<i>HV</i>	<i>HRC</i>	<i>HV</i>	<i>HRC</i>	<i>HV</i>	<i>HRC</i>	<i>HV</i>	<i>HRC</i>
544	52	698	60	594	55	310	31
367	40	698	60	594	55	310	31

Tabla 18. Comparación de durezas HV y HRC de martensita, bainita y ausferrita con las obtenidas a una condición de 410°C / 1 hora y su réplica.

410°C/1 hr		Martensita		Bainita		Ausferrita	
<i>HV</i>	<i>HRC</i>	<i>HV</i>	<i>HRC</i>	<i>HV</i>	<i>HRC</i>	<i>HV</i>	<i>HRC</i>
342	35	698	60	594	55	310	31
332	34	698	60	594	55	310	31

Tabla 19. Comparación de durezas HV y HRC de martensita, bainita y ausferrita con las obtenidas a una condición de 370°C / 2 hora y su réplica.

370°C/2 hr		Martensita		Bainita		Ausferrita	
<i>HV</i>	<i>HRC</i>	<i>HV</i>	<i>HRC</i>	<i>HV</i>	<i>HRC</i>	<i>HV</i>	<i>HRC</i>
440	44	698	60	594	55	310	31
340	35	698	60	594	55	310	31

Tabla 20. Comparación de durezas HV y HRC de martensita, bainita y ausferrita con las obtenidas a una condición de 410°C / 2 hora y su réplica.

410°C/2 hora		Martensita		Bainita		Ausferrita	
<i>HV</i>	<i>HRC</i>	<i>HV</i>	<i>HRC</i>	<i>HV</i>	<i>HRC</i>	<i>HV</i>	<i>HRC</i>
313	31	698	60	594	55	310	31
294	30	698	60	594	55	310	31

Después de comparar cada una de las durezas obtenidas con las reportadas por la literatura, se puede decir que, conforme se aumenta la temperatura y tiempo del tratamiento de austemperizado, se presentan durezas similares a la ausferrita y se puede apreciar claramente en la condición de 410°C y 2 horas de permanencia. Caso contrario a una condición de 370°C y 1 hora de permanencia los valores de dureza son muy diferentes a la esperada para el microconstituyente de ausferrita asemejándose más a los valores de martensita.

Con respecto a la primera condición de austemperizado, se presentan valores más cercanos a la martensita en el primer experimento. Una de las posibles causas para obtener martensita son tiempos cortos empleados durante el baño de sales o en su defecto el enfriamiento después del austemperizado, Por lo tanto, metalográficamente y con los valores de dureza Micro Vickers se puede decir que si se presentó martensita; sin embargo; en la réplica de condiciones (370°C/ 1 y 2 horas) se nota una disminución del valor de dureza, se esperaría que estos fueran cercanos ya que el procedimiento fue idéntico para las dos condiciones.

Esto posiblemente puede deberse a que la pieza no estaba homogénea del todo desde la austenización a 850 °C y puede que no se haya transformado totalmente la austenita y por ende al llevarla al tratamiento del baño de sales, no hubo una transformación general sino parcial de las fases, generando en parte los valores altos de dureza y los bajos.

Con respecto a la **Tabla 18** y **Tabla 20**, se obtuvieron valores cercanos a los reportados para la ausferrita. Se trató de seguir correctamente el diagrama TTT antes mostrado para obtener esta fase, se sugirió que una las condiciones tuviera un tiempo de permanencia de 2 horas, se esperaba ausferrita y ferrita en la matriz, pero, se quería evaluar la posibilidad de que también existiera bainita por el tiempo largo de permanencia en el baño de sales, lo cual no fue así, de hecho, resultaron los valores más parecidos a los reportados para la ausferrita, tanto para el primer experimento como para su réplica. A diferencia de las otras condiciones fue que, los valores de dureza fueron muy cercanos entre sí resultando un procedimiento reproducible para esta condición.

Analizando las 4 condiciones presentadas, se puede hacer mención que, si se quiere encontrar una matriz con altos contenidos de ausferrita, con base en los valores de dureza reportados, la tendencia arroja que a mayor temperatura y tiempo de permanencia en el baño de sales se puede encontrar esta fase.

En la **Tabla 21** se presenta una tabla ANOVA con los datos de dureza Micro Vickers y lo que se intenta es entender que tanto afecta una variable con respecto a la otra. Después, se muestra en la **Tabla 22** que tanto afecta tener

esa variable en el proceso, y en la **Figura 45** se muestra el diagrama de Pareto resultante de trabajar con los datos de dureza HV.

Tabla 21. Tabla ANOVA arrojada por MiniTab con datos de dureza HV.

Variable	GL	Suma C.	Cuadrados M	F-Evaluación	P-Significancia
Temp	1	17578.1	17578.1	161.17	0.000
Tiemp	1	14450.0	14450.0	132.49	0.000
Temp*Tiemp	1	2450.0	2450.0	22.46	0.009
Error	4	436.3	109.1		
Total	7	34914.4			

Tabla 22. Efecto de las variables presentes en el tratamiento térmico, según las durezas HV.

Efecto	Coef	SE Coef	T-Value	P-Significancia
Constant	375.12	3.69	101.60	0.000
Temp	-93.75	46.87	3.69	0.000
Tiemp	-85.00	42.50	3.69	0.000
Temp*Tiemp	35.00	17.50	3.69	0.009

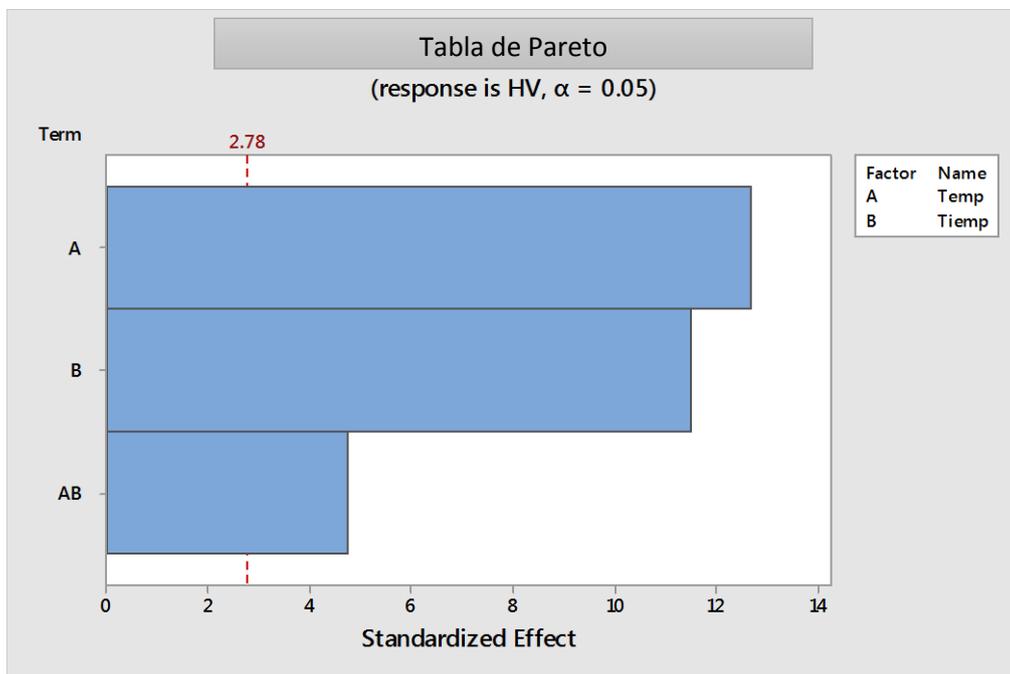


Figura 43. Gráfico de Pareto de los efectos estandarizados, temperatura, tiempo y una combinación de ambas con respecto a la dureza HV.

Después de haber obtenido los valores a partir del programa, la parte más importante es conocer que variable del proceso (temperatura y tiempo) afecta más. Las tablas ANOVAS ayudaron a determinar qué tan seguro se puede estar que la variable más significativa fue la temperatura, prácticamente se tiene un 100 % de certeza.

Esto se corrobora en el apartado de significancia, si se está dentro del 0.05 % de certeza es correcta la información, lo obtenido es 0.00% por lo que se da por entendido y se argumenta con certeza que la variable afecta totalmente al resultado de un proceso de Austemperizado.

5.5 Prueba de Dureza Brinell, Tabla ANOVA y Pareto.

A continuación, en la **Tabla 23**, se muestran los datos obtenidos de la dureza Brinell para el material bajo estudio sin tratamiento térmico.

Cabe mencionar que, las condiciones de la prueba fueron las siguientes:

- Carga del durómetro 750 Kg.
- Diámetro del Identador de carburo de Tungsteno 5 mm.
- Tiempo de aplicación 15 segundos.
- 2 huellas por pieza.

Tabla 23 Resultados obtenidos de la prueba de dureza Brinell a la muestra sin tratamiento térmico.

Condición	d1(mm)	d2(mm)	d prom(mm)	NDB
Sin tratamiento	4.312	4.320	4.316	195.00

Con respecto a los valores obtenidos del hierro vermicular de colada y de acuerdo a los valores presentados por la norma ASTM A-842, **Tabla 24**, corresponde a un hierro vermicular grado 350, el cual corresponde a una matriz perlítica – ferrítica.

Tabla 24 Intervalos de dureza Brinell para cada grado de hierro vermicular según la norma ASTM A-842.

Grado	Dureza Brinell
250	<i>179 máx.</i>
300	<i>143-207</i>
350	<i>163-229</i>
400	<i>197-255</i>
450	<i>207-269</i>

En las **Tablas 25, 26 y 27** se presentan los valores de dureza Brinell obtenidos para cada condición, además de la prueba que se realizó a una temperatura de austemperizado de 270°C.

Tabla 25 Resultados obtenidos de la prueba de dureza Brinell a 270°C, 1 y 2 horas de tratamiento.

Condición	d1(mm)	d2(mm)	d prom(mm)	NDB
270°C/1 hr	1.56	1.59	1.58	375.16
270°C/ 1 hr	1.49	1.47	1.48	426.19
270°C/ 2 hr	1.77	1.77	1.77	294.94
270°C/ 2 hr	1.74	1.71	1.73	311.07

Tabla 26 Resultados obtenidos de la prueba de dureza Brinell a 370°C, 1 y 2 horas de tratamiento.

Condición	d1(mm)	d2(mm)	dprom(mm)	NDB
370°C/ 1 hr	1.68	1.58	1.63	349.60
370°C/ 1 hr	1.7	1.69	1.70	322.54
370°C/ 2 hr	1.84	1.85	1.85	270.63
370°C/ 2 hr	1.85	1.83	1.84	272.16

Tabla 27 Resultados obtenidos de la prueba de dureza Brinell a 410°C, 1 y 2 horas de tratamiento.

Condición	d1(mm)	d2(mm)	dprom(mm)	NDB
410°C/ 1 hr	1.95	1.9	1.93	247.77
410°C/ 1 hr	1.85	1.87	1.86	266.12
410°C/ 2 hr	1.94	1.93	1.94	245.10
410°C/ 2 hr	1.95	1.99	1.97	236.11

Los resultados de las tres tablas anteriores se pueden resumir en la **Figura 46**. Se hace referencia que se toman los promedios de las dos pruebas para la misma condición.

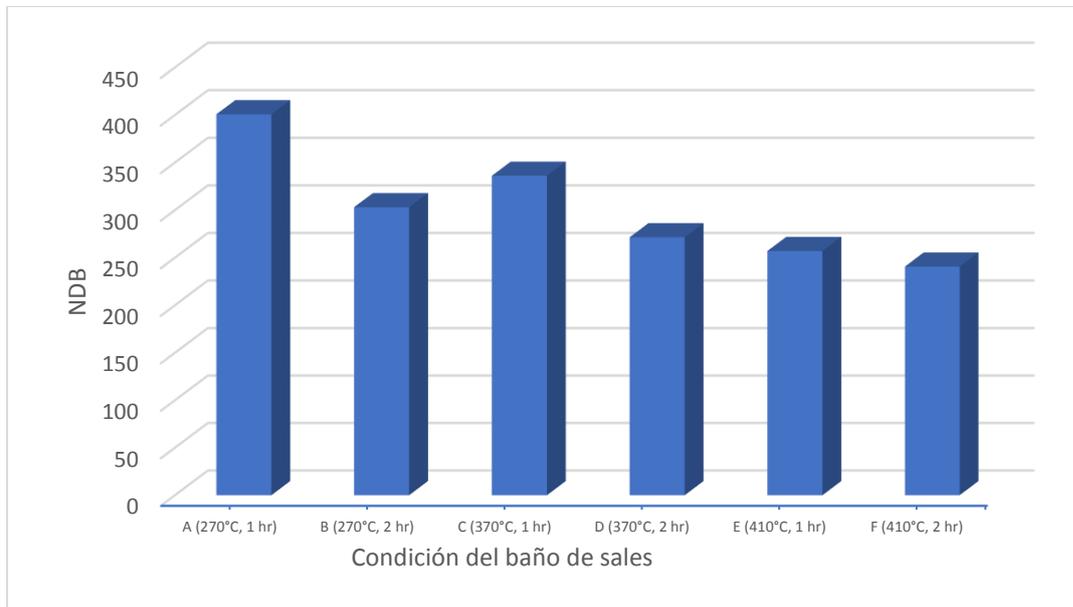


Figura 44. Resultados gráficos del efecto del tratamiento del baño de sales sobre la dureza Brinell promedio.

De la Figura anterior, se puede observar la tendencia que se presenta en los tres tratamientos de austemperizado. La máxima dureza para cada condición se encuentra a tiempos cortos de austemperizado. Lo anterior se puede explicar en base a lo reportado por D. J. Moore and T. N. Rouns [20] y se debe a que en el tratamiento de austemperizado a temperatura más baja da como resultado placas de ferrita extremadamente finas separadas por películas delgadas de austenita con alto contenido de carbono, mientras que a temperaturas de austemperizado más altas, la cantidad de austenita puede alcanzar hasta aproximadamente 40% y por ende la dureza sería menor.

Si se comparan los resultados obtenidos, **Tabla 28**, de las durezas Brinell para las piezas autemperizadas bajo estudio con la dureza reportada en la literatura de los diferentes grados de ADI, **Tabla 29**, se puede decir que a bajas temperaturas y tiempos de austemperizado, el valor de la dureza es mayor comparado con las realizadas a altas temperaturas y tiempos de austemperizado.

Tabla 28 . Comparación del hierro vermicular austemperizado con los diferentes grados de ADI.

Condición	Dureza Brinell promedio	Grado en ADI.
270°C/1hr	400.67	3 y 4
270°C/2hr	303	1 y 2
370°C/1hr	336.07	2
370°C/2hr	271.39	1
410°C/1hr	256.94	---
410°C/2hr	240.60	

Tabla 29 Propiedades mecánicas de los diferentes grados de ADI.

Grado	Resistencia a la tensión (Mpa/Ksi)	Resistencia a la cedencia (Mpa/Ksi)	% Elongación	Energía al impacto (J/Ft-lb)	NDB
1	850/125	550/80	10	100/75	269-321
2	1050/150	700/100	7	80/60	302-363
3	1200/175	850/125	4	60/45	341-444
4	1400/200	1100/155	1	35/25	366-477
5	1600/230	1300/185	--	--	444-555

En la **Tabla 30** se presenta una tabla ANOVA con el fin de conocer la variable más significativa en el proceso que afecta a la dureza Rockwel C, esto se hace, basándose en los datos de dureza obtenidos (HRC). Y posteriormente en la **Tabla 31**, se tiene que tanto afecta la variable en el proceso.

Tabla 30 Tabla ANOVA para datos de durezas HRC

Variable	GL	Suma C.	Cuadrados M	F-Evaluación	P-Significancia
Temp	1	195.031	195.031	215.21	0.000
Tiemp	1	157.531	157.531	173.83	0.000
Temp*Tiemp	1	13.781	13.781	15.21	0.018
Error	4	3.625	0.906		
Total	7	369.969			

Tabla 31 Efecto de las variables presentes en el tratamiento térmico, según las durezas HRC.

Efecto	Coef	SE Coef	T-Value	P-Significancia	
Temp	-9.875	4.938	0.337	-14.67	0.000
Tiemp	-8.875	4.438	0.337	-13.18	0.000
Temp*Tiemp	2.625	1.312	0.337	3.90	0.018

En la **Figura 47**, se representa el diagrama de Pareto generado a partir de los resultados obtenidos. Prácticamente el Pareto de la **Figura 47** muestra que la variable más significativa es la temperatura seguida por el tiempo y al final la interacción entre ellas.

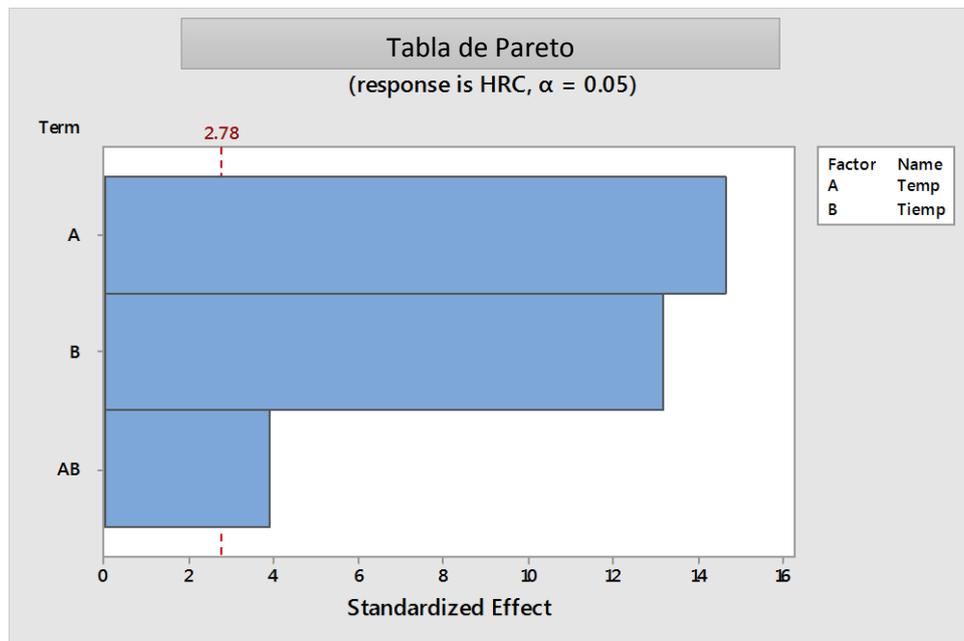


Figura 45. Gráfico de Pareto de los efectos estandarizados, temperatura, tiempo y una combinación de ambas con respecto a la dureza HRC.

Mediante un diagrama de Pareto, como los presentados en la **Figuras 36 y 47**, se tiene una mejor visualización de que tanto afecta una variable o la otra o la combinación de ambas, de un inicio la variable con mayor valor significativo es la temperatura a la cual está el baño, en los dos casos de durezas tiende a arrojar esta variable como la más significativa. En segundo punto viene el tiempo de permanencia en el baño, en un inicio solo basándose en los resultados de dureza, se hubiera pensado que el tiempo tendría el mayor efecto ya que variando de 1 a 2 horas, existió una variación significativa de durezas, sin embargo, el programa reveló que, si es una variable significativa, pero no tanto como la temperatura.

En comparación de variables separadas y una combinación de ambas, existe mucha diferencia de valor significativo, es decir, afecta más una variable que la combinación de ambas. Cabe mencionar que fue difícil al principio encontrar el valor que se requería ya que, en las temperaturas bajas (370°C), se encontró una diferencia de valores de dureza más amplia haciendo que se recurriera a tomar solo dos datos de los tres presentados anteriormente, manejarlo de esta manera facilitó el cálculo y ayudó a que el diagrama de Pareto tuviera valores significativos.

Con esto se puede corroborar que alguna de las piezas a bajas temperaturas tuvo alguna zona en la que no fue homogénea, haciendo que un valor estuviera diferente a los otros dos.

7 Conclusiones.

A continuación, se describen las conclusiones generadas en el presente trabajo:

- De acuerdo al Diagrama de Pareto, la variable más significativa en el proceso de Austemperizado, es la temperatura del baño de sales.
- La mejor condición que se obtuvo para una matriz con alta presencia de ausferrita (menor dureza, por tanto, mayor ductilidad) fue a 410°C y 2 horas de permanencia en baño de sales.
- A temperaturas bajas y tiempos cortos de austemperizado se obtuvo un hierro vermicular austemperizado con las mayores durezas.
- La temperatura de inicio de transformación martensítica para este hierro oscila entre 227 y 177 °C.
- Con respecto a la metodología experimental empleada para determinar la temperatura de transformación martensítica, es necesario implementar un sistema de adquisición más sensible con respecto al número de datos de temperatura por segundo.

8. Referencias.

- 1) Askeland, D. R. (1998). Ciencia e Ingeniería de los materiales. International Thompson Editores, S.A de C.V.
- 2) V S R MURTHY, KISHORE AND S SESHAN. (1985) Vermicular graphite cast iron--current state of the art, Sidhana, Vol. 8, 5, pp. 361-372.
- 3) ASM International. (1998). ASM Handbook: Cast Irons. Vol. 2 USA.
- 4) Apraiz Barreiro J. (1963). Fundiciones. Madrid, España Editorial Dossat.
- 5) S. Dawson, T. S. (2004). Practical Applications for Compacted Graphite Iron. Obtenido de <http://sintercast.com/file/documents/pdf/library-2/technical-publications-1/200462119204711afs-2004.pdf> Fecha de consulta 01-02-2018.
- 6) ASM International. (1998). ASM Handbook: Cast Irons. Vol. 1 USA.
- 7) S. Dawson (1994). Compacted Graphite Iron: Cast Iron Makes a Comeback, 03-02-2018, de JOM Sitio web: file:///C:/Users/Alejandro/Documents/LabMEtHierrosColados/CGI_Come_Back.pdf Fecha de consulta 15-02-2018.
- 8) Delgadillo Plata Nancy. (2011). Estudio de la relación variables de proceso, microestructura y propiedades del Hierro Grafito Compacto. 04-02-2018, de UANL Sitio web: <http://eprints.uanl.mx/2377/1/1080224409.pdf> Fecha de consulta 20-03-2018.
- 9) Mariusz Holtzer, Marcin Górny, Rafał Dańko. (2015). Microstructure and Properties of Ductile Iron and Compacted Graphite Iron Castings. Springer Cham Heidelberg New York Springer.
- 10) American Society for Testing and Materials. (1997). A - 842. Standard Specification for Compacted Graphite Iron Casting.
- 11) Carabarin Rojas Juan Daniel. (2017). Efecto de la relación Mg/Ti en la morfología del grafito compacto en un CGI., de UNAM Sitio web: <http://132.248.9.195/ptd2017/noviembre/308318539/Index.html> Tesis de Licenciatura. Fecha de Consulta 12-02-2018.

- 12) Flores Rosas Clara Saraid. (2016). Determinación de la temperatura Ms para un hierro dúctil con carburos a través del análisis térmico, de UNAM Sitio web: <http://132.248.9.195/ptd2016/enero/304188204/Index.htm> Tesis de Licenciatura. Fecha de Consulta 12-02-2018
- 13) Enríquez Berciano José Luis, Tremps Guerra Enrique. (2012). Fabricación de Fundición Nodular. de Universidad Politécnica de Madrid Sitio web: <file:///C:/Users/Alejandro/Downloads/142080584-Fundicion-nodular.pdf> Fecha de Consulta 15-02-2018
- 14) Ávila Rivera, Héctor Miguel. (2017). Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la morfología del grafito compacto en un CGI (Compacted Graphite Iron). de UNAM Sitio web: <http://132.248.9.195/ptd2017/noviembre/310019789/Index.html> Tesis de Licenciatura. Fecha de Consulta 13-02-2018
- 15) Pérez Galindo Juan Antonio. (1996). Tratamientos Térmicos de los Aceros, de Universidad Nacional Autónoma de Nuevo León Sitio web: <http://eprints.uanl.mx/435/1/1020115008.PDF>. Tesis de Licenciatura. Fecha de Consulta 05-05-2018
- 16) (2015). Diseño factorial 2k. 2018, de - Sitio web: <https://es.slideshare.net/yahairalgonzalez/diseo-factorial-2k> Fecha de Consulta 05-05-2018
- 17) J. Sikora, I. Galarreta, H. Dall (1986). Fundiciones esferoidales: Optimización de propiedades mediante ajustes microestructurales en el intervalo Intercrítico. Proceeding IX Interamerican Conference on Materials Technology, Vol 1, pp. 201-205.
- 18) S.S. Babu and H.K.D.H. Bhadeshia: J. Mater. Sci. Let 1995, vol. 14, pp. 314-16
- 19) <https://sintercast.com/library/technical-publications>. Fecha de Consulta [08-08-2018](#).

20) D. J. Moore, T. N. Rouns, and K. B. Rundman, Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron, Trans. AFS, 1985, vol. 93, pp. 705–18.

21) [<http://digibuo.uniovi.es/dspace/handle/10651/33015>] Fecha de Consulta 08-08-2018

Anexo I

Se presenta en la **Figura 48** el proceso que se siguió a 270°C con el fin de obtener durezas más elevadas con respecto a las dos condiciones iniciales.

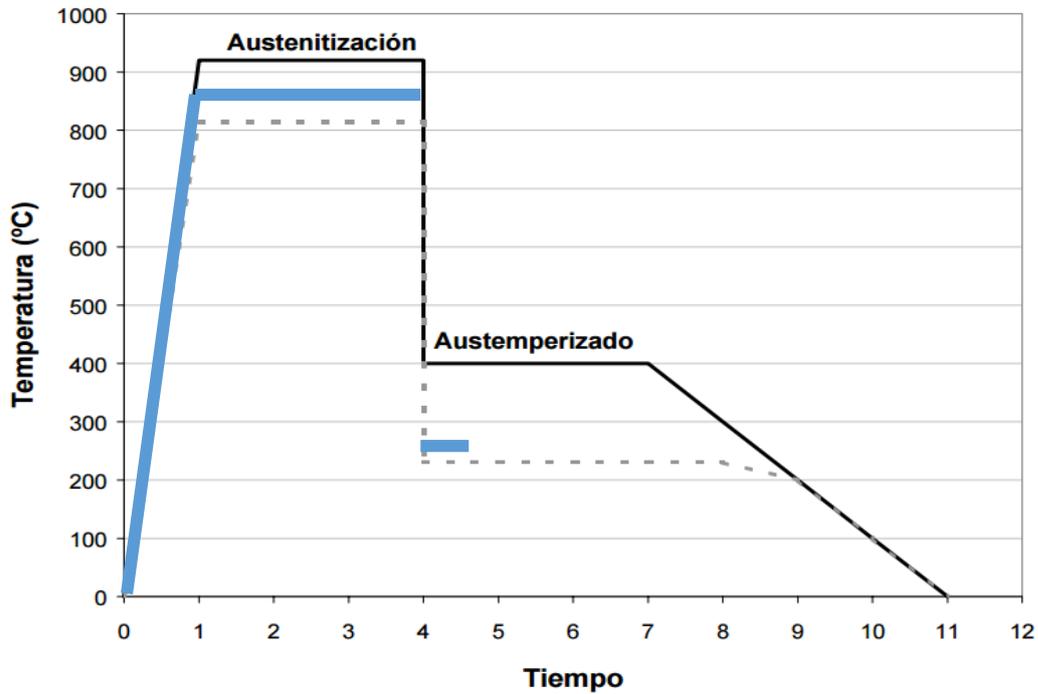


Figura 46. Representación esquemática del proceso de Austempering a una temperatura de baño a 270°C.

A continuación, en la **Figura 49** y **Figura 50** se presentan las metalografías capturadas a 848X, asumiendo que en ellas existe la fase martensítica.

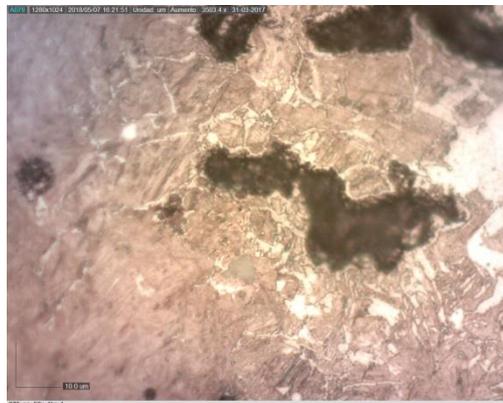


Figura 47. Metalografía resultante del proceso de Austempering a 270°C y 1 hora, a 848X.



Figura 48. Metalografía resultante del proceso de Austempering a 270°C y hora, a 848X.

Por último, se presentan los valores de durezas que arrojó el durómetro Micro Vickers, así mismo, se asegura que la fase presente es martensita. Estos valores se observan en la **Tabla 32**.

Tabla 32 . Durezas arrojadas en HV, HRA y HRC.

270/1hr	L1	L2	HV	HRA	HRC
1	25.08	26.4	840	84	65
2	23.11	22.48	1047	/	/
3	23.03	23.94	1008	/	/

Tabla 33 . Dureza de la martensita en HV y HRC.

Fase	HV	HRC
Martensita	698	60

Con los valores de dureza y comparándolos, se asegura que existe martensita en la matriz del hierro después de finalizar el tratamiento de Austempering.

Los valores de dureza Brinell obtenidos de las piezas trabajadas en un baño de sales a 270°C y a diferentes tiempos, se muestran en la **Tabla 34**.

Tabla 34 . Durezas Brinell. Baño de sales a 270°C.

Condición	NDB	Dureza Brinell	Grado
270 1 hora	375.16	Sin comparación	
270 1 hora	426.19	Sin comparación	
270 2horas	294.94	Sin comparación	
270 2horas	311.07	Sin comparación	