



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE HIDALGO  
INSTITUTO DE CIENCIAS BÁSICAS E INGENIERÍA  
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LOS MATERIALES

**TESIS**

**EFFECTO DEL TIEMPO Y TEMPERATURA DE AUSTEMPERIZADO EN LA  
MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN HIERRO DÚCTIL  
AUSTEMPERIZADO ALEADO CON CROMO Y VANADIO**

Para obtener el grado de  
Maestro en Ciencias de los Materiales

**PRESENTA**

Ing. César Yeshua Becerra Mayorga

**Directora**

Dra. Marissa Vargas Ramírez

**Codirector**

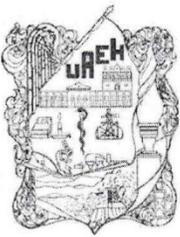
Dr. Alejandro Cruz Ramírez

**Comité tutorial**

Dr. Jesús García Serrano

Dr. Juan Hernández Ávila

Mineral de la Reforma, Hidalgo, México., Diciembre 2022



Mineral de la Reforma, Hgo., a 29 de noviembre de 2022

Número de control: ICBI-D/1635/2022

Asunto: Autorización de impresión.

**MTRA. OJUKI ROCIO ISLAS MALDONADO**  
**DIRECTORA DE ADMINISTRACIÓN ESCOLAR DE LA UAEH**

El Comité Tutorial de la tesis titulada **“Efecto del tiempo y temperatura de austemperizado en la microestructura y propiedades mecánicas de un hierro dúctil austemperizado aleado con cromo y vanadio”** realizado por el sustentante **César Yeshua Becerra Mayorga** con número de cuenta **260308** perteneciente al programa de la **Maestría en Ciencias de los Materiales**, una vez que ha revisado, analizado y evaluado el documento recepcional de acuerdo a lo estipulado en el Artículo 110 del Reglamento de Estudios de Posgrado, tiene a bien extender la presente:

**AUTORIZACIÓN DE IMPRESIÓN**

Por lo que el sustentante deberá cumplir los requisitos del Reglamento de Estudios de Posgrado y con lo establecido en el proceso de grado vigente.

Atentamente  
“Amor, Orden y Progreso”

El Comité Tutorial

  
Dra. Marissa Vargas Ramírez  
Directora de tesis

  
Dr. Alejandro Cruz Ramírez  
Codirector

  
Dr. Jesús García Serrano  
Titular

  
Dr. Juan Hernández Ávila  
Suplente

  
Dr. Otilio Arturo Acevedo Sandoval  
Director del ICBI



Ciudad del Conocimiento  
Carretera Pachuca-Tulancingo km 4.5 Colonia  
Carboneras, Mineral de la Reforma, Hidalgo,  
México. C.P. 42184  
Teléfono: 771 71 720 00 ext. 2231 Fax 2109  
direccion\_icbi@uaeh.edu.mx

OAAS/IBO



## DEDICATORIAS

A mi madre Rocío Belem Mayorga Ponce quisiera agradecerte por todas las enseñanzas que me has dado, por todo lo que has trabajado por mí y mis hermanos sin ti esto no hubiera sido posible, gracias por cuidar de mí y siempre estar pendiente de todo lo que sucede a mi alrededor, desde lo más profundo de mi corazón no tengo las palabras suficientes para terminar de agradecerte.

A mi compañera de vida Itzel Aylin Ruano Perales, agradecerte por estar en los buenos y malos momentos de mi vida por acompañarme en esta travesía que todavía no tiene fin, espero que la vida nos permita lograr todos los objetivos planeados sin olvidar todo lo que hemos trabajado para lograrlo, gracias por todo.

A mi abuela Victoria de la Salud Ponce Caballero, gracias por cuidar de mí, por todos tus conocimientos y consejos que me brindaste, extraño todos los momentos que pase contigo, espero que donde te encuentres estés contenta y bien, que yo aquí seguiré trabajando y mejorando para ser el hijo que te prometí que sería.

A mis hermanos Nallely Belen y Fernando, agradecerles por apoyarme en todos mis proyectos que me he planteado, gracias por estar en los buenos y malos momentos saben que siempre estaré con ustedes para cualquier cosa que necesiten.

A mis sobrinos Yosel, Aranza, Daniel e Ileana, espero que esto sirva de aliento y motivación para su futuro, recuerden que los límites ustedes los ponen y jamás permitan que nadie los detenga en sus sueños, están destinados para brillar y recuerden que siempre estaré a su lado para apoyarlos.

## **AGRADECIMIENTOS**

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT) por el apoyo económico brindado durante los estudios de posgrado.

A la Maestría en Ciencias de los Materiales y todo el cuerpo académico que hay detrás por darme la oportunidad de realizar mi posgrado.

A mi directora de tesis Dra. Marissa Vargas Ramírez por todo el apoyo brindado durante mi formación.

A mi asesor Dr. Alejandro Cruz Ramírez por todas las enseñanzas y consejos que permitieron el desarrollo de este trabajo.

Al Dr. Jesús García Serrano, Dr. Juan Hernández Ávila, Dr. Edgar Cardoso Legorreta por todos los conocimientos teóricos y nuevas enseñanzas que adquirí en sus respectivas materias.

# ÍNDICE

ÍNDICE.....	V
RESUMEN .....	VII
ABSTRACT .....	VIII
LISTA DE FIGURAS.....	IX
LISTA DE TABLAS.....	XI
LISTA DE ECUACIONES.....	XI
1. INTRODUCCIÓN .....	1
2. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA .....	3
3. OBJETIVOS .....	4
3.1 OBJETIVO GENERAL.....	4
3.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS .....	4
4. HIPOTESIS .....	5
5. JUSTIFICACIÓN DE LA INVESTIGACIÓN.....	6
6. MARCO TEÓRICO.....	7
6.1 GENERALIDADES.....	7
6.2 CLASIFICACIÓN DE LOS HIERROS.....	8
6.2.1 HIERROS GRISES .....	9
6.2.2 HIERROS BLANCOS .....	10
6.2.3 HIERROS MALEABLES .....	11
6.2.4 HIERRO DE GRAFITO COMPACTO.....	14
6.2.5 HIERROS DÚCTILES .....	16
6.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS HIERROS DÚCTILES .....	21
6.3.1 RELEVADO DE ESFUERZOS.....	21
6.3.2 RECOCIDO .....	22
6.3.3 NORMALIZADO .....	23
6.3.4 TEMPLADO .....	25
6.3.5 AUSTEMPERIZADO .....	26
6.4 ESTADO DEL ARTE.....	39
7. DESARROLLO EXPERIMENTAL .....	44

7.1 MODELOS .....	45
7.2 EQUIPOS .....	46
7.2.1 MICROSCOPIO METALOGRAFICO.....	46
7.2.2 DURÓMETRO .....	47
7.2.3 MÁQUINA DE IMPACTO CHARPY .....	48
7.2.4 MÁQUINA PARA EVALUAR DESGASTE.....	48
7.2.5 DIFRACTÓMETRO DE RAYOS X .....	49
7.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	49
7.4 CARACTERIZACIÓN .....	52
7.4.1 ESTUDIO METALOGRAFICO .....	52
7.4.2 CARACTERIZACIÓN MECÁNICA.....	52
8. RESULTADOS.....	54
8.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL HIERRO DÚCTIL.....	54
8.2 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL.....	54
8.2.1 HIERRO DÚCTIL.....	54
8.2.2 TRATAMIENTO A 15 MINUTOS.....	57
8.2.3 TRATAMIENTO A 30 MINUTOS.....	59
8.2.4 TRATAMIENTO A 60 MINUTOS.....	61
8.2.5 TRATAMIENTO A 90 MINUTOS.....	63
8.3 DIFRACCIÓN DE RAYOS X.....	65
8.4 ENSAYO DE DUREZA .....	69
8.5 TENACIDAD Y DESGASTE .....	71
9. ANÁLISIS DE RESULTADOS.....	74
9.1 ESTUDIO METALOGRAFICO .....	74
9.2 CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS .....	76
10. CONCLUSIONES .....	79
10.1 HIERRO DÚCTIL.....	79
10.2 HIERRO DÚCTIL AUSTEMPERIZADO .....	79
11. BIBLIOGRAFÍA.....	81

## RESUMEN

En la búsqueda de producir materiales metálicos que mejoren sus propiedades en respuesta a satisfacer necesidad de uso y de producción en escalas industriales, se maneja la factibilidad de mejorar procesos de materiales y que en uso que sean económicos y de un grado sencillo de manufactura, sin embargo a pesar de que el hierro dúctil es un material metálico con amplios márgenes de producción desde su descubrimiento el siglo pasado, sigue existiendo incertidumbre para la medición y correlación de las fases microestructurales con las propiedades mecánicas de los hierros dúctiles austemperizados.

En el presente proyecto de investigación se trabajó con hierro dúctil aleado con cromo y vanadio con 0.45 y 0.2% del peso total respectivamente. Se estudió el efecto de los diferentes tiempos de austemperizado partiendo de 15 minutos hasta 90 minutos en las fases presentes en la matriz del hierro dúctil y como es la afectación de las mismas en las propiedades mecánicas del material, aunado a esto se calcula la ventana óptima del proceso la cual es a los 60 minutos de tratamiento térmico donde se tiene la mayor transformación de austenita a ferrita acicular sin la presencia de carburos metálicos con la técnica de caracterización de espectroscopia de rayos X. Las probetas obtenidas se caracterizan y evalúan mediante la aplicación de pruebas que cumplen los estándares marcados por las normas internacionales para la valoración de sus propiedades mecánicas, análisis químico y examen metalográfico.

La adición de elementos aleantes como el cromo y vanadio permiten la generación de un mayor porcentaje de carburos en la matriz metálica, lo que incrementa la dureza del material teniendo 44.1 HRC en el hierro dúctil y al aplicar el tratamiento térmico se tienen un incremento a 56.59 HRC, no se presentó una variación significativa de los carburos y el grafito al realizar el tratamiento térmico de austemperizado.

## **ABSTRACT**

In seeking to produce metallic material to develop their mechanical properties to provide a solution the major manufacture and satisfied the workload, there is a option to upgrade the material's manufacture that they be present, looking for the reduction of the costs' production and the easier way to produce them, but in spite of the ductile iron is a metallic material with a large manufacture since its discovery the last century, there is uncertainty to measure and to link together the microestructural phases with the austempered ductile iron's mechanical properties.

In this project we worked a ductile iron with chromium and vanadium using the following weight percentage 0.45 for Cr and 0.2 for V. We studied the effect of the different times of austempering heat treatment beginning in 15 minutes and finishing with 90 minutes in the ductile iron phases' structure and how is affected in its mechanical properties by the heat treatment, in another way we calculate the best performance in the process where ductile iron has the major transformation from austenite to acicular ferrite without the presence of metallic carbides using X-ray 's spectroscopy. The samples were studied and evaluated using mechanical tests that persuade the official standards to evaluate mechanical properties, chemical composition and metallographic test.

The addition of alloys elements like chromium and vanadium let the formation of a bunch of carbides' percentage in the metallic matrix, for this reason it increases the ductile iron's hardness, it does not show an important variance in the carbides and graphite in the moment that we complete the austempering's heat treatment.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Diagrama de fase Fe-C en sistema metaestable. ....	8
Figura 2. Morfologías de grafito acorde a la norma ASTM A395.....	9
Figura 3. Tipos de hojuelas de grafito en hierro gris acorde a la AFS-ASTM, microestructuras a una amplificación de 100x.....	9
Figura 4. Microestructuras de hierro blanco.....	11
Figura 5. Microestructura de un hierro maleable.....	12
Figura 6. Microestructura de hierro maleable perlítico atacado con nital 500x. ....	13
Figura 7. Hierro de grafito compacto a) Fotomicrografía SEM a 200x b) Imagen obtenida de un microscopio óptico [4]. ....	14
Figura 8. Muestra una ventana del efecto de la inoculación-esferoidización en el grafito, donde el HGC solo es estable dentro de un cuadrante de esta ventana [5].....	15
Figura 9. Hierro dúctil en condiciones de pulido a 50 micrómetros.....	19
Figura 10. Hierro dúctil con matriz ferrítica perlítica, 2% nital [4]. ....	19
Figura 11. Microestructuras de hierro dúctil. A)Matriz ferrítica b)Matriz perlítica c)Ferrítica recocida 3 horas a 700° d)Perlítica templada en aceite [4]. ....	20
Figura 12. Relevado de esfuerzos obtenidos de un hierro dúctil a diferentes temperaturas y tiempos de permanencia. ....	22
Figura 13. Microestructura de un hierro dúctil recocido. ....	23
Figura 14. Propiedades mecánicas de un hierro dúctil aleado con Cu y Sn. ....	24
Figura 15. Hierro dúctil aleado con Cu y Sn normalizado.....	24
Figura 16. Microestructura de un hierro dúctil normalizado.....	25
Figura 17. Microestructura de un hierro dúctil templado.....	25
Figura 18. Relación típica entre las propiedades mecánicas y la dureza en hierros nodulares templadas y revenidas.....	26
Figura 19. Microestructura de un HDA austenitizado a 910°C durante 120 minutos y austemperizado a 380°C por 60 minutos. ....	27
Figura 20. Esquema de proceso del austemperizado. ....	28
Figura 21. Efectos de la temperatura de austenitizado en el hierro dúctil. ....	29
Figura 22. Diagrama de equilibrio Fe-C-2.5%Si.....	30
Figura 23. Microestructura de un HDA tratado a 400°C por 90 minutos. ....	31
Figura 24. Microestructura de un HDA tratado a 300°C por 120 minutos. ....	32
Figura 25. Transformación esquemática de la reacción de austemperizado a) Altas temperaturas de austemperizado (330-450°C) b) Bajas temperaturas de austemperizado (260-330°C). ....	33
Figura 26. Microestructura típica de un HDA mostrando la estructura de ausferrita con la presencia de algunas agujas de martensita.....	34
Figura 27. Efecto del tiempo de austemperizado contra el volumen de ausferrita arreactiva. ....	34
Figura 28. Volúmenes de austenita retenida contra tiempo de austemperizado. ....	35
Figura 29. Actividades experimentales. ....	44

Figura 30. Probeta para pruebas de desgaste G132. ....	46
Figura 31. Probeta para pruebas de impacto bajo la norma ASTM E23. ....	46
Figura 32. Microscopio óptico Nikon H550L. ....	47
Figura 33. Durómetro Rockwell. ....	47
Figura 34. Máquina de impacto Charpy. ....	48
Figura 35. Máquina de desgaste. ....	49
Figura 36. Difractómetro de rayos X. ....	49
Figura 37. Mufla para austenitizado. ....	50
Figura 38. Horno de resistencias para austemperizado. ....	51
Figura 39. Microestructuras de hierro dúctil a) Atacada con persulfato de amonio para revelar fases de carburos b) Atacada con nital al 4% para revelar fases de ferrita, perlita, carburos eutécticos c) Pulida para revelar nódulos. ....	55
Figura 40. Difractograma del hierro dúctil. ....	56
Figura 41. Microestructuras de HDA a 15 minutos de tratamiento a) Atacada con persulfato de amonio b) Atacada con nital 4% c) Condiciones de pulido. ....	58
Figura 42. Microestructuras del HDA a 30 minutos a) Ataque con persulfato de amonio b) Ataque con nital 4% c) Condiciones de pulido. ....	60
Figura 43. Microestructuras del HDA a 60 minutos a) Ataque con persulfato de amonio b) Ataque con nital 4% c) Condiciones de pulido. ....	62
Figura 44. Microestructuras HDA a 90 minutos a) Ataque con persulfato de amonio b) Ataque con nital 4% c) Condiciones de pulido. ....	64
Figura 45. Difractograma de HDA a 15 minutos de tratamiento térmico. ....	65
Figura 46. Difractograma de HDA a 30 minutos de tratamiento térmico. ....	66
Figura 47. Difractograma de HDA a 60 minutos de tratamiento térmico. ....	66
Figura 48. Difractograma de HDA a 90 minutos de tratamiento térmico. ....	67
Figura 49. Valores de dureza Rockwell C. ....	69
Figura 50. Gráfica de dureza en función del porcentaje de austenita con alto contenido de carbono. ....	70
Figura 51. Gráfica de dureza en función de los carburos. ....	71
Figura 52. Conteo nodular de las piezas de HD y HDA. ....	74
Figura 53. Tamaño de nódulo de HD y HDA. ....	75
Figura 54. Porcentaje de fases microestructurales. ....	76
Figura 55. Dureza HRC de HD y HDA. ....	77
Figura 56. Valores de dureza en función de la austenita. ....	78

## LISTA DE TABLAS

Tabla 1. Propiedades mecánicas de los hierros grises acorde a la ASTM A 48.....	10
Tabla 2. Propiedades mecánicas de los hierros maleables ferríticos acorde a la ASTM A 602.	13
Tabla 3. Propiedades mecánicas del hierro maleable perlítico acorde a la ASTM A 602. ....	13
Tabla 4. Propiedades mecánicas del HGC [4] [5]. ....	16
Tabla 5. Elementos de aleación del hierro dúctil y sus efectos [9]. ....	17
Tabla 6. Propiedades mecánicas del hierro dúctil [10]. ....	20
Tabla 7. Composiciones químicas recomendadas para un HDA [37]. ....	39
Tabla 8. Reactivos utilizados. ....	45
Tabla 9. Composición química del hierro dúctil a trabajar. ....	45
Tabla 10. Porcentaje de fases a diferentes temperaturas de austenitización. ....	50
Tabla 11. Composición química del hierro dúctil. ....	54
Tabla 12. Datos cuantitativos de fases presentes en hierro dúctil. ....	57
Tabla 13. Datos cuantitativos de nódulos presentes en hierro dúctil. ....	57
Tabla 14. Datos cuantitativos de fases presentes en el HDA a 15 minutos. ....	59
Tabla 15. Datos cuantitativos de nódulos del HDA 15 minutos. ....	59
Tabla 16. Datos cuantitativos del HDA a 30 minutos de tratamiento. ....	60
Tabla 17. Datos cuantitativos de nódulos del HDA 30 minutos. ....	61
Tabla 18. Datos cuantitativos del HDA a 60 minutos. ....	62
Tabla 19. Datos cuantitativos de nódulos del HDA 60 minutos. ....	63
Tabla 20. Datos cuantitativos HDA a 90 minutos. ....	64
Tabla 21. Datos cuantitativos de nódulos HDA a 90 minutos. ....	65
Tabla 22. Porcentaje de austenita con alto contenido de carbono. ....	68
Tabla 23. Valores de Dureza Rockwell C. ....	69
Tabla 24. Valores de tenacidad y desgaste HDA 90 minutos. ....	72

## LISTA DE ECUACIONES

Ecuación 1. Porcentaje carbono equivalente.....	17
Ecuación 2. Transformación parcial de austenita. ....	32
Ecuación 3. Descomposición de la austenita metaestable. ....	32
Ecuación 4. Temperatura de austenitización acorde Hougardy. ....	50
Ecuación 5. Cuantificación austenita retenida con alto contenido de carbono. ....	67
Ecuación 6. Intensidad de fase austenítica. ....	67
Ecuación 7. Intensidad de fase ferrítica. ....	67
Ecuación 8. Volumen de huella. ....	72
Ecuación 9. Factor de fricción. ....	72

## 1. INTRODUCCIÓN

Desde un punto de vista científico e histórico las aleaciones ferrosas (Fe-C) se han clasificado en tres grandes grupos que son: aceros bajo carbono con un contenido de carbono de 0.008%, aceros alto carbono con un contenido de carbono de 0.008% a 2.11% [1] y los últimos denominados hierros también conocidos como fundición los cuales tienen un contenido de carbono que inicia de 2.11% aunque comercialmente se maneja con porcentajes de 2.5% a 4%. Dentro del grupo de los hierros existen subdivisiones que están catalogadas en hierros grises, blancos, grafito compacto, maleable y los dúctiles (HD) [2]. Los hierros dúctiles presentan los cuales una buena resistencia al desgaste, a la tracción y ductilidad, así como una alta dureza además una buena tenacidad. Dentro de su composición encontramos un contenido de 3%-4% de carbono, de 1.8%-2.8% de silicio y con bajos contenidos de manganeso, fósforo y azufre. En la industria metalúrgica se da continuidad a la optimización de características físicas y químicas de las aleaciones con el objetivo de mejorar la calidad y el rendimiento de las piezas fabricadas en la industria automotriz, ferrocarrilera y aeroespacial principalmente. En la búsqueda de mejorar dichas características, los HD se han sometido a diferentes tratamientos térmicos, sin embargo recientemente el tratamiento térmico de austemperizado, se ha utilizado para incrementar notoriamente las propiedades mecánicas del hierro dúctil, obteniendo un hierro dúctil austemperizado (HDA). El tratamiento térmico de austemperizado fue desarrollado en la década de 1930 por Davenport y Bain y fue aplicado en los aceros. Dicho proceso en los hierros dúctiles implica una serie de pasos que son: austenitizar, templear y transformar isotérmicamente una muestra a una temperatura que nos permite llevar la misma a una región bainítica durante un periodo de tiempo determinado. El proceso de austenitización y austemperizado generalmente se llevan a cabo en baños de sales fundidas para evitar la oxidación de las capas superficiales de nuestros componentes, para finalmente llevarlos a un temple en aire o agua. Como resultado de dichos

tratamientos los hierros dúctiles austemperizados presentan una microestructura de ausferrita que consiste en una mezcla de ferrita acicular fina y austenita con alto contenido de carbono, lo cual si la comparamos con estructuras perlíticas, ferríticas e incluso martensítica, la ausferrita exhibe una mejora en la resistencia a la ductilidad. En el presente trabajo se austemperizará un hierro dúctil aleado con cromo y vanadio para evaluar la relación temperatura y tiempo de tratamiento con las propiedades mecánicas y microestructura del ADI obtenido. Se determinará la ventana del proceso donde se obtiene la máxima cantidad de ausferrita y las mejores prestaciones mecánicas.

## **2. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA**

En la evolución de los hierros dúctiles austemperizados se ha trabajado con diferentes componentes aleantes, temperaturas y tiempo de austenitizado, involucrando la relación intrínseca entre la microestructura y las propiedades mecánicas resultantes, esta variante ha sido de gran relevancia en la producción de piezas automotrices tales como árboles de levas, engranes, entre otros, ya que un correcto tiempo y temperatura de austemperizado así como una acertada concentración de sales ocupadas en el tratamiento producirán propiedades mecánicas óptimas de las piezas, caso contrario si al aplicar mal un parámetro de los antes mencionados ocasionarán resultados no deseados en las propiedades de las piezas. Por lo tanto, el presente proyecto de investigación se enfocará en la búsqueda y determinación del tiempo- temperatura óptima de un austemperizado aplicado a un árbol de levas para la obtención de las propiedades mecánicas óptimas de la pieza.

### **3. OBJETIVOS**

#### **3.1 OBJETIVO GENERAL**

Evaluar las propiedades mecánicas y microestructurales de un HDA aleado con cromo y vanadio obtenido después de un tratamiento térmico de austemperizado sometido a diferentes temperatura y tiempo, mediante el uso de equipos de caracterización de propiedades mecánicas y metalográficos para determinar el tiempo donde se obtiene la ventana óptima del proceso de austemperizado.

#### **3.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS**

- Evaluar la resistencia a la tensión de diferentes probetas de las muestras de un HDA, para contrastar como es el efecto de cambio de parámetros (tiempo y temperatura) del tratamiento térmico de austemperizado en las mismas.
- Caracterizar las microestructuras obtenidas de las probetas, usando un microscopio óptico, para cotejar los diferentes porcentajes de fase obtenidos en cada muestra.
- Comparar entre la microestructura y las propiedades mecánicas, mediante la interpretación de los resultados experimentales, con el fin de ver la influencia de las fases microestructurales en las propiedades mecánicas del HDA.

#### **4. HIPOTESIS**

A un tiempo de 90 minutos y a 260°C de temperatura con el porcentaje de Cr presente en la muestra, se obtendrá una fase de ausferrita fina lo que propiciará en durezas de 46-55 HRC.

En un porcentaje de 0.2% de Vanadio producirá un incremento en la tenacidad del material alcanzando valores de 14 y 18 J para un espesor de la probeta de entre 0.5 y 1 pulgada.

La dureza del hierro dúctil austemperizado aleado con Cr y V tendrá un incremento de 10 unidades (54 HRC) en comparación de un hierro dúctil (44 HRC).

## 5. JUSTIFICACIÓN DE LA INVESTIGACIÓN

En las últimas décadas se ha buscado optimizar las propiedades de los hierros dúctiles austemperizados teniendo como base el aseguramiento de la calidad y la reducción de costos por insumos que conlleva el proceso teniendo así un beneficio en tres departamentos organizacionales (calidad, costos y manufactura) esta necesidad ha llevado a optimizar la ventana de proceso del tratamiento térmico de austemperizado en relación al tiempo y la temperatura con el fin de encontrar las propiedades mecánicas óptimas (resistencia a la tracción, a la fatiga y la dureza) para tener un producto que satisfaga las necesidades actuales de la industria automotriz, el cual es un sector productivo altamente exigente en cuestión de calidad y seguridad de las autopartes que requiere.

La presente investigación tiene como finalidad exponer las mejoras en términos de propiedades mecánicas particularmente la resistencia a la tensión, dureza y fatiga que tendrá un hierro dúctil al ser sometido a un tratamiento térmico de austemperizado lo cual representará una mejora en términos de calidad para la industria automotriz, de igual forma se evaluó el efecto que tiene el tiempo y la temperatura en el tratamiento térmico de austemperizado en dichas propiedades para poder determinar la ventana óptima del proceso lo que en otras palabras es saber la temperatura y tiempo a la cual se debe someter las probetas de hierro dúctil para tener las mejores propiedades mecánicas, lo cual tendrá un beneficio en dos unidades productivas que serán la calidad y costo del producto.

## 6. MARCO TEÓRICO

### 6.1 GENERALIDADES

En la gama de aleaciones ferrosas se pueden distinguir dos grandes grupos de aleaciones, las cuales son el acero con un contenido de 0.008% de carbono y menor de 2.11% y los hierros cuando la aleación Fe-C tiene un contenido mayor de 2.11% en peso (por lo general contiene un porcentaje de 3.5-4% de Carbono [1]).

Otra diferencia es la forma en la que el carbono puede encontrarse en las aleaciones Fe-C:

- En solución intersticial.
- En forma elemental como grafito.
- En forma de compuesto constituyendo el carburo de hierro  $\text{Fe}_3\text{C}$  o cementita [2].

El carbono en su forma elemental solamente se presenta en los hierros, la cementita aunque termodinámicamente inestable, es el único carburo que puede existir al lado de soluciones sólidas de carbono en hierro [2].

A raíz de esto se pueden distinguir dos diagramas de Fe-C para poder visualizar las fases presentes a diferente temperatura y con diferente porcentaje en peso de carbono.

El primero de ellos el sistema estable puede considerarse un diagrama de fase binario Fierro- Grafito del tipo de solubilidad total en el estado líquido, presentando un eutéctico con una solubilidad reducida para el estado sólido, este diagrama aplica para los hierros.

El segundo es el diagrama metaestable que a diferencia del primero presenta un sistema Fe- $\text{Fe}_3\text{C}$  básicamente este sistema se usa para los aceros.

La diferencia entre ambos sistemas es el grado de estabilidad de los compuestos, el cual depende de varios factores como son la temperatura y elementos aleantes.

En la figura 1 se puede observar el diagrama Fe-C con las fases correspondientes.

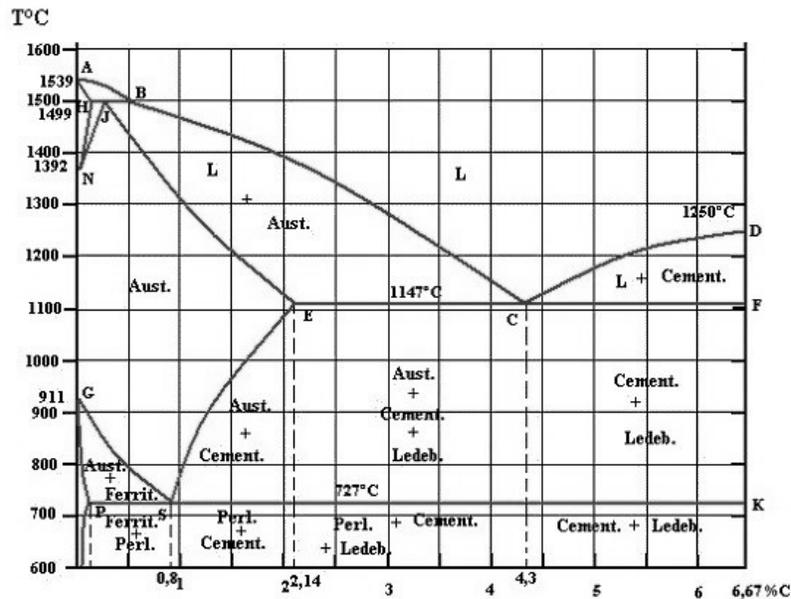


Figura 1. Diagrama de fase Fe-C en sistema metaestable.

## 6.2 CLASIFICACIÓN DE LOS HIERROS

Los hierros, como los aceros, son básicamente aleaciones de hierro y carbono, los hierros contienen más carbono que el necesario para saturar la austenita a temperatura eutéctica, por lo tanto contienen un porcentaje de carbono de 2.11 a 6.67% [3].

El carbono que no alcanza a disolverse en la matriz para formar los diferentes microconstituyentes de las aleaciones ferrosas, precipita con diferentes morfologías y tamaños, esto en función de la temperatura, elementos aleantes y nodulizantes, de esta forma la clasificación de los hierros va acorde al precipitado del carbono (grafito) presentes en la matriz. En la figura 2 se observan las diferentes morfologías de grafito acorde a la norme ASTM A395.

Estas precipitaciones del grafito con la matriz darán diferentes propiedades mecánicas a los hierros por lo tanto cada hierro tendrá diferentes propósitos de uso que vayan correlacionados con sus propiedades.

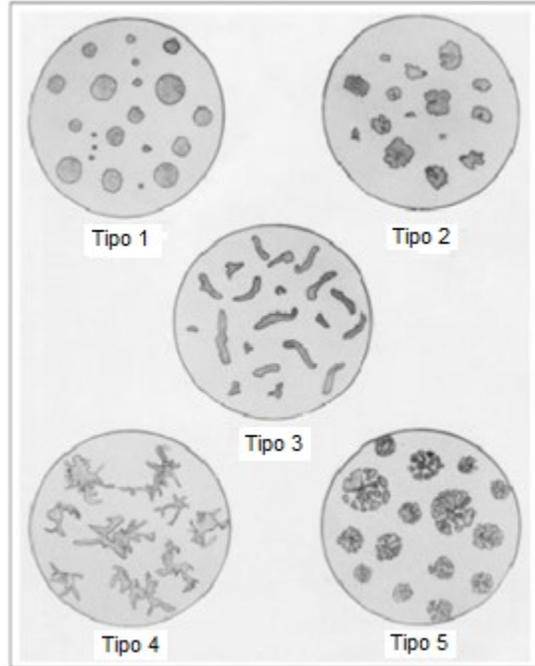


Figura 2. Morfologías de grafito acorde a la norma ASTM A395.

### 6.2.1 HIERROS GRISES

Los hierros grises son aquellas aleaciones en las que el carbono precipita en forma de grafito, el cual su morfología es en forma de hojuela, es uno de los 5 tipos de grafito establecidos por la ASTM. Dentro del grafito en hojuela se subdivide en 5 tipos los cuales se clasificaron de la letra A hasta la E los cuales se muestran en la figura 3.

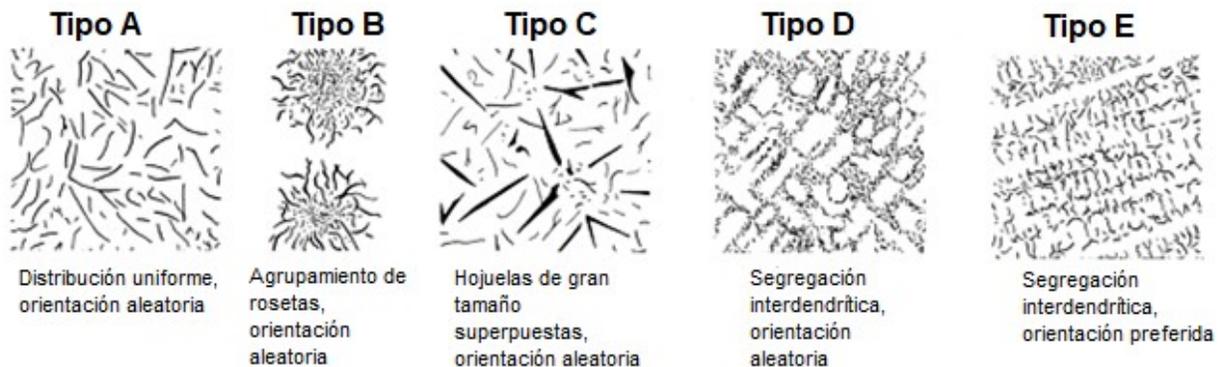


Figura 3. Tipos de hojuelas de grafito en hierro gris acorde a la AFS-ASTM, microestructuras a una amplificación de 100x.

Los hierros grises presentan una fractura color gris (por eso su nombre) ya que la fractura ocurre a lo largo de la hojuela.

Las propiedades mecánicas de los hierros grises son variables, por lo general poseen una resistencia a la compresión de dos a tres veces mayor que su resistencia a la tensión, siendo su ductilidad bastante pequeña, estas características junto a una baja sensibilidad de muescas (concentradores de esfuerzos) hacen del hierro gris un material adecuado para diversos tipos de flechas y ejes [3].

Para identificar los hierros grises la ASTM A 48 establece que el número que lo identifica es la resistencia a la tensión mínima en miles de libras/pulg<sup>2</sup>, lo que significa que un hierro gris ASTM No. 25 tiene una resistencia mínima a la tensión de 25000 lb/pulg<sup>2</sup>, en la tabla 1 se observa la designación y propiedades de los hierros grises acorde a la ASTM.

**Tabla 1. Propiedades mecánicas de los hierros grises acorde a la ASTM A 48.**

CLASE ASTM	RESISTENCIA MÁXIMA (ksi)	RESISTENCIA A LA COMPRESIÓN (ksi)	RESISTENCIA AL CORTE (ksi)	MODULO DE ELASTICIDAD		LÍMITE A LA FATIGA (ksi)	DUREZA (BHM)
				TENSIÓN (Msi)	TORSIÓN (Msi)		
<b>20</b>	22	83	26	9.6-14	3.9-5.6	10	156
<b>25</b>	26	97	32	11.5-14	4.6-6	11.5	174
<b>30</b>	31	109	40	13-16.4	5.6-6.6	14	201
<b>35</b>	36.5	124	48.5	14.5-17	5.8-6.9	16	212
<b>40</b>	42.5	140	57	16-20	6.4-7.8	18.5	235
<b>50</b>	52.5	164	73	18.8-22	7.2-8	21.5	262
<b>60</b>	62.5	187.5	88.5	20-23.5	7.8-8.5	24.5	302

### 6.2.2 HIERROS BLANCOS

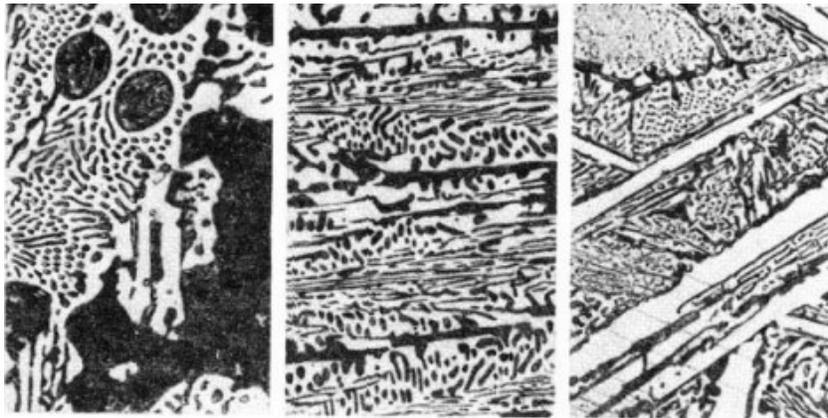
Recibe este nombre debido al color de su fractura, el cual se debe a que la fractura ocurre a lo largo de los carburos de hierro, a diferencia del hierro gris la mayoría de carbono está presente como granos separados de cementita ( $Fe_3C$ ), esto se debe a su rápido enfriamiento desde la fundición del hierro hasta su solidificación, la matriz puede

ser ferrítica o perlítica, rodeada por ledeburita transformada, formada por cementita y perlita.

En esta clasificación se dividen tres grupos los cuáles son:

- Fundición eutéctica: Contenido de 4.3% de C y una estructura compuesta por ledeburita sin fases sobrantes.
- Fundición blanca hipoeutéctica: Tiene un porcentaje de carbono de 2.11-4.3% formadas por dendritas de austenita primaria transformada en perlita y ledeburita transformada.
- Fundiciones blancas hipereutécticas: Contenido mayor e 4.3% de C formadas por cementita primaria y ledeburita transformada.

En la figura 4 se puede observar microestructuras características del hierro blanco en dónde se puede apreciar la cementita que rodea la fase perlítica.



**Figura 4. Microestructuras de hierro blanco.**

Se caracterizan por su gran dureza y fragilidad, en general no son maquinables y el acabado se realiza por rectificado.

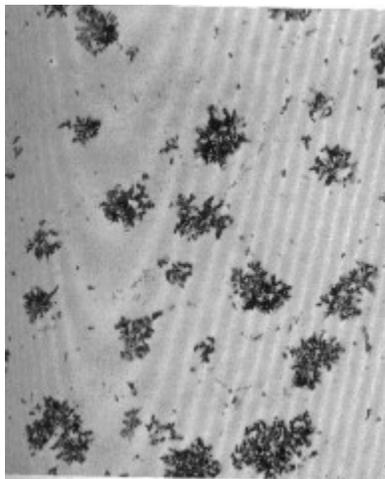
### **6.2.3 HIERROS MALEABLES**

El hierro maleable es un tipo de fundición de hierro en donde la mayoría del carbono precipita en una forma irregular de nódulos. La obtención del hierro maleable pasa primero por la fundición de hierro blanco, el mismo posteriormente se trata

térmicamente donde los carburos de hierro se convierten en los nódulos irregulares de grafito. Esta forma del grafito en el hierro maleable es llamada temple del carbono debido a su formación en el estado sólido durante el tratamiento térmico [4].

En el tratamiento térmico para obtener los nódulos irregulares consta de dos etapas, en la primera etapa el hierro blanco se calienta lentamente a un rango de temperatura de 840 y 980°C. Durante el calentamiento la perlita se transforma en austenita y a medida que se aumenta la temperatura, la austenita formada disuelve algo más de cementita.

La segunda fase consiste en un enfriamiento muy lento, esto permite a la austenita descomponerse en las fases estables de ferrita y grafito. Una vez realizada la grafitización, la estructura no sufre ninguna nueva modificación durante el enfriamiento quedando constituida por nódulos irregulares de grafito (rosetas) en una matriz ferrítica como se muestra en la figura 5 [3].



**Figura 5. Microestructura de un hierro maleable.**

Para obtener una matriz perlítica, se puede agregar manganeso para retener carbono combinado por toda la matriz o se puede variar la segunda etapa del proceso, es decir variar la velocidad de enfriamiento a partir de 760°C. La cantidad de perlita formada depende de la temperatura a que empiece el enfriamiento y la velocidad con la que se lleve a cabo. En la figura 6 se puede apreciar una microestructura de hierro maleable perlítico [3].

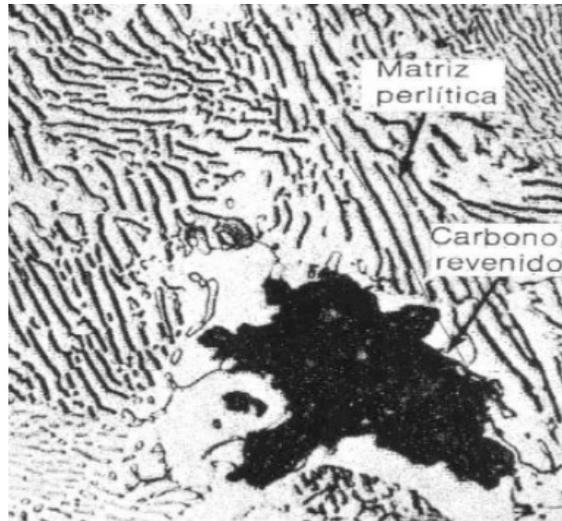


Figura 6. Microestructura de hierro maleable perlítico atacado con nital 500x.

En las tablas 2 y 3 se presentan las propiedades mecánicas de los hierro maleables acorde a la ASTM A 602.

Tabla 2. Propiedades mecánicas de los hierros maleables ferríticos acorde a la ASTM A 602.

DESIGNACIÓN	DIAMETRO DE LA PROBETA (mm)	RESISTENCIA MÁXIMA (N/mm <sup>2</sup> )	RESISTENCIA A LA FLUENCIA (N/mm <sup>2</sup> )	% DE ELONGACIÓN	DUREZA BHN
W 35-04	9-15	340-360	-	5-3	230
W 38-12	9-15	320-380	170-210	15-8	200
W 40-05	9-15	360-420	200-230	8-4	220
W 45-07	9-15	400-480	230-280	10-4	200

Tabla 3. Propiedades mecánicas del hierro maleable perlítico acorde a la ASTM A 602.

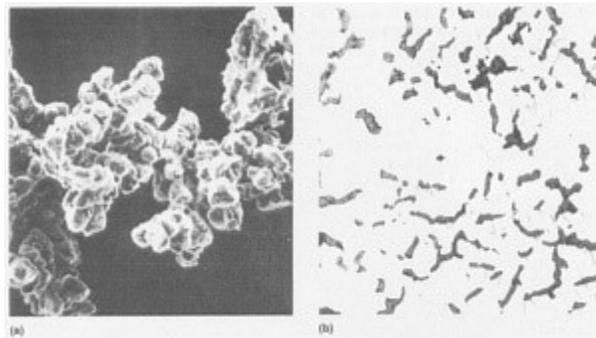
DESIGNACIÓN	DIAMETRO DE LA PROBETA (mm)	RESISTENCIA MÁXIMA (N/mm <sup>2</sup> )	RESISTENCIA A LA FLUENCIA (N/mm <sup>2</sup> )	% DE ELONGACIÓN	DUREZA BHN
B 30-06	12-15	300	-	6	150 MAX

<b>B 32-12</b>	12-15	320	190	12	150 MAX
<b>B 35-10</b>	12-15	350	200	10	150 MAX
<b>P 45-06</b>	12-15	450	270	6	150-200
<b>P 50-05</b>	12-15	500	300	5	160-220
<b>P 55-04</b>	12-15	550	340	4	180-230
<b>P 60-03</b>	12-15	600	390	3	200-250
<b>P 65-02</b>	12-15	650	430	2	210-260
<b>P 70-02</b>	12-15	700	530	2	240-290
<b>P 80-01</b>	12-15	800	600	1	270-310

#### 6.2.4 HIERRO DE GRAFITO COMPACTO

Este tipo de hierro contiene grafito en forma de hojuelas vermiculares, el hierro de grafito compacto (HGC) tiene mejor resistencia a la tensión, ductilidad y resistencia a la impacto en comparación a los hierros grises [5].

La morfología del HGC es bastante compleja, en la figura 7 se puede observar que el grafito compacto aparece en ramificaciones que están conectadas dentro de la matriz eutéctica.

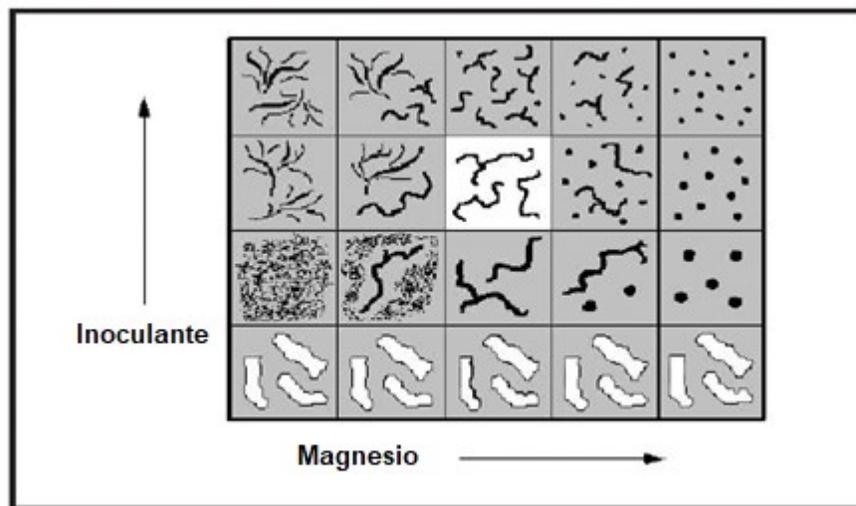


**Figura 7. Hierro de grafito compacto a) Fotomicrografía SEM a 200x b) Imagen obtenida de un microscopio óptico [4].**

Para obtener dicha microestructura se debe dar al baño líquido dos importantes tratamientos que son la esferoidización y la inoculación, el primero aumenta y el segundo disminuye la tendencia al temple de la fundición. El proceso de la nodulización, tiene por objeto favorecer la precipitación alrededor de las semillas de

ferro-silicio para convertirlos en nódulos de grafito (veáse en la figura 8) en este caso el material más ocupado para nodulizar es el magnesio [5].

Por otro lado, el proceso de la inoculación reduce el bajo enfriamiento durante la solidificación y ayuda a evitar la presencia de carburos en la estructura, los inoculantes más ocupados son el calcio, bario, aluminio o los complejos a base de ferro-silicio.



**Figura 8. Muestra una ventana del efecto de la inoculación-esferoidización en el grafito, donde el HGC solo es estable dentro de un cuadrante de esta ventana [5].**

Para obtener el HGC se agrega 0.01-0.03% de Magnesio un exceso de magnesio cambiará la morfología del grafito a esferoidal [6].

En general un HRC es aceptado cuando el 80% del grafito adopta la morfología vermicular y el restante 20% forma grafito esferoidal [4].

Las propiedades mecánicas del hierro grafito compacto se enlistan en la tabla 4.

Tabla 4. Propiedades mecánicas del HGC [4] [5].

<b>PROPIEDAD</b>	<b>HIERRO DE GRAFITO COMPACTO (&gt;95% FERRITA, &gt;95% GRAFITO COMPACTO)</b>	<b>HIERRO DE GRAFITO COMPACTO (&gt;90% PERLITA)</b>
<b>COMPOSICIÓN QUÍMICA</b>	3.61% C, 2.49% Si, 0.05% Mn	3.76% C, 2.13% Si, 0.468% Mn
<b>RESISTENCIA A LA TENSIÓN (MPa)</b>	336	503
<b>% DE ELONGACIÓN</b>	6.7	-
<b>MODULO DE ELASTICIDAD (GPa)</b>	158	-
<b>Dureza Brinell HB</b>	150	285

### 6.2.5 HIERROS DÚCTILES

El hierro nodular presenta el grafito en forma de esferas (nódulos), al igual que el hierro gris el grafito eutéctico del hierro fundido durante la solidificación, La diferencia es que debido a la adición de elementos nodulizantes como el magnesio o cesio, el grafito crece en esferas en lugar de hojuelas o cualquier morfología del hierro gris [4].

El efecto de adicionar el magnesio al metal fundido, actúa como desoxidante y desulfurante para permitir al grafito el crecimiento nodular [7].

Otros tres constituyentes importantes del hierro dúctil que tienen mayor influencia en las propiedades mecánicas son el carbono, silicio y fósforo. Un término que combina el efecto de estos tres elementos es el carbono equivalente (CE). En el hierro dúctil la reacción eutéctica ocurre con un contenido carbono de 4.3% acorde al sistema binario Fe-C. Debido a la adición de silicio y fósforo la reacción eutéctica es menor, el efecto de estos últimos dos elementos dentro del carbono eutéctico se obtiene por la ecuación 1 [8].

### Ecuación 1. Porcentaje carbono equivalente

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

Dónde:

%CE: Porcentaje carbono equivalente.

%C: Porcentaje de carbono en composición química.

%Si: Porcentaje de silicio en composición química.

%P: Porcentaje de fósforo en composición química.

La matriz del hierro dúctil puede ser ferrítica, perlítica o normalmente ferrita y perrita, altos grados de ductilidad presentan matriz ferrítica, grados de alta resistencia tiene una matriz perlítica, para obtener optimas propiedades de la aleación se recomienda una matriz perlítica ferrítica. En la figura 9 se puede observar una microestructura de hierro dúctil en condiciones de pulido, en la figura 10 con un ataque metalográfico donde se puede ver una matriz ferrítico perlítica y por último en la figura 11 se pueden apreciar microestructuras típicas observadas de un hierro dúctil por microscopio óptico.

Muchos son los factores que controlan la microestructura y propiedades mecánicas del hierro nodular, como son:

- El procesamiento del metal fundido.
- La composición química.
- La velocidad de solidificación y la velocidad de enfriamiento del sólido.

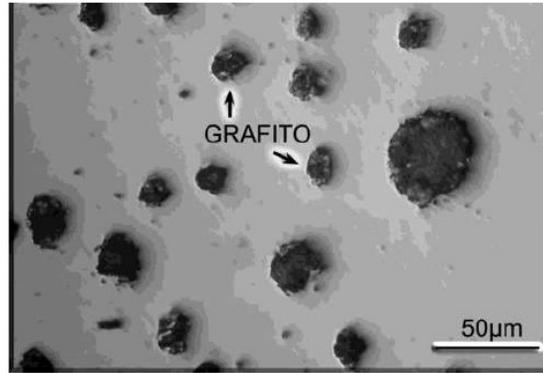
En lo que se refiere a composición química el hierro nodular debe ser preparado tomando en cuenta el efecto de los elementos de aleación que se reportan en la tabla 5.

**Tabla 5. Elementos de aleación del hierro dúctil y sus efectos [9].**

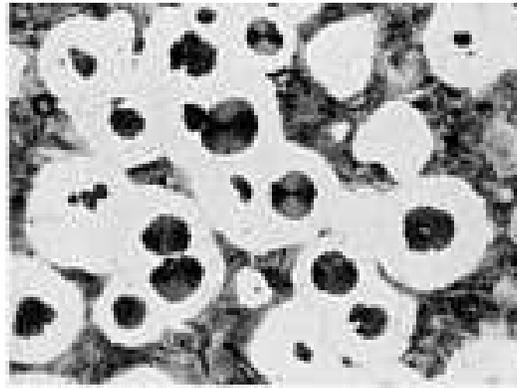
<b>ELEMENTO</b>	<b>EFEECTO</b>
<b>Azufre</b>	Se debe mantener en niveles menores a 0.015% para evitar pérdidas de

	nodulizante y malformación de nódulos
<b>Fósforo</b>	Contenidos mayores del 0.1% provocan fragilidad debido a la precipitación de la fase esteadita ( $Fe_3P$ ) en los límites de grano
<b>Manganeso</b>	Aumenta la resistencia mecánica al estabilizar la fase perlítica y disminuye la actividad del carbono incrementando su solubilidad
<b>Carbono</b>	Una parte forma precipitados de grafito , mientras que el resto se disuelve en las fases presentes o forma carburos estables
<b>Silicio</b>	Elemento grafitizante, alfégeno (formador de ferrita y grafito)
<b>Cromo</b>	Actúa en contra de la grafitización y forma carburos estables
<b>Cobre</b>	Elemento perlitizante
<b>Estaño</b>	Cambia la forma del grafito nodular a laminar y estabiliza la perlita
<b>Boro</b>	Elemento dañino que provoca irregularidades en los nódulos, además de formar carburos
<b>Oxígeno</b>	Consumo magnesio formando MgO, lo cual provoca pérdidas de nodulizantes

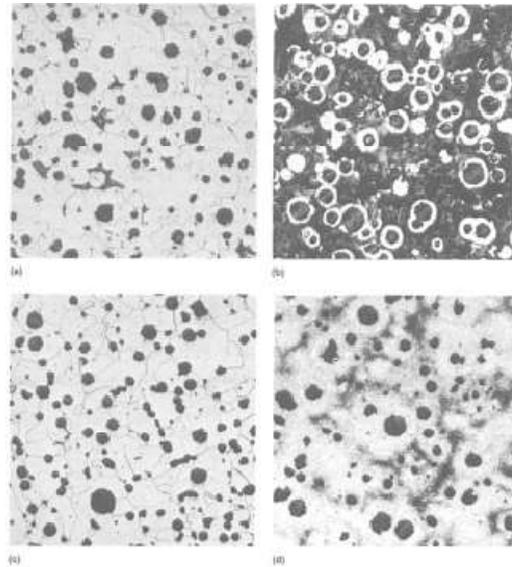
---



**Figura 9. Hierro dúctil en condiciones de pulido a 50 micrómetros.**



**Figura 10. Hierro dúctil con matriz ferrítica perlítica, 2% nital [4].**



**Figura 11. Microestructuras de hierro dúctil. A)Matriz ferrítica b)Matriz perlítica c)Ferrítica recocida 3 horas a 700° d)Perlítica templada en aceite [4].**

Una de las razones principales del éxito del hierro nodular, es el amplio intervalo de propiedades mecánicas que este material puede proporcionar, como se muestra en la tabla 6.

**Tabla 6. Propiedades mecánicas del hierro dúctil [10].**

<b>GRADO</b>	<b>RESISTENCIA A LA TRACCIÓN (MPa/ksi)</b>	<b>LÍMITE DE FLUENCIA (MPa/ksi)</b>	<b>% DE ELONGACIÓN</b>	<b>DUREZA (HB)</b>
<b>60/40/18</b>	414/60	276/40	18	170 máx.
<b>65/45/12</b>	448/65	310/45	12	156-217
<b>80/55/06</b>	552/80	379/55	6	187-255
<b>100/70/03</b>	689/100	483/70	3	241-302
<b>120/90/02</b>	827/120	621/90	2	-

Este tipo de hierro difiere al maleable en el sentido de que este no necesita un tratamiento térmico para lograr las fases microestructurales y en este hierro tenemos una mejor formación de hierro esférico.

Este tipo de hierros posee mayor resistencia a la tensión que los hierros grises, resistencia al desgaste y dureza similares, poseen alta resistencia al impacto térmico además de una mayor maquinabilidad.

### **6.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LOS HIERROS DÚCTILES**

A los hierros dúctiles se le pueden modificar propiedades al realizarles tratamientos termoquímicos, los cuales modificarán su microestructura, que le permitirán mejorar sus propiedades mecánicas, a continuación se enlistan los tratamientos aplicados a los hierros dúctiles.

#### **6.3.1 RELEVADO DE ESFUERZOS**

Este tratamiento térmico puede ser empleado para reducir esfuerzos residuales en grandes fundiciones, ensambles soldados y productos formados en frío [11].

El relevado de esfuerzos no se encarga de proveer una estructura metalúrgica o propiedades en específico. Este tratamiento es usado para liberar esfuerzos que permanecen encerrados en la estructura como consecuencia de una secuencia de manufactura [12].

Es un tratamiento de baja temperatura que acerca un rango de temperatura e 510°C a 675°C, a estas temperaturas podemos lograr diferentes propósitos en los que se abarca la eliminación virtual de todos los esfuerzos residuales pero también tendrá efecto en la reducción de la dureza y el esfuerzo a la tensión. [12]

La temperatura recomendada para este tratamiento varia acorde al tipo de aleación que se tiene los rangos propuestos se presenta a continuación:

- No aleados: 510 a 565°C.
- Baja aleación: 565 a 595°C.

- Alta aleación: 595 a 650°C.
- Austeníticos: 620 a 675°C.

En cuanto al tiempo requerido para dicho tratamiento, también dependerá de diversos factores tales la temperatura usada, la complejidad de la aleación y el porcentaje de reducción de los esfuerzos residuales, generalmente se aplica una hora de tratamiento más una hora por pulgada de espesor [12].

En la figura 12 podemos observar el porcentaje de relevado de esfuerzos a diferentes temperaturas y tiempos de permanencia de un hierro dúctil.

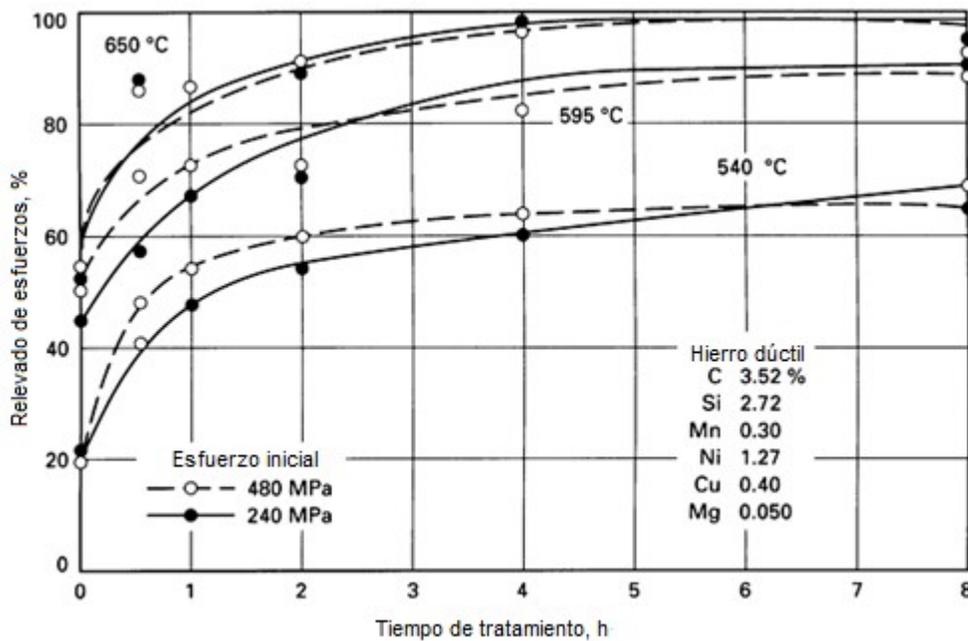
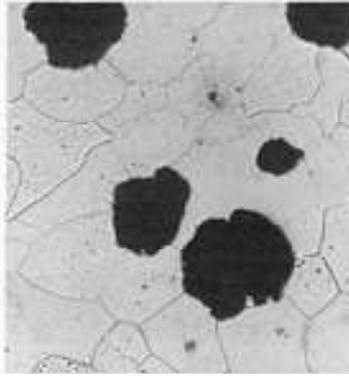


Figura 12. Relevado de esfuerzos obtenidos de un hierro dúctil a diferentes temperaturas y tiempos de permanencia.

### 6.3.2 RECOCIDO

Cuando una máxima ductilidad y buena maquinabilidad son deseadas pero una alta dureza no es requerida, los hierros dúctiles son dados por una ferrita recocida como se muestra en la figura 13. La microestructura es convertida a ferrita y el carbono excedente es depositado en los nódulos existentes [12].



**Figura 13. Microestructura de un hierro dúctil recocido.**

En general, períodos de calentamiento largos, altas temperaturas de recocido y velocidades de enfriamiento muy lentas tienden a favorecer el alcance del equilibrio y máximo efecto de ablandamiento.

El recocido de la fundición incluye un aspecto no presente en el acero. Por un enfriamiento lento, el contenido de carbono de la matriz, el carbono combinado, se reduce a cero de manera que sólo ferrita y grafito quedan remanentes en la microestructura. El Si en la fundición causa precipitación del C que se deposita en el grafito presente.

El recocido, en sus variadas formas, provee un medio controlado de alcanzar el máximo de ablandamiento y maquinabilidad, o un ablandamiento parcial con retención de altos niveles de resistencia [13].

### **6.3.3 NORMALIZADO**

El normalizado de un hierro dúctil va después de un austenitizado, seguido de un enfriamiento al aire pasando por la temperatura crítica, los beneficios de normalizar una fundición de hierro dúctil es descomponer carburos, incrementar dureza y resistencia y producir propiedades más uniformes como se muestra en las figura 14 donde se aprecia las propiedades de un hierro dúctil con diferentes contenidos de cobre y estaño, la figura 15 muestra las propiedades con un normalizado de los mismos hierros aleados con cobre y estaño [14].

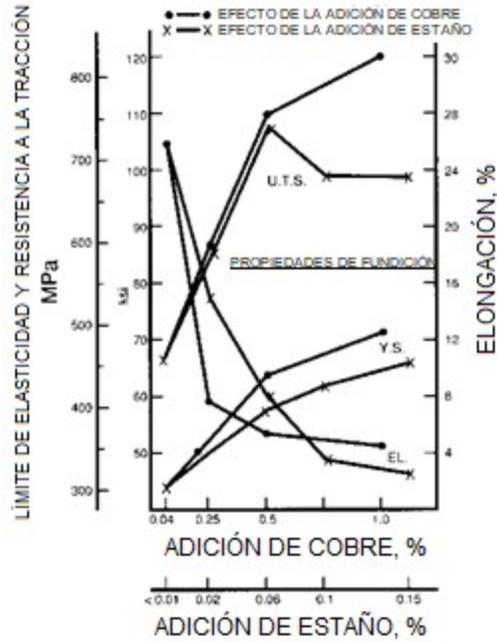


Figura 14. Propiedades mecánicas de un hierro dúctil aleado con Cu y Sn.

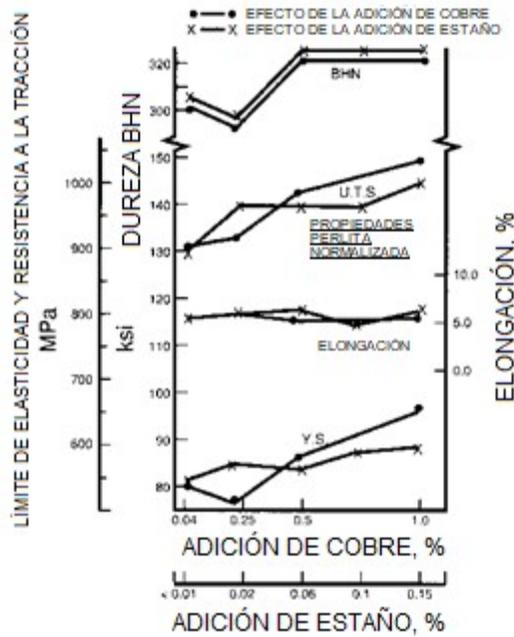
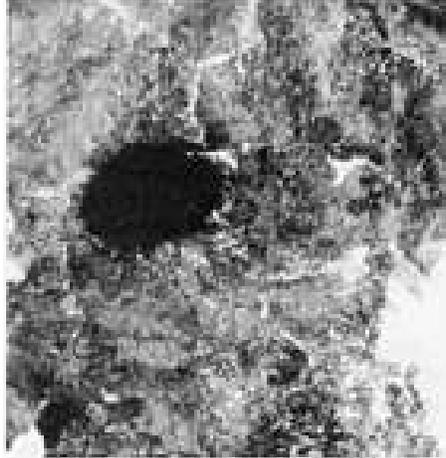


Figura 15. Hierro dúctil aleado con Cu y Sn normalizado.

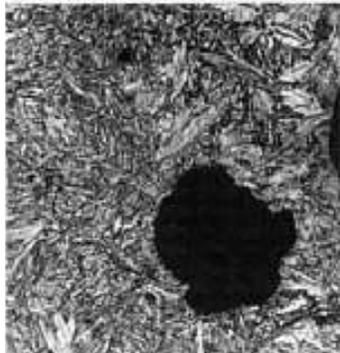
El normalizado generalmente produce una estructura homogénea de perlita como se muestra en la figura 16. La temperatura de normalizado es usualmente entre 870 y 940°C y el tiempo estándar es de una hora por pulgada de sección.



**Figura 16. Microestructura de un hierro dúctil normalizado.**

#### **6.3.4 TEMPLADO**

Dicho tratamiento sirve para mejorar la dureza, consiste en llevar el hierro a una temperatura de austenitización de 845 a 925°C para posteriormente pasar por un rango de enfriamiento muy rápido al pasar la muestra a un líquido o sólido que provoque dicho enfriamiento, normalmente es usado aceite pero el agua o la salmuera también son usados, el resultado microestructural es una fase martensítica como la que se aprecia en la figura 17 que puede variar acorde al agente de enfriamiento usado [12].



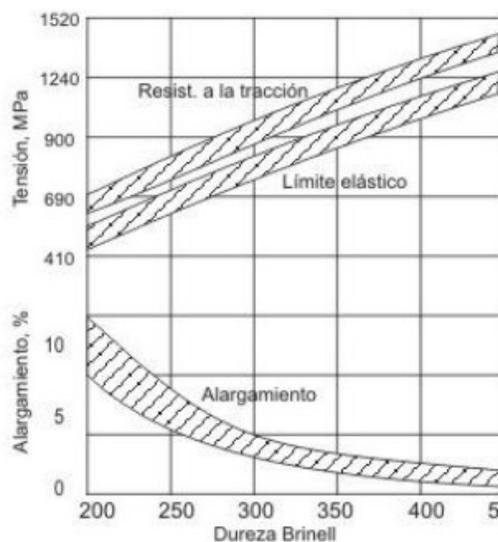
**Figura 17. Microestructura de un hierro dúctil templado.**

La dureza de una martensita adecuadamente templada en diferentes fundiciones puede no ser equivalente, cuando se mide con los ensayos convencionales de Rockwell o Brinell. Los ensayos de microdureza indican valores equivalentes a Rockwell C dentro

de los 60, pero con el método convencional los valores serán menores a causa del grafito en la microestructura.

Las fundiciones nodulares deberían estar en el rango de HRC 53-58. La resistencia al desgaste de las fundiciones con estas durezas supera la de los aceros de alto carbono endurecidos [13].

En la figura 18 se muestran los cambios que sufren las propiedades mecánicas de un hierro dúctil durante el proceso de temple y revenido.



**Figura 18. Relación típica entre las propiedades mecánicas y la dureza en hierros nodulares templados y revenidos.**

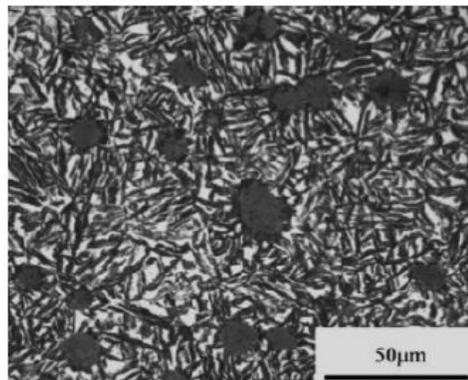
La martensita o los otros constituyentes intermedios se obtienen después de revenido. Los revenidos se suelen dar a temperaturas relativamente altas de 450° a 650°C cuando interesa obtener gran resistencia a la tracción. En cambio cuando lo que interesa principalmente es mejorar la resistencia al desgaste o al rozamiento se emplean temperaturas más bajas de 200°C a 150°C [15].

### 6.3.5 AUSTEMPERIZADO

El austemperizado fue desarrollado por Davenport y Bain en la década de 1930, su producto era una microestructura llamada Bainita en honor a Bain, este tratamiento

involucra una austenitización del material, temple y una transformación isotérmica (austempering) durante un determinado tiempo en la región de bainita.

En la década de 1950 fue desarrollado el hierro nodular el cual posee una matriz muy similar a los aceros, pero el tratamiento térmico de austemperizado fue aplicado a nivel industrial en el hierro nodular hasta 1972 cuando fueron desarrollados sistemas más eficientes para su aplicación, En la década de los 90's fueron desarrollados los estándares de la ASTM para el hierro nodular austemperizado y fue introducido el término ausferrita para denominar la microestructura de la matriz de hierro nodular austemperizado [16] en la figura 19 se aprecia una microestructura típica de un hierro dúctil austemperizado.



**Figura 19. Microestructura de un HDA austenitizado a 910°C durante 120 minutos y austemperizado a 380°C por 60 minutos.**

El proceso de obtención de un hierro dúctil austemperizado es controlado e ilustrado esquemáticamente en la figura 20. El tratamiento térmico está compuesto por dos fases controladas llamadas austenitización y austemperizado [17].

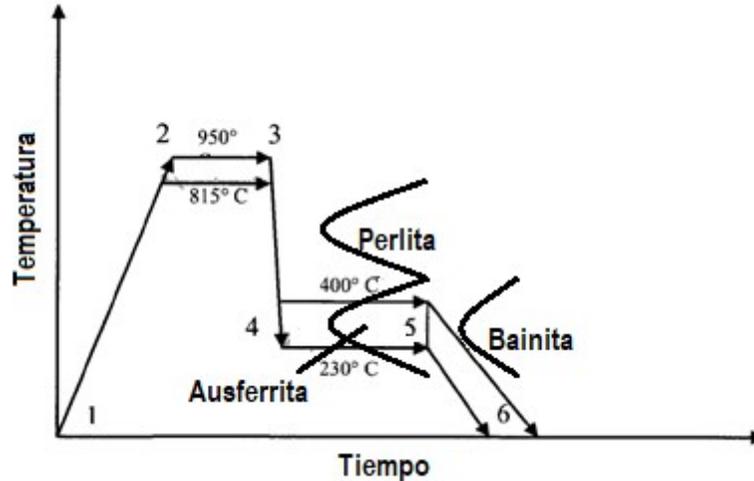


Figura 20. Esquema de proceso del austemperizado.

En la figura 20 se observa como el segmento  $\overline{12}$  representa el calentamiento desde la temperatura 1 hasta la temperatura 2 (temperatura de austenitizado) donde se mantiene la pieza por un tiempo representado por el segmento  $\overline{23}$ . Alcanzada la completo austenitización en el tiempo 3, en este punto comienza el enfriamiento de austemperizado representado por el segmento  $\overline{34}$ , este descenso de la temperatura se mantiene en la temperatura D que trabaja en los rangos de temperatura de 230°C-400°C por un tiempo marcado por el segmento  $\overline{45}$ . El segmento  $\overline{56}$  representa el enfriamiento a temperatura ambiente desde la temperatura de austemperizado.

### 6.3.5.1 AUSTENITIZACIÓN

El tratamiento térmico de austenitización consiste en calentar la aleación dentro de un intervalo de temperatura entre 815-950°C, (conocido como temperatura crítica) con la finalidad de formar estructuras cristalinas homogéneas [18-19].

A estas temperaturas tendremos la disolución de ferrita y perlita para formar la fase austenítica, esto se logra ya que al cambiar la red cristalina del hierro alfa que es cúbica centrada en el cuerpo (BCC) a cúbica centrada en las caras (FCC) hay mayor espacio intersticial para el acomodo de átomos de carbono.

Al llegar a la temperatura de austenitizado es importante mantenerla para disolver carbono proveniente de los nódulos de grafito en austenita, además disolver de manera uniforme elementos aleantes en la matriz austenítica. La temperatura y tiempo de duración del austenitizado es controlado para asegurar la formación del grano austenítico y contenido uniforme del carbono [17].

### 6.3.5.1.1 TEMPERATURA DE AUSTENITIZACIÓN

El austenizado es la primera etapa del ciclo de austemperizado. El austenizado consiste en la nucleación y crecimiento de la austenita en la matriz de la estructura de hierro.

Se toman diferentes consideraciones para tratamientos térmicos en los aceros y en los hierros, en los aceros, el contenido de carbono es de primera importancia para seleccionar la temperatura de austenitización, en los hierros el contenido de silicio es el parámetro más importante.

La figura 21 muestra el efecto del tiempo de austenitización sobre algunas propiedades mecánicas.

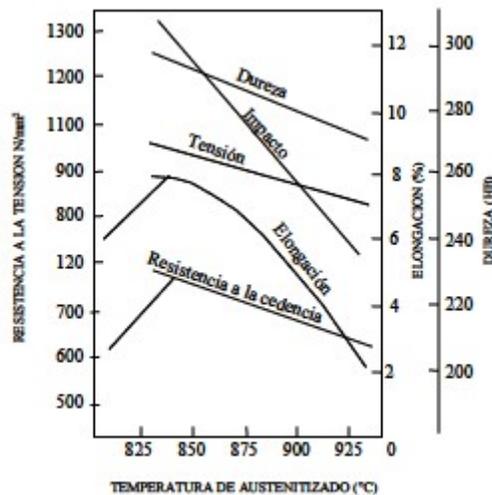


Figura 21. Efectos de la temperatura de austenizado en el hierro dúctil.

En el diagrama de fases ternario Fe-C-2.5%Si de la figura 22 se observa cómo la solubilidad del carbono en la austenita varía desde 0.6% C a 770°C hasta aproximadamente 1.4% C a 1100°C [20,21].

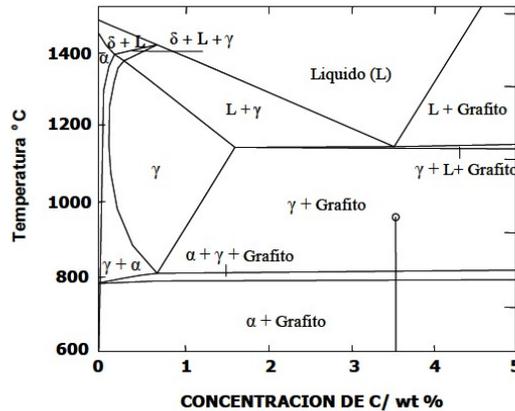


Figura 22. Diagrama de equilibrio Fe-C-2.5%Si.

#### 6.3.5.1.2 TIEMPO DE AUSTENITIZACIÓN

El contenido de carbono en la matriz no está únicamente determinado por la composición química del metal y la temperatura de austenitización, el tiempo es un parámetro importante para obtener homogeneidad [22, 23, 24].

El tiempo de austenitizado es afectado por la microestructura de la matriz y el conteo de nódulos de grafito. Una matriz perlítica es austenitizada rápidamente y desarrollará un contenido de carbono uniforme, porque la perlita contiene una cantidad sustancial de carbono combinado en la forma de cementita. Una estructura ferrítica requiere mayor difusión de carbono desde los nódulos de grafito hasta la matriz, estas grandes distancias de difusión requieren de mayor tiempo.

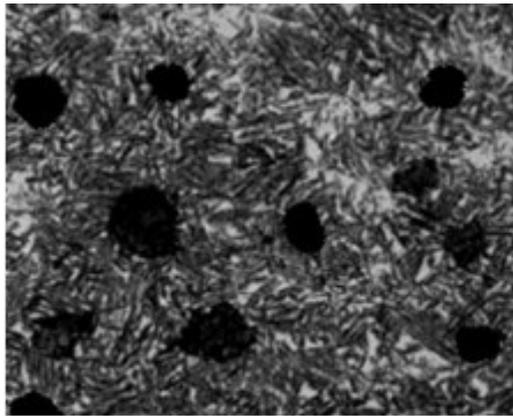
De acuerdo con algunos investigadores [20, 21, 25, 26] tiempos largos de austenitización no tienen ningún beneficio en las propiedades del hierro dúctil austemperizado, por esto una vez alcanzado el contenido de carbono en equilibrio en la austenita, tiempos más largos de austenitización significarán pérdida de energía y mayor gasto en el proceso.

A tiempos y temperaturas de austenitizado notablemente mayores el contenido de austenita incrementa pero su estabilidad disminuye ya que se forman granos equiaxiales de gran tamaño con un alto contenido de carbono y debido a su tamaño y forma es más difícil que estos se enriquezcan en carbono durante el austemperizado, el centro de estos granos permanece bajo el contenido de carbono y tiene a transformarse a martensita durante el enfriamiento [27,28].

### **6.3.5.2 AUSTEMPERIZADO**

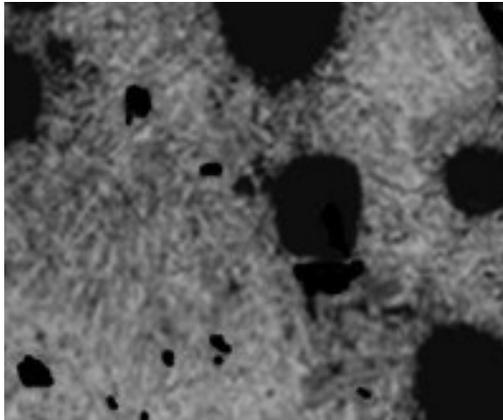
Enfriar desde la temperatura de austenitizado debe ser con una velocidad de enfriamiento rápido para evitar la formación de perlita. Si la perlita es formada, la resistencia, elongación y la tenacidad se verán reducidas.

La temperatura de austemperizado es uno de los puntos críticos que determinarán las propiedades mecánicas de los hierros dúctiles austemperizados. Altas temperaturas de austemperizado (350°C a 400°C) produce un HDA con baja resistencia y dureza pero elevada elongación y tenacidad a la fractura. Altas temperaturas de austemperizado produce matriz de ausferrita gruesa pero en menor fracción ferrítica como se muestra en la figura 23.



**Figura 23. Microestructura de un HDA tratado a 400°C por 90 minutos.**

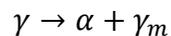
Para producir un HDA con alta resistencia y mejor resistencia al desgaste pero una baja tenacidad y elongación, temperaturas por debajo de 350°C deben ser ocupadas [29] La cual ocasionará la aparición de ferrita acicular fina en mayor volumen, como se muestra en la figura 24 [30].



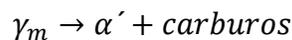
**Figura 24. Microestructura de un HDA tratado a 300°C por 120 minutos.**

Es necesario comprender el proceso de transformación de un hierro dúctil a un HDA durante el tratamiento térmico para establecer los parámetros requeridos para controlar el proceso y obtener las propiedades establecidas durante el austemperizado. La transformación isotérmica, en el intervalo de temperatura del austemperizado se lleva a cabo en dos etapas mostradas en la ecuación 2 y 3 [31]:

**Ecuación 2. Transformación parcial de austenita.**



**Ecuación 3. Descomposición de la austenita metaestable.**



Dónde:

$\gamma$ : Austenita homogénea.

$\gamma_m$ : Austenita metaestable con alto contenido de carbono.

$\alpha$ : Ferrita sobresaturada con carbono.

$\alpha'$ : Ferrita.

$\alpha'$ +carburos: Bainita superior o inferior.

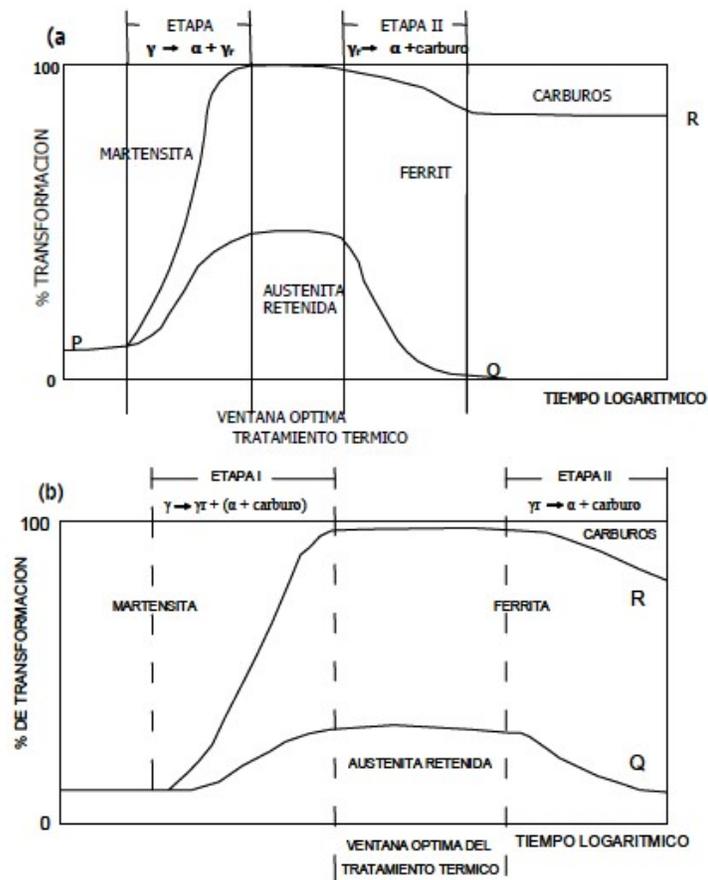
El producto resultante de la etapa I está constituida por una mezcla de ferrita acicular ( $\alpha$ ) y austenita con alto porcentaje de carbono ( $\gamma_m$ ). A esta mezcla actualmente se le designa como ausferrita.

La austenita retenida no es estable cuando es pobre en carbono, (esto es con contenido menores a 1% C), se transforma en martensita al momento en que el hierro

se enfría a temperatura ambiente. Por otro lado, después de largos tiempo de austemperizado, la austenita retenida se transformara en ferrita y carburos de hierro.

La obtención de una microestructura de ausferrita óptima, que es la responsable de proporcionar una combinación de resistencia, ductilidad y tenacidad en un HDA, requiere llevar a su máximo desarrollo a la reacción de la etapa I, limitando lo más posible el desarrollo de la etapa II [10].

En la figura 25 se puede apreciar la transformación esquemática de la reacción de austemperizado a altas temperaturas de austemperizado (330-450°C) y bajas temperaturas de austemperizado (260-330°C) [24].

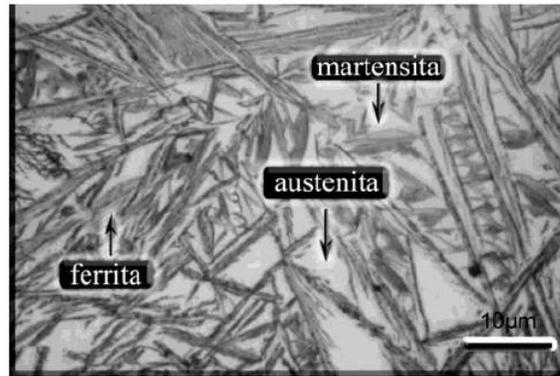


**Figura 25. Transformación esquemática de la reacción de austemperizado a) Altas temperaturas de austemperizado (330-450°C) b) Bajas temperaturas de austemperizado (260-330°C).**

En la figura 25 se observa que existe un intervalo de tiempo entre la reacción de la etapa I y la reacción de la etapa II, a este intervalo se le conoce como “ventana óptima” del austemperizado [32].

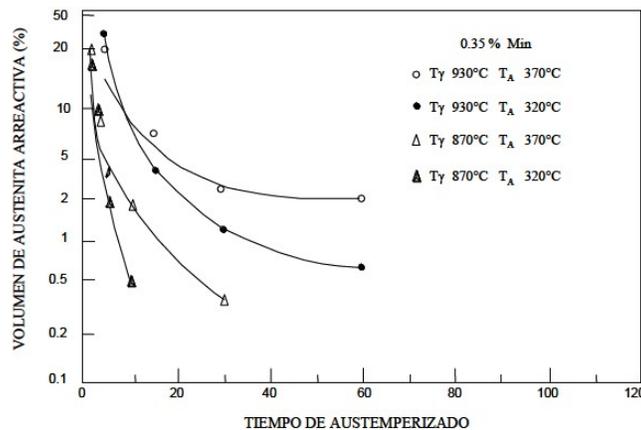
Se ha observado que en las regiones intercelulares, donde existe mayor segregación de los elementos de aleación, la velocidad de la etapa I de la reacción es menor, este

retraso, ocasiona que con tiempos muy cortos de austemperizado, no se permita una suficiente estabilización del carbono en la austenita [33] En estas regiones se forman lagunas de austenita marginalmente estable al enfriar a temperatura ambiente, se transforman parcial o totalmente en martensita [34] como se muestra en la figura 26.



**Figura 26. Microestructura típica de un HDA mostrando la estructura de ausferrita con la presencia de algunas agujas de martensita.**

Muchos nombres se han utilizado para describir estas lagunas de austenita marginalmente estable, como son: austenita arreactiva o áreas sin transformación en la figura 27 se muestra el efecto del tiempo de austemperizado contra el volumen de austenita arreactiva [7].



**Figura 27. Efecto del tiempo de austemperizado contra el volumen de ausferrita arreactiva.**

### 6.3.5.3 VENTANA ÓPTIMA DEL PROCESO

Al periodo de tiempo en el que no ocurre transformación de la austenita rica en carbono en ferrita y carburos, se le conoce como ventana óptima del austemperizado. De manera esquemática es el intervalo de tiempo en el que el volumen de austenita retenida rica en carbono alcanza un máximo y el contenido de austenita arreactiva o martensita sea menor a 1% de volumen, esto es de suma importancia ya que en este punto se obtiene propiedades mecánicas óptimas, de manera particular la ductilidad.

El tamaño de la ventana óptima del proceso, depende de los elementos aleantes, tiempo y temperatura de austenitización y de austemperizado, en la figura 28 se aprecia el comportamiento de la ventana de proceso acorde a los parámetros que afectan su comportamiento.

La ventana del proceso es determinada por algunos autores utilizando diferentes métodos de caracterización de materiales tal como la difracción de Rayos X.

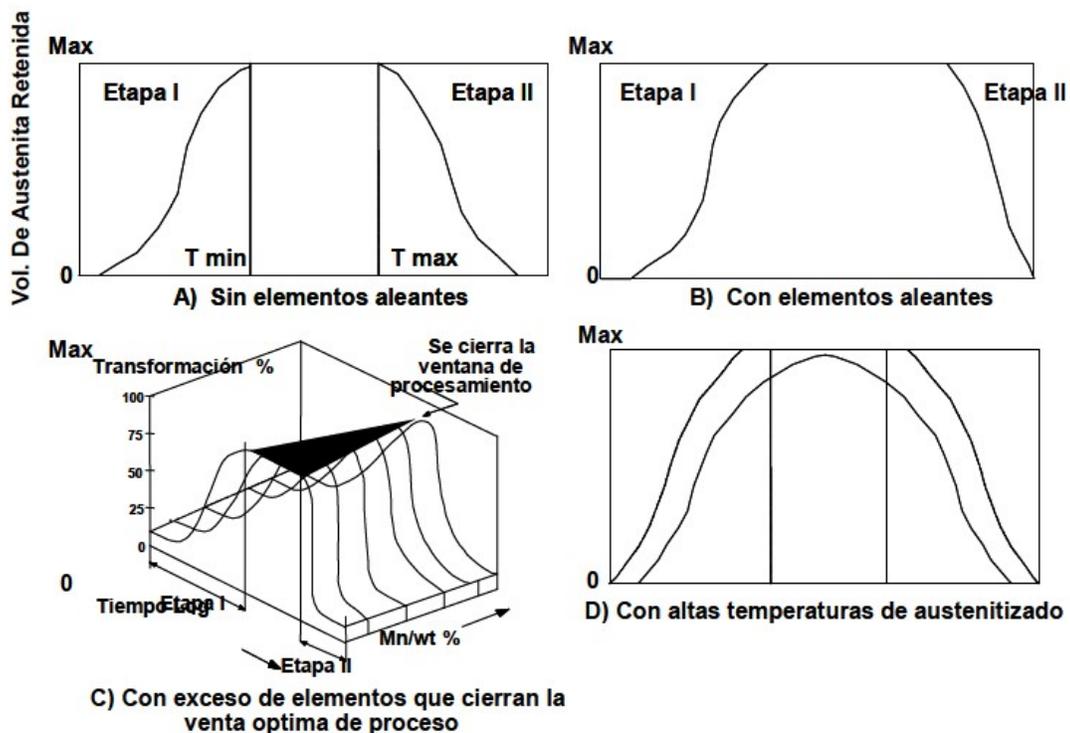


Figura 28. Volúmenes de austenita retenida contra tiempo de austemperizado.

#### **6.3.5.4 ELEMENTOS DE ALEACIÓN**

Los elementos de aleación tienen gran impacto en las propiedades mecánicas, microestructura y en los valores críticos del proceso, solo se debe ocupar la mínima cantidad requerida de lo contrario puede aumentar los costos de producción y desbalancear la calidad del hierro dúctil austemperizado. Los elementos más usados en los hierros dúctiles austemperizados se enlistan en la siguiente tabla:

##### **Molibdeno**

Molibdeno es el elemento que mayor efecto tienen en incrementar la austemperabilidad y la templabilidad de los hierros dúctiles. Es necesario agregarlo en secciones de gran espesor pero no debe superar el 0.3% de peso debido a su segregación los límites de grano eutéctico durante la solidificación lo que provocará una matriz inadecuada para el austemperizado. De igual forma es un creador de carburos [35-36].

##### **Manganeso**

Manganeso puede ser benéfico y dañino como elemento aleante. Incrementa la templabilidad, pero durante la solidificación segrega en los límites de grano donde forma carburos lo que retrasa la reacción de austemperizado. Es necesario mantener los niveles de manganeso menor a 0.3% [29].

##### **Níquel**

Níquel es un elemento que incrementa la austemperabilidad, al igual que es estabilizador de la austenita y reduce la temperatura de austenitizado. Segrega en el grano eutéctico cerca de los nódulos de grafito durante la solidificación. De igual forma inhibe la formación de carburos [37].

##### **Cobre**

Este elemento promueve la formación de perlita y este efecto es más fuerte que cualquier otro elemento aleante. [38]. Una matriz perlítica incrementa los sitios de nucleación austenítica durante la austenitización y provocará un decrecimiento en el tiempo del tratamiento térmico de austenitizado esto debido a que la nucleación de la

austenita en los límites de ferrita/cementita es más fácil que en la interface ferrita/grafito y una matriz perlítica fina acorta la distancia de difusión [37].

### Silicio

El silicio es el elemento más importante de un HDA y su efecto en la difusión del carbono es más fuerte que cualquier otro elemento. Es un estabilizador de la fase ferrítica y su solubilidad en la ferrita conduce a una mejora de la resistencia y dureza del material pero reduce la ductilidad [39]. Es un formador de grafito y retarda la aparición de carburos. Finalmente al tener un alto contenido de silicio ofrecerá una mejor nodularidad y conteo de nódulos en el hierro dúctil [40].

### Aluminio

Es un elemento ligero con buena resistencia a la oxidación y esa propiedad se observan en los HDA's [41]. De igual forma la presencia de este elemento provoca una formación irregular de nódulos de grafito y porosidad. La adición de aluminio priva el grado de la estructura de ojo de buey para dar paso a una mayor fracción de la matriz perlítica.

### Cromo

Cromo es un elemento que promueve la resistencia a la corrosión. Es un estabilizador de ferrita para y se disuelve en la matriz ferrítica lo que permitirá una mejora en la resistencia y dureza. Es un formador de carburos y segrega en los límites de granos eutécticos durante la solidificación.

Este elemento aumenta la velocidad de la primer fase de reacción por lo tanto la ventana del proceso se presenta de manera temprana. También causa que la segunda fase de reacción comience de manera anticipada [42].

Un estudio [43] revela que para un 0.2% de Cr en un HDA a una temperatura de austemperizado de 350°C la ventana del proceso es de 180 a 200 minutos, al incrementar el Cr a 0.4% la ventana de proceso fue de 60-120 minutos para que finalmente con un peso e 0.6% el rango de la ventana de proceso fue de 15-60 minutos.

## Boro

Este elemento segrega alrededor de los nódulos de grafito. Es un inhibidor de la nodularidad, al igual que es un formador de carburos y los hace estables. También se ha demostrado [44] que la transformación a ausferrita es casi completada después de 5 a 10 minutos.

## Vanadio

Este elemento incrementa la perlita en hierros dúctiles y remueve la cantidad de nódulos y la nodularidad del grafito. Además incrementa la resistencia y la dureza del hierro dúctil. Es un formador de carburos en especial con porcentajes mayores de 0.15%. No hay documentación que evidencie la cinética del austemperizado pero si hay efecto en las propiedades mecánicas [45-46].

## Estaño

El estaño es usado en un rango de 0.025% a 0.1% del peso total en la colada es un estimulante de la fase perlítica [47].

## Cobalto

Se ha mostrado [48] que el cobalto acelera la primer fase de la reacción en el tratamiento de austemperizado y tiene un efecto mínimos en la segunda fase. Consecuentemente la ventana del proceso se inicia rápidamente. Esto puede ser de utilidad en secciones con grosor amplio.

## Titanio

El titanio incrementa el contenido de perlita en los hierros dúctiles. Tiene una tendencia de incrementar el grafito en forma de hojuela en lugar de forma nodular. Tiene una habilidad grafitizadora arriba de 0.25% y antes de eso tiene una tendencia a formar carburos y destruir la modularidad del grafito [49].

Acorde a todos los efectos que pueden ocasionar los diferentes elementos en la tabla número 7 se aprecian las composiciones químicas recomendadas para un hierro dúctil austemperizado.

**Tabla 7. Composiciones químicas recomendadas para un HDA [37].**

<b>ELEMENTO</b>	<b>RANGO RECOMENDADO (PESO EN %)</b>
<b>C</b>	3.4-3.7
<b>Si</b>	2.5-3.2
<b>Mo</b>	Máx. 0.3
<b>Mn</b>	Máx. 0.3
<b>Ni</b>	Máx. 2
<b>Cu</b>	Máx. 0.8
<b>Sn</b>	Máx. 0.02
<b>P</b>	Máx. 0.03
<b>S</b>	Máx. 0.03
<b>Cr</b>	Máx. 0.1
<b>Ti</b>	Máx. 0.04
<b>V</b>	Máx. 0.1
<b>Al</b>	Máx. 0.5
<b>B</b>	Máx. 0.002
<b>Pb</b>	Máx. 0.002

#### **6.4 ESTADO DEL ARTE**

La producción de hierros dúctiles austemperizados consiste en someter un hierro dúctil a dos tratamientos térmicos el primero de ellos un austenitizado que consiste en llevar la matriz microestructural a una fase de austenita, Sheikh, M.H. [29] estudió el efecto de la temperatura de austenitizado con un rango de 850°C a 925°C, revelando que a los que la resistencia a la tensión tuvo un incremento a los 900°C pero tuvo un decrecimiento a los 925°C.

Posteriormente se aplicó un enfriamiento isotérmicamente a un tiempo y a una temperatura que varía en rangos y, por ejemplo Sinjanin y Smallman [50] trabajaron con un hierro dúctil sin elementos aleantes, el cual se trató con diferentes tiempos de 1 hora, 2 horas y 3 horas con temperaturas de 250°C, 300°C y 350°C respectivamente microestructuralmente tuvieron una matriz de austenita con una baja morfología de bainita ferrítica, los resultados mostraron que los tratamientos con parámetros de operación de 350°C a 2 horas y a 300°C por 1 hora y 2 horas tuvieron una formación en la transición de carburos en las plaquetas de la bainita ferrítica, caso contrario a Diez, Fernández, Ordoñez, Mondelo y Fraga. [51] ya que ellos modificaron los tiempos de austemperizado a un rango de temperatura de 310°C y 370°C aumentando por 20°C el límite superior de temperatura en comparación con Sinjanin y Smallman, en cuestión de tiempo este experimento fue por intervalos de tiempo de 30 minutos y 1 hora, las sales aplicadas para dicho tratamiento fueron de nitrato de sodio y de nitrato de potasio, en la interpretación de resultados se encontró que entre mayor número de nódulos por milímetro cuadrado implica una reducción en el tamaño de nódulos de grafito, lo cual mejora la resistencia del material y caso contrario entre mayor sea el volumen que ocupen los nódulos, esto provocará un decrecimiento de las propiedades mecánicas del material, finalmente Camacho [52] se enfocó en estudiar el efecto del tiempo y la temperatura en la formación de ausferrita y la disolución de carburos, para esto ocupó dos temperaturas la primera a 290°C y la segunda a 350°C los tiempos para ambas temperaturas fue de 1 minuto a 40 minutos, como resultados se encontró que en el primer evento térmico a un tiempo de 20 a 30 minutos la fase ausferrítica empezó a presentarse incrementando la dureza final del material, de igual forma la cantidad de carburos pasó de 11.52% a 8.11%; para el segundo evento térmico la transformación ausferrítica completa se dio entre los 10 y 20 minutos para finalmente tener un decrecimiento de carburos de 12.94% a un 8.64%

De igual forma varias investigaciones se han enfocado en estudiar el efecto de los elementos aleantes con respecto a las propiedades mecánicas del material, los elementos más estudiados son el Molibdeno, Vanadio, Cobre, Cromo y Níquel; González, y Hallen [53] evaluaron el efecto del Cu-Mo y el Ni-Mo aleados en un hierro dúctil en propiedades mecánicas de tensión, impacto y fatiga, fueron austemperizados a

315°C y 370°C, los resultados mostraron que se obtuvo una mayor resistencia a la fatiga con la primera temperatura, aunque la energía de impacto mediante la prueba Charpy fue mucho mayor a la temperatura de 370°C finalmente los hierros nodulares con Cu-Mo demostraron tener una resistencia a la fatiga mayor a los aleados con Ni-Mo.

Sheikh [29] se enfocó en estudiar el efecto agregando Cobre y Níquel, primeramente se adiciono Cobre a 0.5%, 1% y 1.5% de su composición química, se encontró que con el incremento de cobre la resistencia a la tensión incremento continuamente. Para la segunda aleación a la cual se le adiciono níquel en adición de 1%, 2% y 3% de su composición química, la resistencia a la tensión aumento en relación con el porcentaje de níquel que contenía el hierro dúctil. Para el último caso se repitió el patrón de Cobre y níquel se encontró un aumento en la resistencia a la tensión con el aumento de la adición de lantano que fue de 0.006%, 0.02% y 0.03%. Cano [54] trabajó tres tipos de hierros dúctiles, el primero aleado con Níquel, el segundo con molibdeno y el último sin alear, las tres probetas fabricadas de los hierros ya mencionados se sometieron a un tratamiento térmico de austenitizado 950°C en un lapso de 2 horas, para posteriormente tratarse térmicamente a un austemperizado a 350°C durante 30 y 60 minutos. Para todas las pruebas se encontró una fase de ausferrita, aumentando su cantidad en el tratamiento de austemperizado a 60 minutos, en cuanto a la evaluación de propiedades mecánicas se obtuvieron las más altas en el mismo tratamiento de austemperizado a 60 minutos con valores promedio de resistencia a la tensión de 1463.33 MPa, una dureza de 379 en escala Brinell y una elongación de 7.48%, en comparación para el HDA sin alear en 30 minutos de austemperizado que obtuvo valores de 1094.01 MPa de resistencia a la tensión, una dureza de 381.06 en escala Brinell y una elongación de 5.77%.

Guerra [7] se enfocó en la adición de Boro y su repercusión en la ventana óptima de procesamiento y de resistencia al desgaste para dicho estudio se utilizaron tres composiciones en relación con el boro de 0%, 60 ppm y 120 ppm, la adición de boro promovió un incremento en el volumen de nódulos de grafito, posterior al tratamiento de austemperizado se analizó una transformación más rápida de igual forma disminuyó el

volumen de austenita retenida y de igual forma una disminución en la dureza del material con el incremento de boro. Por último Colín [55] evaluó dos hierros dúctiles el primero aleado con níquel y el segundo sin alear en tres placas de distinto espesor partiendo de 2/6 in, 3/6 in y 6/6 in, todas las probetas se trataron térmicamente mediante un austemperizado a 285°C durante 70 minutos, se obtuvieron las microestructuras correspondientes y se determinó que la elevada cantidad de nódulos propicia un incremento de la cantidad de austenita de alto contenido. Las mejores propiedades mecánicas se obtuvieron en el espesor de 2/6 in obteniendo: 387 HB de dureza, 814 MPa de resistencia a la tensión y 1.23% de elongación. Las propiedades mecánicas más bajas se obtuvieron en la probeta de 6/6 in (Dureza de 378 HB, resistencia a la tensión de 776 MPa, elongación de 0.59%) esta misma probeta presento menos cantidad de nódulos.

Para casos más recientes y apegados a los elementos aleantes que se trabajarán (cromo y vanadio), Castelán [56] evaluó las propiedades en dureza, tensión y tenacidad así mismo como las características microestructurales del material partiendo con aleaciones de hierro dúctil con cromo, vanadio y sin alear, a los mismos se les trato térmicamente con los procesos de austenitizado de 900°C y 950°C durante 3 horas y posteriormente un austemperizado con temperaturas de 260°C y 300°C con tiempos de 60, 90 y 120 minutos con baño de sales de nitrato de sodio y de potasio. Propiciando una cantidad alta de ausferrita y de mayor cantidad de densidad de nódulos con la adición de Cr y V, en el caso de la aleación con V se obtuvo las propiedades mecánicas más elevadas: esto es de durezas 55 HRC y 46 HRC y resistencia máxima a la tensión de 908 MPa y 952 MPa. Demostraron que los HDA aleados con V obtuvieron mejores propiedades que los aleados con Cr y los que no estaban aleados; de igual forma Colin, Cruz, Reyes, Téllez y Magaña [57] estudiaron la microestructura y propiedades mecánicas de un hierro dúctil aleado con Vanadio al 0.2% y 0.3% de su composición química, las microestructuras fueron estudiadas en tres zonas (parte superior, parte media y parte inferior) por un microscopio óptico, dando como resultado una distribución homogénea de grafito esferoidal con alta modularidad para el caso de ambas aleaciones. El alto rango de enfriamiento de las piezas provocaron una alta cantidad de nódulos de menor tamaño en la superficie de las piezas, caso contrario fue encontrado

en la parte media de la pieza donde hay un incremento en la concentración de carburos provocando unos valores de alta micro-dureza en esta región. De igual forma se encontró que los valores de resistencia a la tensión aumentaron conforme la cantidad de Vanadio incremento.

Para finalizar se tiene que analizar efectos externos a los que se tienen en los tratamientos térmicos de austemperizado y austenitizado en esto caso son dos los agentes nodulizantes e inoculantes ocupados en la fabricación de hierro dúctil, para este caso Manzano [58] se enfocó en el efecto de dos agentes nodulizantes y dos inoculantes comerciales sobre la densidad de nódulos en piezas de diferente espesor, las piezas se caracterizaron mediante pruebas para la determinación de su metalografía, análisis químico y propiedades mecánicas, como resultado se observo que los agentes inoculantes con pequeñas cantidades de Bario y nodulizantes que contienen Calcio permiten un mayor conteo nodular y una distribución uniforme de tamaños de nódulos , lo que provoca un incremento en la ductilidad pero no presento una mejora en la resistencia a la tensión.

El presente trabajo pretende desarrollar el efecto de los elementos aleantes como lo son el cromo y vanadio en la ventana de proceso, si existe alguna modificación en cuestión de los tiempos de austemperizado así mismo la repercusión que se tiene en las propiedades mecánicas del hierro dúctil austemperizado.

## 7. DESARROLLO EXPERIMENTAL

El desarrollo experimental consta de varios procesos que permiten conocer la evolución de las características mecánicas y microestructurales de las piezas, de igual forma dentro de este desarrollo experimental se usaron técnicas de caracterización.

Las actividades que se realizaron en este proyecto de investigación se presentan en la figura 29.

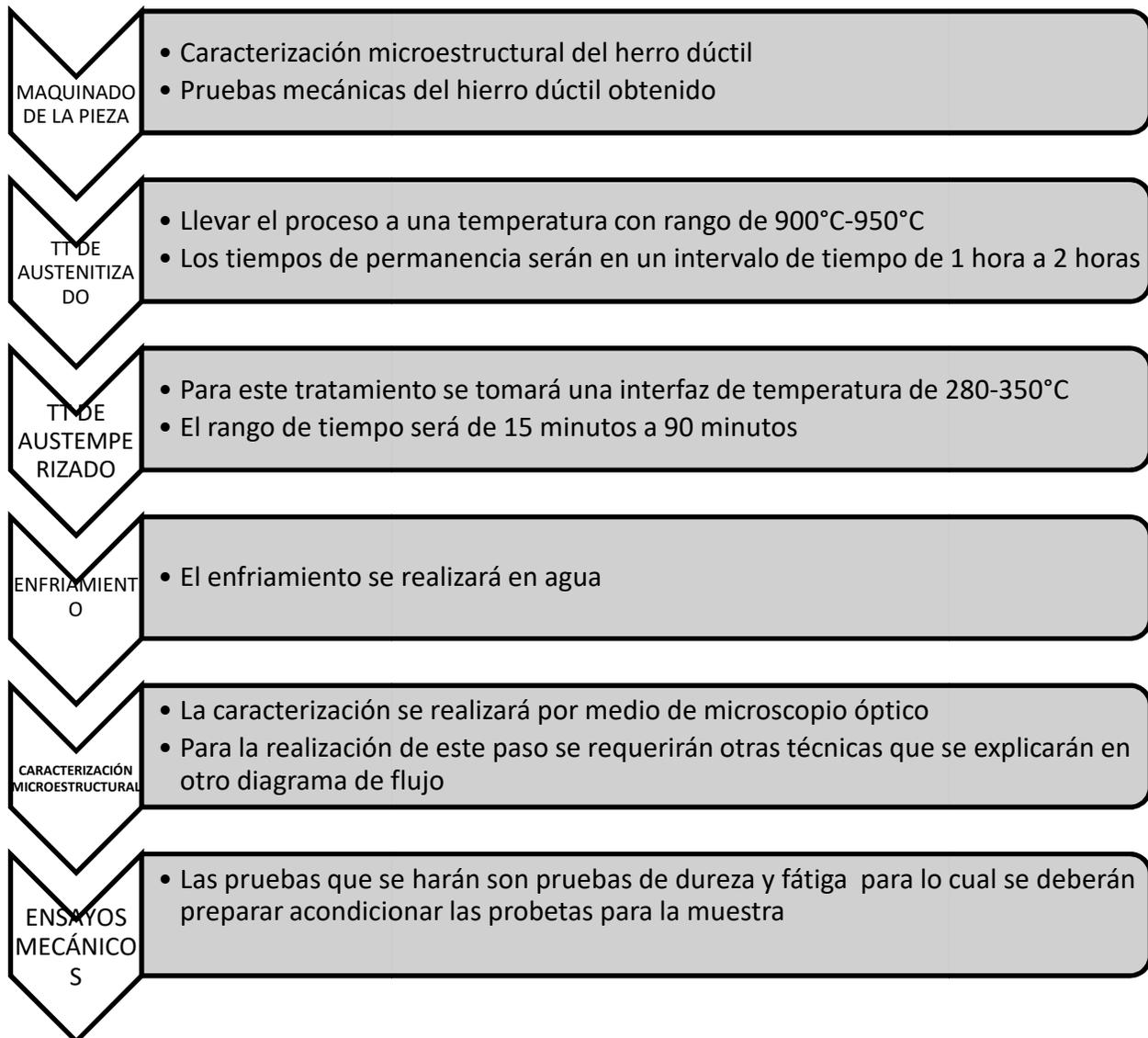


Figura 29. Actividades experimentales.

Los reactivos utilizados en el desarrollo experimental y algunos datos técnicos se presentan en la tabla 8

**Tabla 8. Reactivos utilizados.**

<b>NOMBRE</b>	<b>FÓRMULA QUÍMICA</b>
Ácido nítrico	HNO <sub>3</sub>
Etanol	C <sub>2</sub> H <sub>5</sub> OH
Metanol	CH <sub>3</sub> OH
Persulfato de amonio	(NH <sub>4</sub> ) <sub>2</sub> S <sub>2</sub> O <sub>4</sub>
Agua destilada	H <sub>2</sub> O
Alúmina	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Nitrato de Sodio	NaNO <sub>3</sub>
Nitrato de Potasio	KNO <sub>3</sub>

Para el desarrollo experimental del presente proyecto de investigación se va a ocupar un árbol de levas con la siguiente composición química la cual fue determinada en un equipo de espectroscopia de emisión óptica marca OBLF. Los resultados se enlistan en la tabla 9.

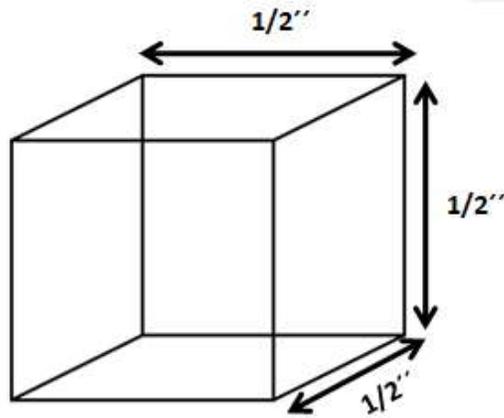
**Tabla 9. Composición química del hierro dúctil a trabajar.**

<b>COMPOSICIÓN QUÍMICA (%)</b>									
<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Mg</b>	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>	<b>V</b>	
<b>3.58</b>	2.49	0.9	0.016	0.012	0.04	0.11	0.45	0.2	

## 7.1 MODELOS

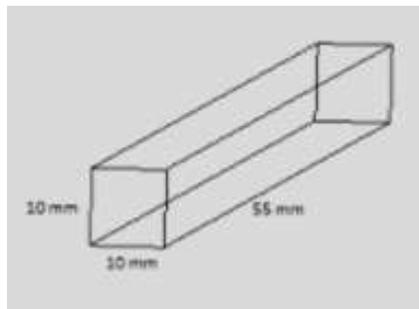
Dicha colada de hierro dúctil tendrá que tener una probeta con dimensiones específicas para poder realizar los ensayos mecánicos correspondientes.

Para las pruebas de desgaste se requerirá el siguiente maquinado que satisface la norma ASTM G132, la cual se observa en la figura 30.



**Figura 30. Probeta para pruebas de desgaste G132.**

Por último para las pruebas de impacto se requiere una tercera probeta con las medidas que se aprecian en la figura 31 que cumplen las especificaciones de la norma ASTM E23.



**Figura 31. Probeta para pruebas de impacto bajo la norma ASTM E23.**

## **7.2 EQUIPOS**

### **7.2.1 MICROSCOPIO METALGRÁFICO**

Se empleó un microscopio óptico Nikon H550L como el de la figura 32. Para la captura de micrografías de diversas zonas representativas y a diferentes aumentos para la caracterización de las fases componentes del material.



**Figura 32. Microscopio óptico Nikon H550L.**

### **7.2.2 DURÓMETRO**

Para el ensayo de dureza se llevó a cabo en una máquina universal marca Bühler con un indentador de diamante aplicando una fuerza de 150 kgf, se obtendrá como resultado una dureza Rockwell B, el equipo se muestra en la figura 33.



**Figura 33. Durómetro Rockwell.**

### 7.2.3 MÁQUINA DE IMPACTO CHARPY

Para este experimento se ocupó en una máquina de impacto Charpy mostrada en la figura 34, en la cual para evaluar la tenacidad se maquinaron probetas acorde a la norma ASTM E23.

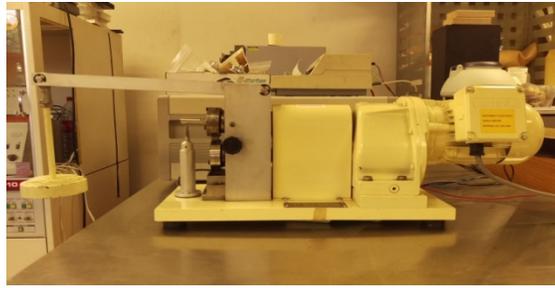


**Figura 34. Máquina de impacto Charpy.**

### 7.2.4 MÁQUINA PARA EVALUAR DESGASTE

Para esta prueba se usó una máquina de desgaste marca TE 53SLIM Multi-Purpose friction and wear tester mostrada en la figura 35, la probeta se ensaya bajo las normas ASTM G132 y se aprecia en la figura 30.

El equipo trabaja a un rango de velocidad de 30 a 850 rpm y en un intervalo de carga de 42 a 750 N, el anillo ocupado para la aplicación de desgaste es un acero con dureza de 65 HRC de 60 mm de diámetro.



**Figura 35. Máquina de desgaste.**

### **7.2.5 DIFRACTÓMETRO DE RAYOS X**

El estudio de caracterización de difracción de rayos X se llevó a cabo en un equipo marca Inel modelo equinox 2000 mostrado en la figura 36, el cual aplica detección simultánea en el rango de 2 theta en un intervalo de 0-110°, aplicando una radiación monocromática de Co K $\alpha$  a un voltaje de 220 V.



**Figura 36. Difractómetro de rayos X.**

### **7.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS**

Para el primer tratamiento térmico que será de austenitizado se requiere llevar la muestra a un rango de temperatura de 900-950°C por un lapso de tiempo de 1 a 3 horas para lograr una temperatura isotérmica en la muestra dicho tratamiento se realizará en un horno FD 1500 Barnstead Thermolyne de la figura 37.



**Figura 37. Mufla para austenitizado.**

En esta etapa, microestructuralmente se pasa de una matriz ferrítico-perlítica con nódulos de grafito a una fase de austenita completamente homogénea los cual logramos superando la temperatura de austenitización del material que inicia a los 721.63° acorde al algoritmo de Hougardy:

**Ecuación 4. Temperatura de austenitización acorde Hougardy.**

$$A_{c_1} = 721 + 29 * (\%Si) + 15 * (\%Cr) - 15 * (\%Mn) - 10 * (\%Ni) - 3 * (\%V)$$

Para tener un porcentaje mayor de austenita que es la fase que se puede transformar y disolver carbono se aumenta la temperatura en un rango de 900°-950° para tener un porcentaje de austenita primaria cercana al 50%, en la tabla 10 se muestra como varía el porcentaje de fases con el aumento de la temperatura de austenitización.

**Tabla 10. Porcentaje de fases a diferentes temperaturas de austenitización.**

TEMPERATURA	% DE CARBONO	AUSTENITA	LEDEBURITA	AUST. SEC	GRAFITO
730	0.80	37.38	62.62	43.53	56.47
755	0.88	38.50	61.50	42.75	57.25
780	0.96	39.69	60.31	41.93	58.07
805	1.03	40.95	59.05	41.05	58.95
830	1.11	42.30	57.70	40.11	59.89
855	1.19	43.73	56.27	39.12	60.88
880	1.27	45.27	54.73	38.05	61.95
905	1.35	46.92	53.08	36.90	63.10
930	1.43	48.70	51.30	35.67	64.33

<b>955</b>	1.50	50.61	49.39	34.33	65.67
<b>980</b>	1.58	52.68	47.32	32.90	67.10
<b>1005</b>	1.66	54.93	45.07	31.33	68.67
<b>1030</b>	1.74	57.38	42.62	29.63	70.37
<b>1055</b>	1.82	60.05	39.95	27.77	72.23
<b>1080</b>	1.90	62.99	37.01	25.73	74.27
<b>1105</b>	1.98	66.23	33.77	23.47	76.53
<b>1130</b>	2.05	69.82	30.18	20.98	79.02
<b>1148</b>	2.11	72.66	27.34	19.00	81.00

Las condiciones del horno debieron tener una atmósfera cerrada, es decir no se tendrá interacción de un gas con el horno, por lo que se puede deducir que la atmósfera será autogenerada.

Para el segundo tratamiento térmico se usará un horno de resistencia eléctrica el cual se observa en la figura 38, las condiciones que fueron llevadas las muestras fueron a una temperatura de  $285 \pm 10^\circ$  durante un intervalo de tiempo de 15-90 minutos, esto mientras la muestra se encuentra inmersa en un baño de sales fundidas las cuales serán de nitrato de sodio y nitrato de potasio, en una relación 50-50, por lo cual las condiciones de este proceso cambian en comparación del anterior.



**Figura 38. Horno de resistencias para austemperizado.**

Microestructuralmente la matriz austenítica que se obtuvo del austenitizado se transformará a una fase de ausferrita mediante el tratamiento térmico de

austemperizado para obtener una combinación de fases de ferrita con alto contenido de carbono y austenita retenida conservando los nódulos de grafito.

## **7.4 CARACTERIZACIÓN**

En el presente apartado se detallan las condiciones de caracterización microestructural y mecánicas de los hierros dúctiles y los hierros dúctiles austemperizados fabricados.

### **7.4.1 ESTUDIO METALGRÁFICO**

Se llevó a cabo la metalografía convencional, para el desbaste de las piezas se utilizó con papel abrasivo de grano 50 hasta 2000. Acto seguido, se realiza el pulido de las muestras con una solución de alúmina. Para el ataque metalográfico se usaron dos soluciones la primera de nital al 4% para revelar las fases presentes del material, para revelar carburos se usa una solución de persulfato de amonio ( $10\%(\text{NH}_4)_2\text{S}_2\text{O}_8 - 90\% \text{H}_2\text{O}$ ).

#### **7.4.1.1 MICROSCOPIA ÓPTICA**

Mediante esta técnica es posible observar la microestructura presentes en las muestras a analizar. Se tomaron diferentes micrografías en zonas estratégicas y representativas de las muestras y a diferentes aumentos desde 5x hasta 100x empleando un microscopio óptico.

#### **7.4.1.2 ANÁLISIS CUANTITATIVO**

Para la metalografía cuantitativa se usa el software Image J, con las micrografías tomadas del microscopio metalográfico, se realiza un análisis cuantitativo de fases, modularidad, conteo nodular, porcentaje de nódulos y carburos.

#### **7.4.1.3 DIFRACCIÓN DE RAYOS X**

Las fases microestructurales fueron analizadas mediante difracción de rayos X marca Inel modelo equinox 200 como se muestra en la figura 38, se aplica una radiación monocromática  $\text{Co K}\alpha$ , la cual aplica una detección simultánea en rango de  $2\theta$  para un intervalo de  $0$  a  $110^\circ$ , el tiempo de permanencia es de 30 minutos.

### **7.4.2 CARACTERIZACIÓN MECÁNICA**

Se determinan las propiedades mecánicas de dureza en escala Rockwell B (HBR), tenacidad y resistencia a la tensión toda bajo las normas ASTM E8, ASTM E23 y ASTM G132.

#### **7.4.2.1 ENSAYO DE DUREZA**

Los ensayos de dureza se realizaron en un durómetro universal marca, la cual se aprecia en la figura 33. Se trabaja en escala Rockwell C con un indentador de diamante al que se le aplica una fuerza de 150 kgf, se realizaron un total de 15 indentaciones por muestra en diversas zonas para obtener una media para cada probeta.

#### **7.4.2.2 ENSAYO DE DESGASTE**

La resistencia al desgaste es una propiedad que está ligada con la dureza del material en cuestión [59], en el caso del hierro dúctil austemperizado ocurre un fenómeno interesante. La presencia de austenita retenida rica en carbono tiene un notable efecto sobre la resistencia al desgaste.

El ensayo de desgaste se realizó en una máquina de laboratorio al que se le aplica una velocidad de 200 rpm y una carga de 49.05 N deslizándose sobre un anillo de acero con dureza 65 HRC de 60 mm de diámetro, las muestras del ensayo se analizan y mide la huella provocada a los 3000 metros.

#### **7.4.2.3 ENSAYO DE IMPACTO**

Esta prueba se realizó en una máquina de impacto Charpy mostrada en la figura 34, en la cual para cuantificar la tenacidad se maquinaron probetas que cumplieran la especificación de la norma ASTM E23, sin entalle, tal como se aprecia en la figura 31.

## 8. RESULTADOS

### 8.1 COMPOSICIÓN QUÍMICA DEL HIERRO DÚCTIL

La composición del hierro dúctil trabajado se muestra en la tabla 11, la cual cumple los estándares aplicados a la producción de hierro dúctil.

Tabla 11. Composición química del hierro dúctil.

COMPOSICIÓN QUÍMICA (%)									
C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	Cr	V	
3.58	2.49	0.9	0.016	0.012	0.04	0.11	0.45	0.2	

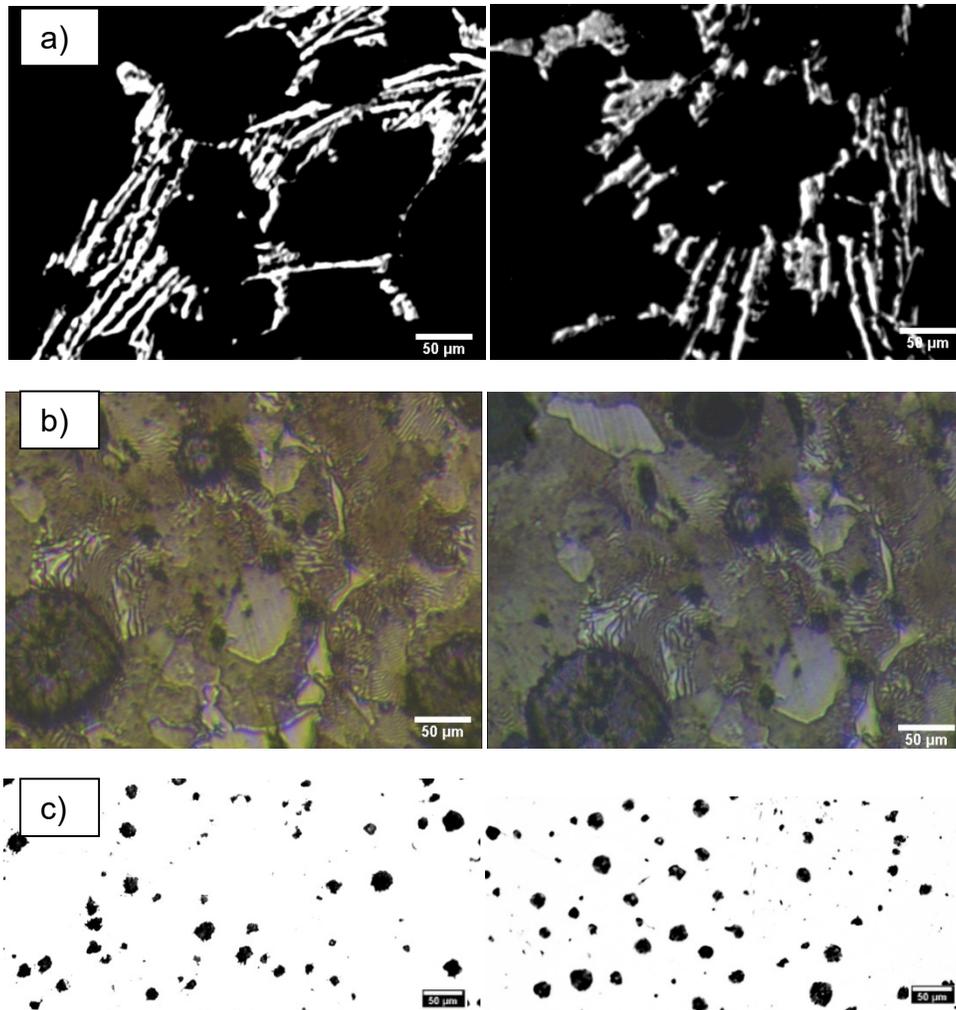
Para el cálculo del carbono equivalente del hierro dúctil se ocupó la ecuación 1 [61], el hierro dúctil tiene un carbono equivalente (CE) de 4.41, el cual corresponde a un hierro dúctil hipoeutéctico.

### 8.2 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL

Se llevó a cabo desbaste con lijas, las cuales van de un tamaño de grano de 50, 100, 150, 200, 300, 500, 600, 1000, 1500 y 2000, posteriormente se pulen las muestras con alúmina de  $0.20 \mu\text{m}$ , con fines del estudio de nódulos, nodularidad, tamaño de nódulo se observa la muestra sin ataque metalográfico; para el ataque metalográfico se empleó nital al 2, 4 y 5% para el revelado de fases de austenita, ferrita y perlita, además de persulfato de amonio al 10% calentado a una temperatura de  $80^\circ\text{C}$  para el revelado de las fases de carburos.

#### 8.2.1 HIERRO DÚCTIL

En la figura 39 se observan las microestructuras del hierro dúctil, atacada con diferentes reactivos para revelar las fases constituyentes del hierro dúctil tales como los carburos, ferrita, perlita y los nódulos, en la tabla 11 se observan los valores cuantitativos de la microestructura.



**Figura 39. Microestructuras de hierro dúctil a) Atacada con persulfato de amonio para revelar fases de carburos b) Atacada con nital al 4% para revelar fases de ferrita, perlita, carburos eutécticos c) Pulida para revelar nódulos.**

En la figura 40 se observa el difractograma del hierro dúctil, el cual se relaciona con lo visto en la microestructura presencia de las fases de perlita, ferrita y de carburos de hierro mejor conocida como “cementita” esto se debe a la alta presencia de carbono, relacionando con el diagrama hierro carbono coincide al estar en la zona de los carburos hipoeutécticos.

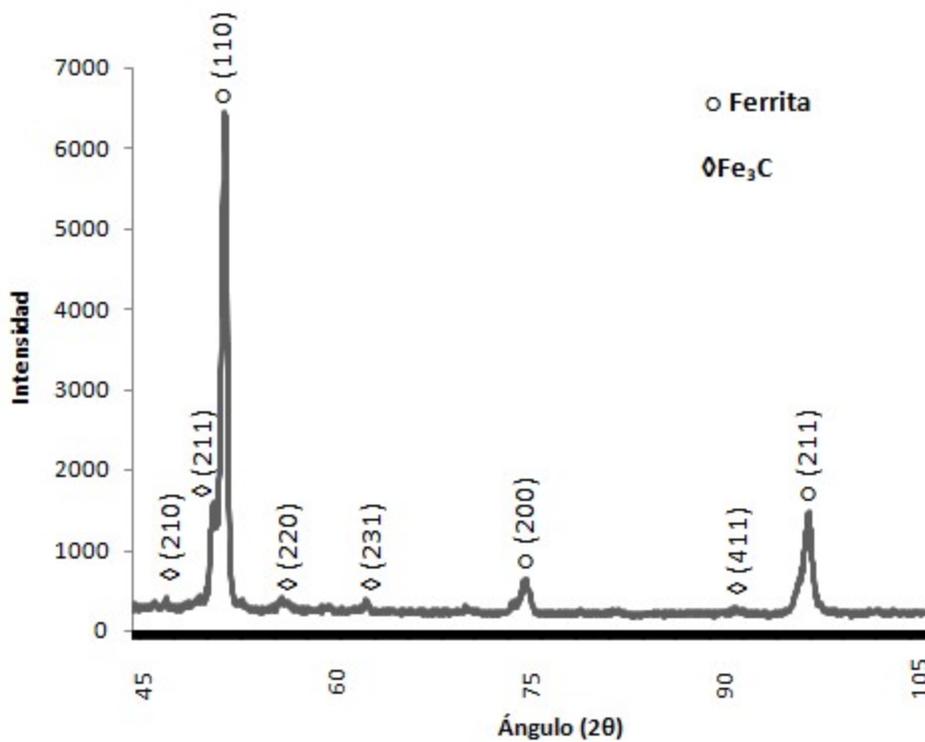


Figura 40. Difractograma del hierro dúctil.

En la tabla 12 se puede observar las fases presentes en el hierro dúctil con sus respectivos porcentajes, la fase predominante es la perlita acompañada de ferrita con presencia de nódulos de grafito y altas cantidades de carburos; en el hierro dúctil se genera la fase austenítica, siguiendo el diagrama hierro carbono se observa que son hierros dúctiles hipoeutécticos, la siguiente fase que se desarrolla son los nódulos de grafito al disminuir la temperatura se propicia la descomposición de la austenita en ferrita y carburos de hierro.

Tabla 12. Datos cuantitativos de fases presentes en hierro dúctil.

HIERRO DÚCTIL	
Fases	Porcentaje
Ferrita	29.62
Perlita	53.63
Carburos	10.16
Nódulos	6.59

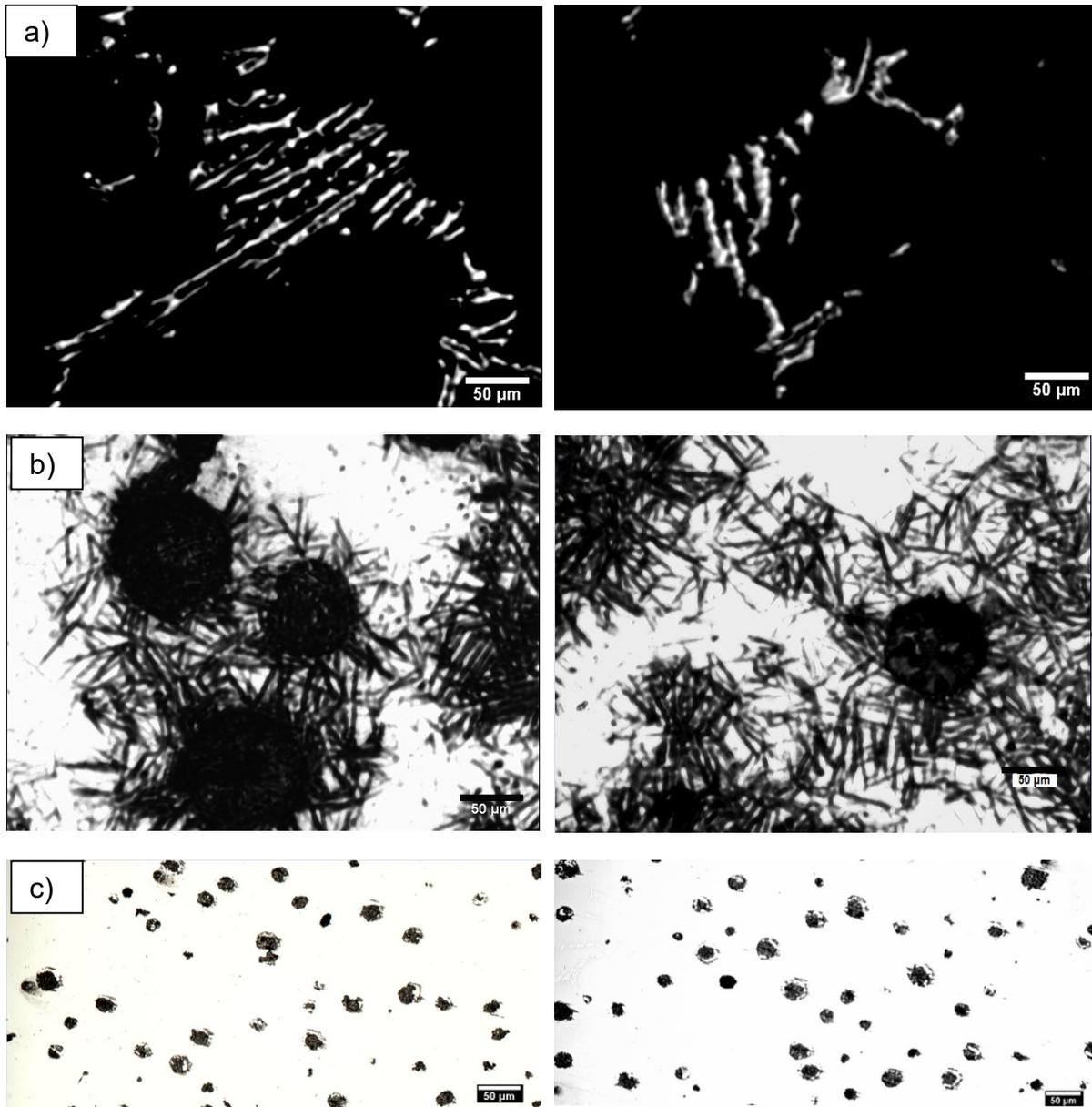
En relación a las características nodulares del material se observa que en el hierro dúctil la mayor cantidad conteo nodular que el resto de las piezas trabajadas pero el menor diámetro nodular esto se debe a la difusión del carbono que tiene el carbono al momento del tratamiento térmico de austemperizado a mayores tiempos de tratamiento se propicia el crecimiento y difusión del carbono en la tabla 13 se observa los datos de los nódulos de grafito en el hierro dúctil.

Tabla 13. Datos cuantitativos de nódulos presentes en hierro dúctil.

HIERRO DÚCTIL	
Datos	Valor
Conteo nodular (nódulos/mm <sup>2</sup> )	218
Tamaño promedio de nódulo (µm)	37.34
Nodularidad (%)	74.39

### 8.2.2 TRATAMIENTO A 15 MINUTOS

El primer tratamiento térmico de austemperizado se realiza a una temperatura de  $283.25 \pm 8^\circ\text{C}$  con una duración de 15 minutos, el producto de este proceso de modificación de fase es la descomposición de la fase austenítica en ferrita acicular, alterando así mismo las fases nodulares y de carburos, los cuales se pueden observar en la tabla 15; en la figura 41 se exponen las fases integrantes del hierro dúctil austemperizado a 15 minutos de tratamiento térmico.



**Figura 41. Microestructuras de HDA a 15 minutos de tratamiento a) Atacada con persulfato de amonio b) Atacada con nital 4% c) Condiciones de pulido.**

En la tabla 14 se divulgan las fases presentes en el HDA a 15 minutos con los respectivos porcentajes de cada uno, se observa que la fase constituyente que predomina es la austenita acaparando un 51% del total las fases con menor presencia son los carburos y los nódulos de grafito.

**Tabla 14. Datos cuantitativos de fases presentes en el HDA a 15 minutos.**

<b>15 MINUTOS</b>	
<b>Fases</b>	<b>Porcentaje</b>
<b>Austenita</b>	51.05
<b>Ausferrita</b>	40.12
<b>Carburos</b>	4.07
<b>Nódulos</b>	4.76

En función de las características nodulares con el presente tratamiento térmico se observa un aumento en el tamaño de nódulo en comparación con el hierro nodular, así mismo se muestra un déficit en el conteo nodular de 85 nódulos/ mm<sup>2</sup> lo cual se debe al inicio de la transformación de fases por el tratamiento térmico, los datos nodulares e observan en la tabla 14.

**Tabla 15. Datos cuantitativos de nódulos del HDA 15 minutos.**

<b>HIERRO DÚCTIL</b>	
<b>Datos</b>	<b>Valor</b>
<b>Conteo nodular (nódulos/mm<sup>2</sup>)</b>	133
<b>Tamaño promedio de nódulo (µm)</b>	46.66
<b>Nodularidad</b>	57.12

### **8.2.3 TRATAMIENTO A 30 MINUTOS**

El siguiente tiempo trabajado son 30 minutos de tratamiento térmico bajo el mismo parámetro de temperatura, a este tiempo se observa un ligero decrecimiento de la fase austenítica propiciando la formación de ferrita acicular en la figura 42 se observan los microconstituyentes del material del HDA a 30 minutos; para verificar los cambios en los constituyentes que va teniendo el HDA en la tabla 16, se exponen los respectivos porcentajes de cada fase presente en este material.

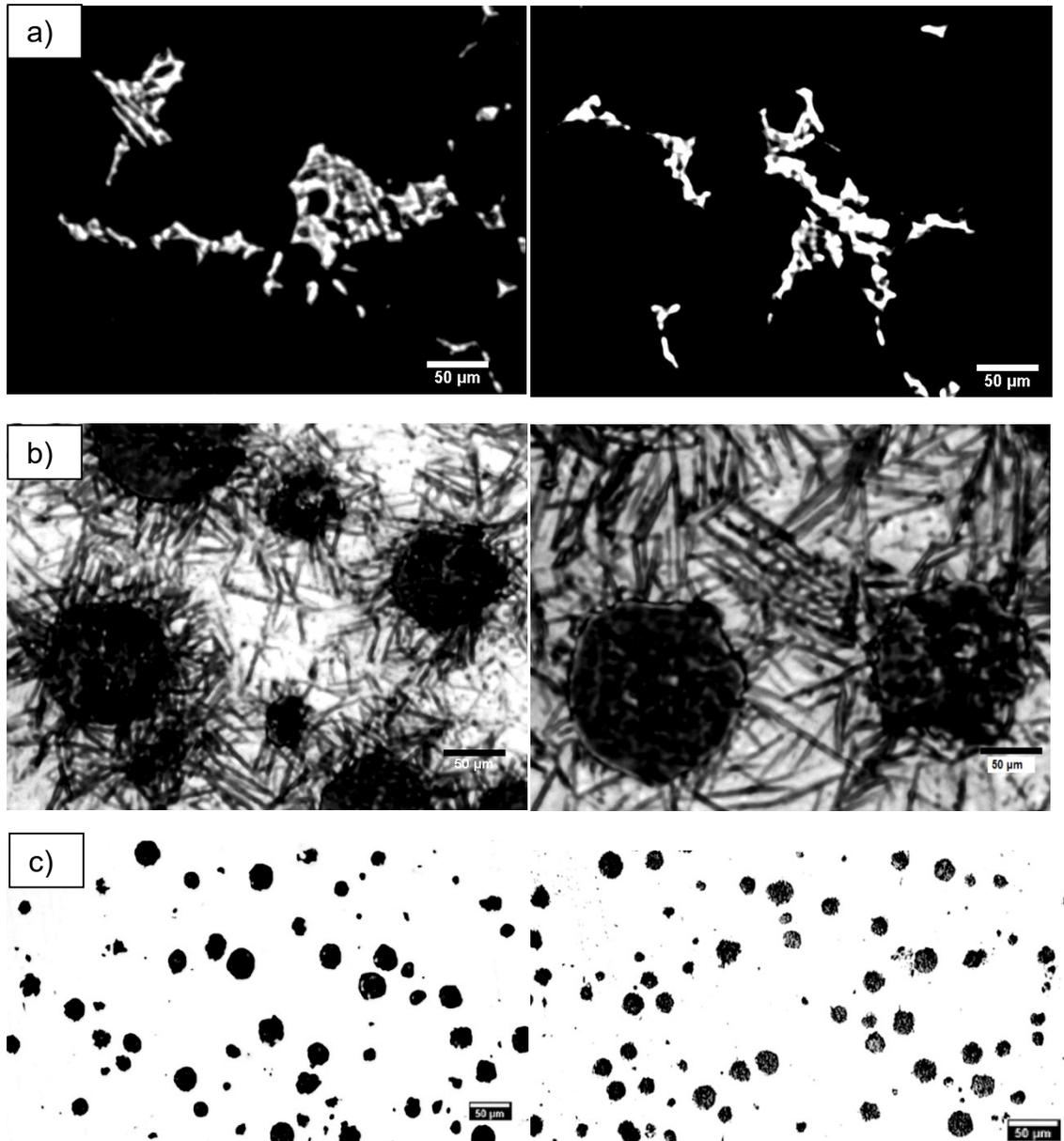


Figura 42. Microestructuras del HDA a 30 minutos a) Ataque con persulfato de amonio b) Ataque con nital 4% c) Condiciones de pulido.

Tabla 16. Datos cuantitativos del HDA a 30 minutos de tratamiento.

30 MINUTOS	
Fases	Porcentaje
Austenita	44.10
Ausferrita	45.59
Carburos	4.48
Nódulos	5.83

En el respectivo análisis de los nódulos en el presente tiempo no se observa cambio significativo en el tamaño nodular mismo caso del conteo nodular se mantiene sin cambio significativos en comparación con el pasado tratamiento térmico de austemperizado con 15 minutos de procedimiento, en la tabla 17 se observan los respectivos datos nodulares.

**Tabla 17. Datos cuantitativos de nódulos del HDA 30 minutos.**

<b>HIERRO DÚCTIL</b>	
<b>Datos</b>	<b>Valor</b>
<b>Conteo nodular (nódulos/mm<sup>2</sup>)</b>	135
<b>Tamaño promedio de nódulo (µm)</b>	47.90
<b>Nodularidad (%)</b>	56.98

#### **8.2.4 TRATAMIENTO A 60 MINUTOS**

A una hora de tratamiento térmico del HDA se observa un amplio rango de modificación de la fase de austenita a ferrita acicular, sin un cambio significativo de carburos y de nódulos en la figura 43 se añaden las microestructuras presentes en el HDA a 60 minutos de tratamiento; para conceptualizar el cambio producido en las fases del HDA a 60 minutos en la tabla 18 se añaden los porcentajes de cada fase, en cuestión de las características nodulares se observa la misma tendencia en función de los tiempos de tratamiento anteriores, los datos nodulares del actual tratamiento térmico se muestran en la tabla 19.

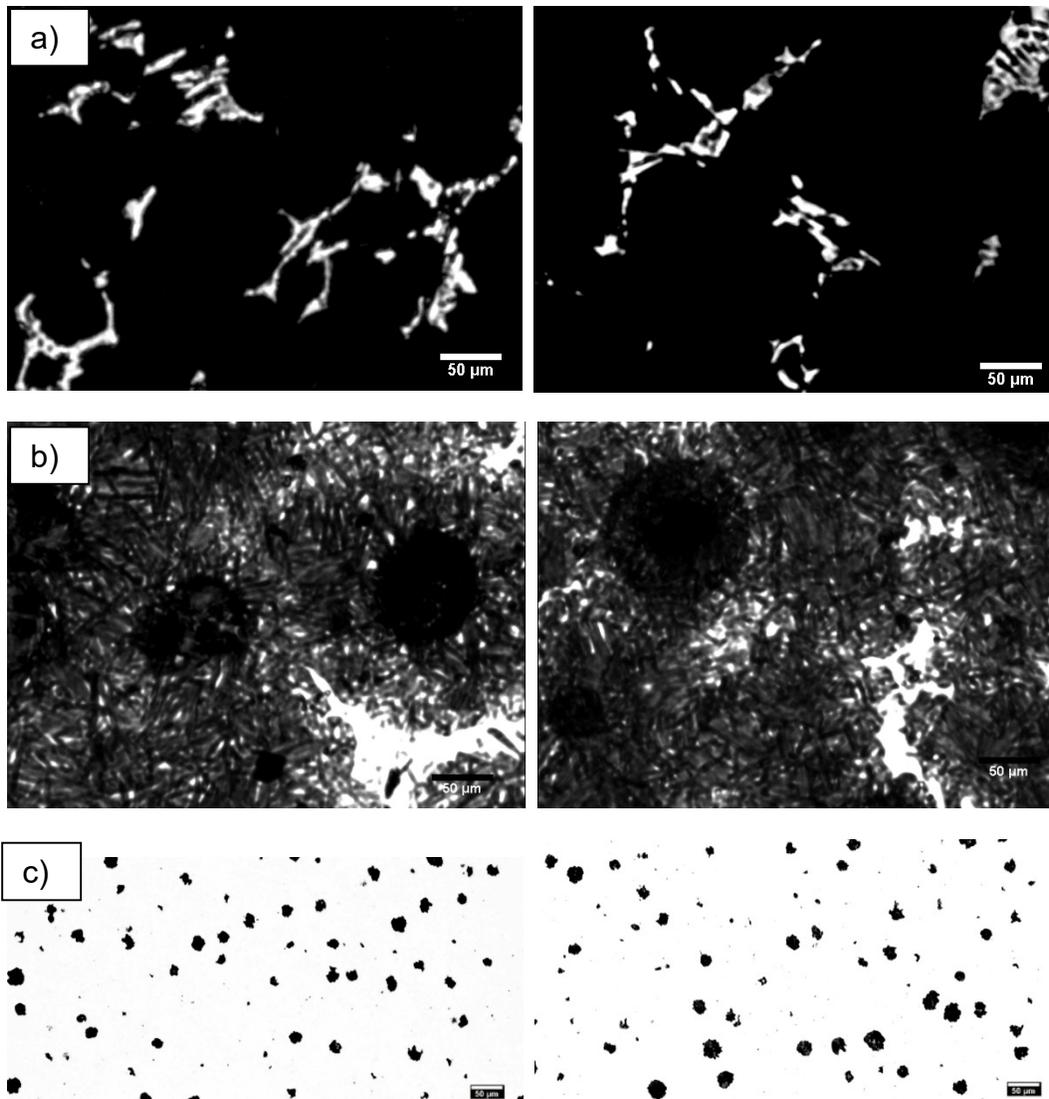


Figura 43. Microestructuras del HDA a 60 minutos a) Ataque con persulfato de amonio b) Ataque con nital 4% c) Condiciones de pulido.

Tabla 18. Datos cuantitativos del HDA a 60 minutos.

<b>60 MINUTOS</b>	
Fases	Porcentaje
<b>Austenita</b>	27.23
<b>Ausferrita</b>	63.42
<b>Carburos</b>	4.70
<b>Nódulos</b>	4.65

Tabla 19. Datos cuantitativos de nódulos del HDA 60 minutos.

<b>HIERRO DÚCTIL</b>	
<b>Datos</b>	<b>Valor</b>
<b>Conteo nodular (nódulos/mm<sup>2</sup>)</b>	133
<b>Tamaño promedio de nódulo (μm)</b>	48
<b>Nodularidad (%)</b>	56.98

### **8.2.5 TRATAMIENTO A 90 MINUTOS**

El último tiempo del tratamiento térmico fue a 90 minutos en el cual ya no se observa una variación marcada de fases con respecto al tiempo anterior, por lo que se observa que la cinética de reacción va en decrecimiento, en respecto a la presencia de fases se posee los mismos constituyentes tales como ferrita acicular, carburos, austenita y nódulos de grafito, en la figura 44 se exponen las microestructura del HDA a 90 minutos con los diferentes reactivos de ataque para la revelación de fases y en la tabla 20 los porcentajes presentes de cada fase, en la tabla 21 se perciben los datos nodulares del tratamiento térmico a 90 minutos en los cuales se observan los mismos valores en el conteo nodular y tamaño de nódulo con el pasado tratamiento térmico, lo que concluye que el tratamiento térmico no tiene afectación en el conteo nodular y la nodularidad.

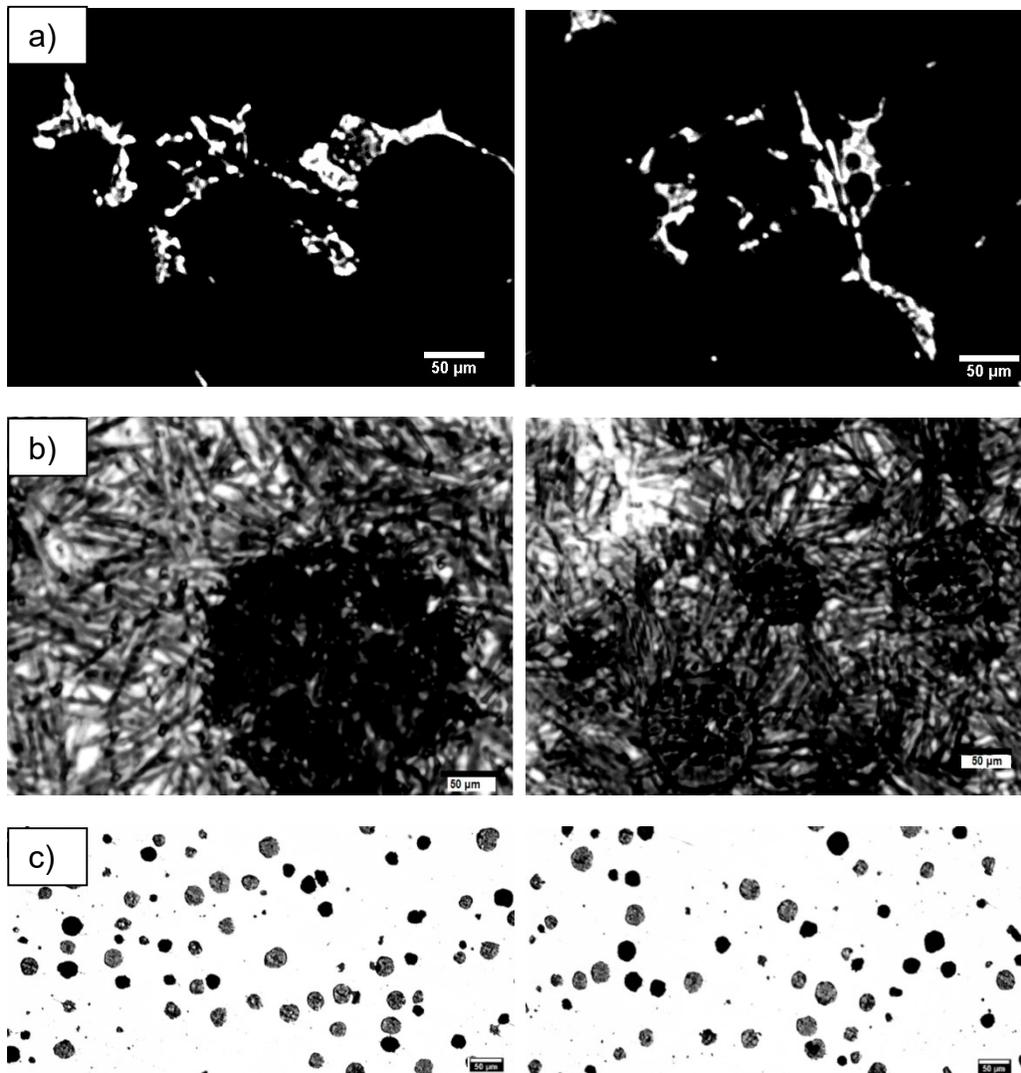


Figura 44. Microestructuras HDA a 90 minutos a) Ataque con persulfato de amonio b) Ataque con nital 4% c) Condiciones de pulido.

Tabla 20. Datos cuantitativos HDA a 90 minutos.

<b>90 MINUTOS</b>	
<b>Fases</b>	<b>Porcentaje</b>
<b>Austenita</b>	24.14
<b>Ausferrita</b>	65.67
<b>Carbuos</b>	4.62
<b>Nódulos</b>	5.57

Tabla 21. Datos cuantitativos de nódulos HDA a 90 minutos.

<b>HIERRO DÚCTIL</b>	
Datos	Valor
Conteo nodular (nódulos/mm <sup>2</sup> )	136
Tamaño promedio de nódulo (μm)	47.40
Nodularidad (%)	56.80

### 8.3 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Para la identificación de las fases microconstituyentes presentes en los hierros dúctiles austemperizados se recurrió a la técnica de caracterización de difracción de rayos X para cada tiempo, en las figuras 45, 46, 47, 48 se muestran los difractogramas los cuales muestran la presencia de ferrita y austenita con alto contenido de carbono, no se puede diferenciar la existencia de martensita ya que los picos de difracción coinciden con los de ferrita y austenita.

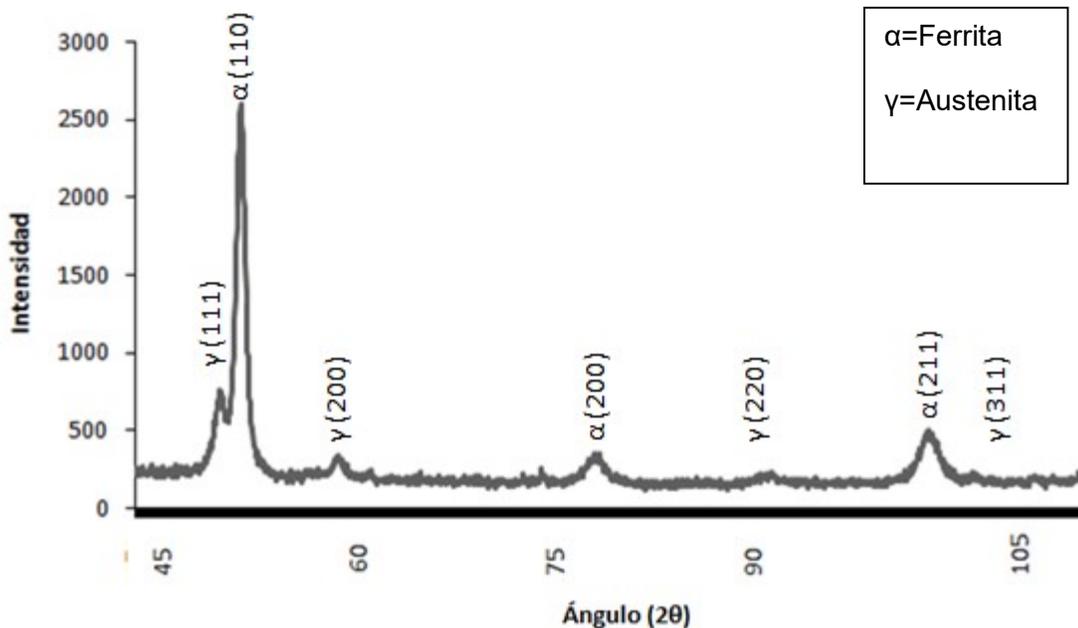


Figura 45. Difractograma de HDA a 15 minutos de tratamiento térmico.

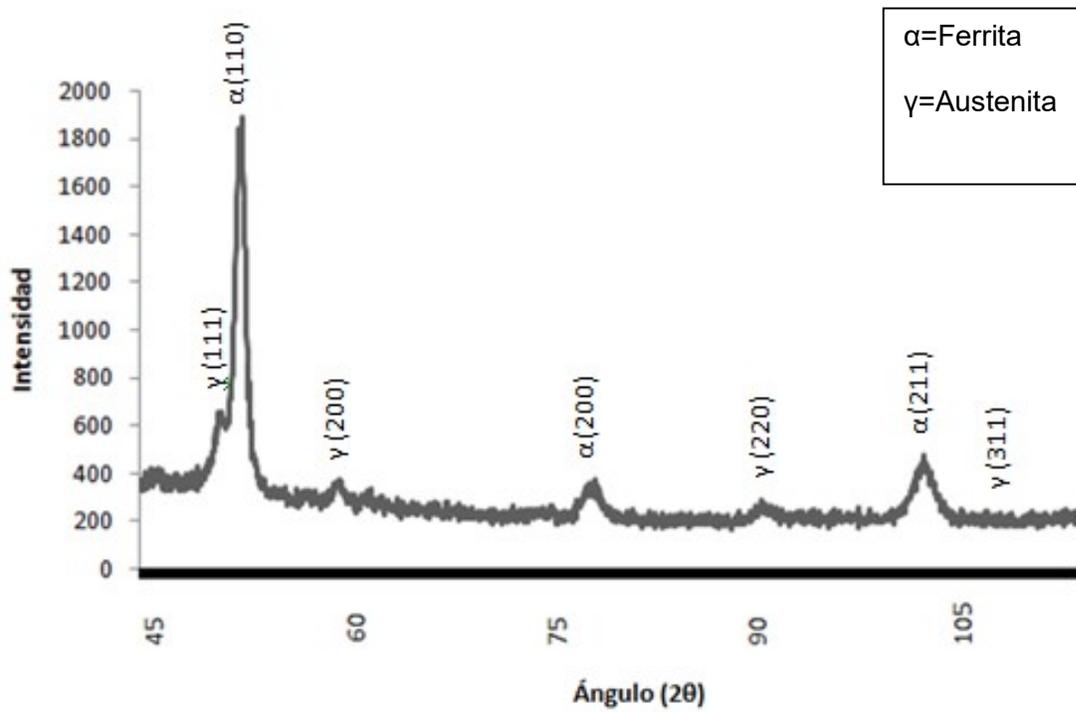


Figura 46. Difractograma de HDA a 30 minutos de tratamiento térmico.

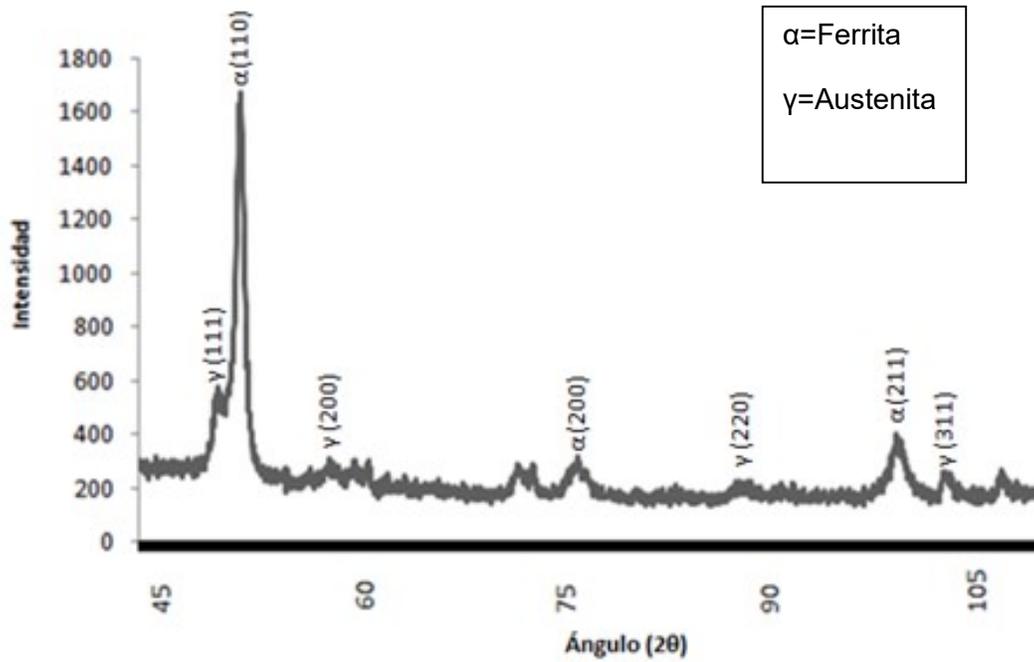


Figura 47. Difractograma de HDA a 60 minutos de tratamiento térmico.

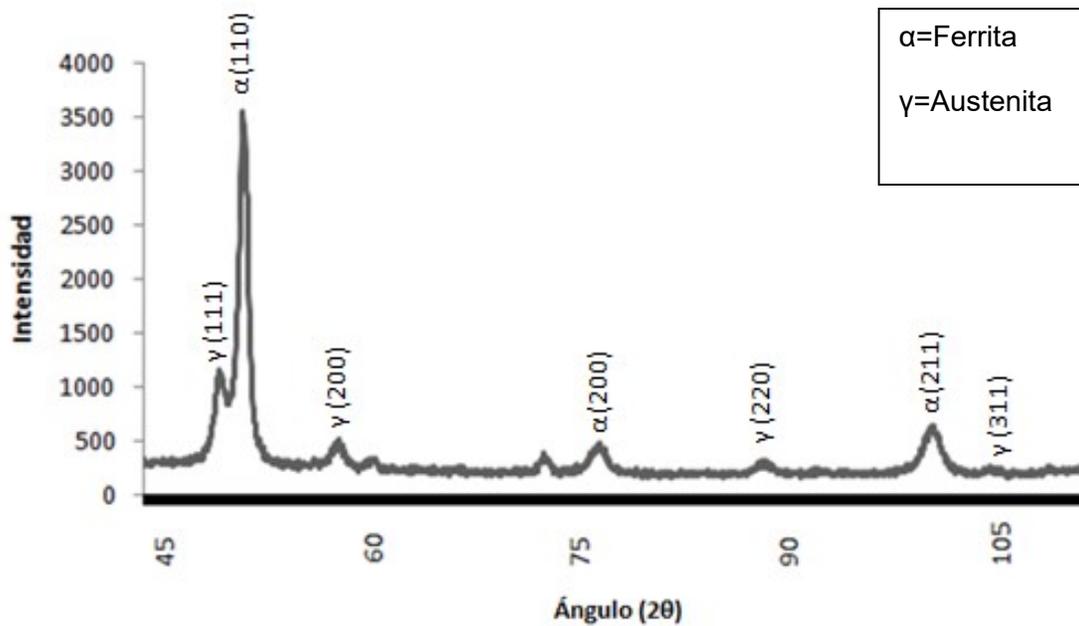


Figura 48. Difractograma de HDA a 90 minutos de tratamiento térmico.

Para la cuantificación de austenita retenida con alto contenido de carbono fue calculada mediante las intensidades de los picos de difracción de las figuras 45, 46, 47 y 48, de acuerdo a la ecuación reportada por J. Aranzábal y colaboradores [59].

**Ecuación 5. Cuantificación austenita retenida con alto contenido de carbono.**

$$\% \gamma_{HC} = \frac{1.4 I_{\gamma}}{I_{\alpha} + I_{\gamma}}$$

Dónde  $\alpha$ ,  $\gamma$ :

**Ecuación 6. Intensidad de fase austenítica.**

$$I_{\gamma} = \frac{I_{\gamma 220} + I_{\gamma 311}}{2}$$

**Ecuación 7. Intensidad de fase ferrítica.**

$$I_{\alpha} = I_{\alpha 211}$$

Dónde  $I_\alpha$  y  $I_\gamma$  son las intensidades (hkl) de las reflexión en las fases  $\alpha$  y  $\gamma$  respectivamente.

Los valores de austenita se muestran en la tabla 22 en función de los tiempos de tratamiento térmico.

**Tabla 22. Porcentaje de austenita con alto contenido de carbono.**

<b>Tiempo de tratamiento</b>	<b>% <math>\gamma_{HC}</math></b>
<b>15 minutos</b>	21.74
<b>30 minutos</b>	25.91
<b>60 minutos</b>	35.3
<b>90 minutos</b>	30.51

Al provocar el descenso de temperatura desde la austenitización hacia la temperatura isotérmica de austemperizado, la baja solubilidad del carbono dentro del hierro provoca que estos átomos de carbono sean liberados hacia otras regiones cercanas generando la ferrita acicular, dichos átomos de carbono liberados favorecen los valores en la fase de austenita alcanzando su punto máximo en la ventana óptima de proceso. Si no se da el suficiente tiempo de tratamiento, la austenita no se satura de carbono y al ser enfriada entraremos en la región de transformación martensítica.

La matriz ausferrítica se generó a los 60 minutos de tratamiento isotérmico, ya que aquí tenemos la mayor cantidad de  $\gamma_{HC}$ , dicha cantidad tiene un ligero descenso en el tiempo de 90 minutos lo que indica el inicio de la segunda reacción de austemperizada que marca la descomposición de  $\gamma_{HC}$  en carburos y ferrita.

La velocidad para realizar el cambio de temperatura entre el austenitizado y el austemperizado no se ve afectado ya que al tener la presencia de cromo provoca que la nariz o inicio de transformación se desplace hacia la derecha, debido a que este elemento mejora la templabilidad o austemperabilidad, lo que también puede ser contraproducente ya que también propicia la temprana transformación a la fase bainítica.

## 8.4 ENSAYO DE DUREZA

En la tabla 23 se observan los valores de dureza Rockwell C del hierro dúctil, y de los hierros dúctiles austemperizados analizando el valor máximo, mínimo y promedio obtenido durante la realización de este ensayo y en la figura 49 se observa una gráfica lineal del comportamiento de la dureza en función de los tiempos de tratamiento térmico.

Tabla 23. Valores de Dureza Rockwell C.

	HD	HDA 15 min	HDA 30 min	HDA 60 min	HDA 90 min
Mínimo	43.5	55.4	59.4	53.3	53.6
Promedio	44.1	56.59	59.95	53.95	53.9
Máximo	44.9	57.5	60.6	54.7	54.6

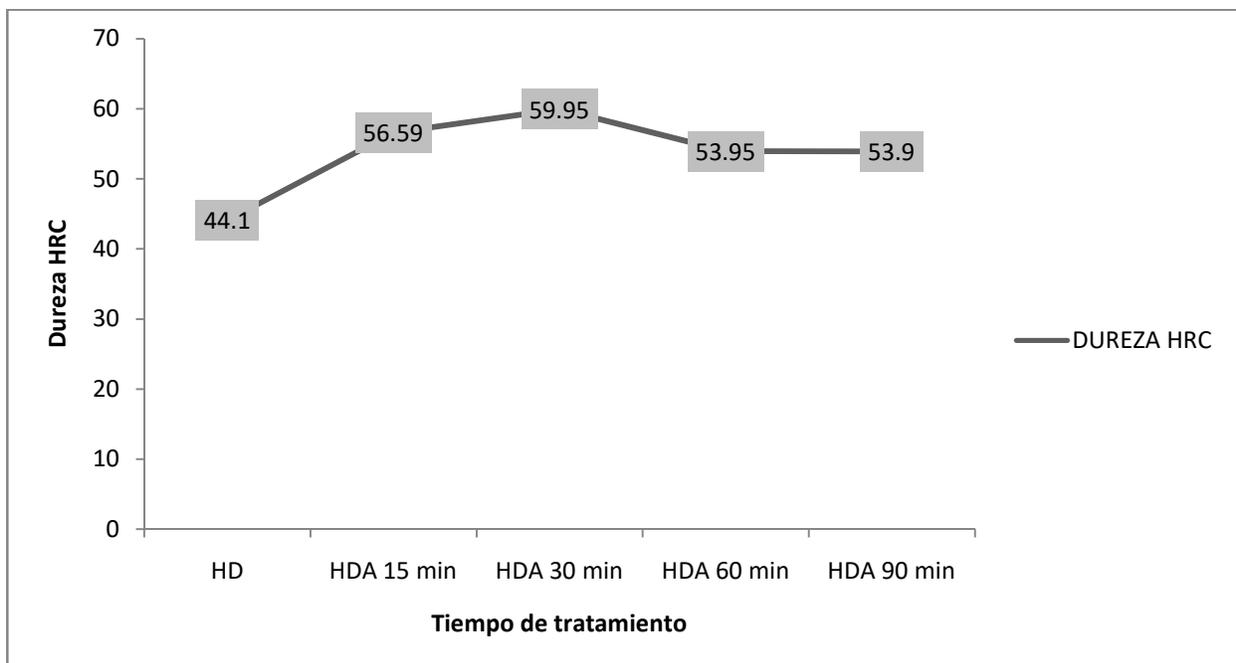


Figura 49. Valores de dureza Rockwell C.

Al analizar los valores de dureza de la tabla 23 se tienen valores elevados desde el hierro dúctil esto debido a la presencia de carburos de hierro, cromo y vanadio los cuales propician el aumento de dureza en el material, en los tiempos de tratamiento de 15 y 30 minutos se observa un aumento de 12 puntos y 15 puntos respectivamente en comparación con el hierro dúctil teniendo el valor más alto a 30 minutos de tratamiento térmico, esto se debe a la formación de austenita con altos contenidos de carbono y bajo estos tiempos se tiene el mayor porcentaje de austenita esto aunado a la presencia de carburos favorecen estos valores, pero se nota un descenso de la dureza en los tiempo de 60 y 90 minutos, al hacer el análisis se muestra que en estos tiempos la austenita tiene un ocaso en su porcentaje debido a que tenemos la transformación de esta fase a ferrita acicular lo que incentiva el declive de los valores de dureza en la figura 50 se observa una comparación de la dureza en función del porcentaje de fase de la austenita retenida con altos contenidos de carbono; si se prolonga el tiempo de tratamiento térmico por encima de 90 minutos se tendrá la formación de austenita meta estable a ferrita y carburos de hierro entrando formalmente a la zona bainítica lo que provocaría el constante descenso de los valores de dureza en comparación con los obtenidos.

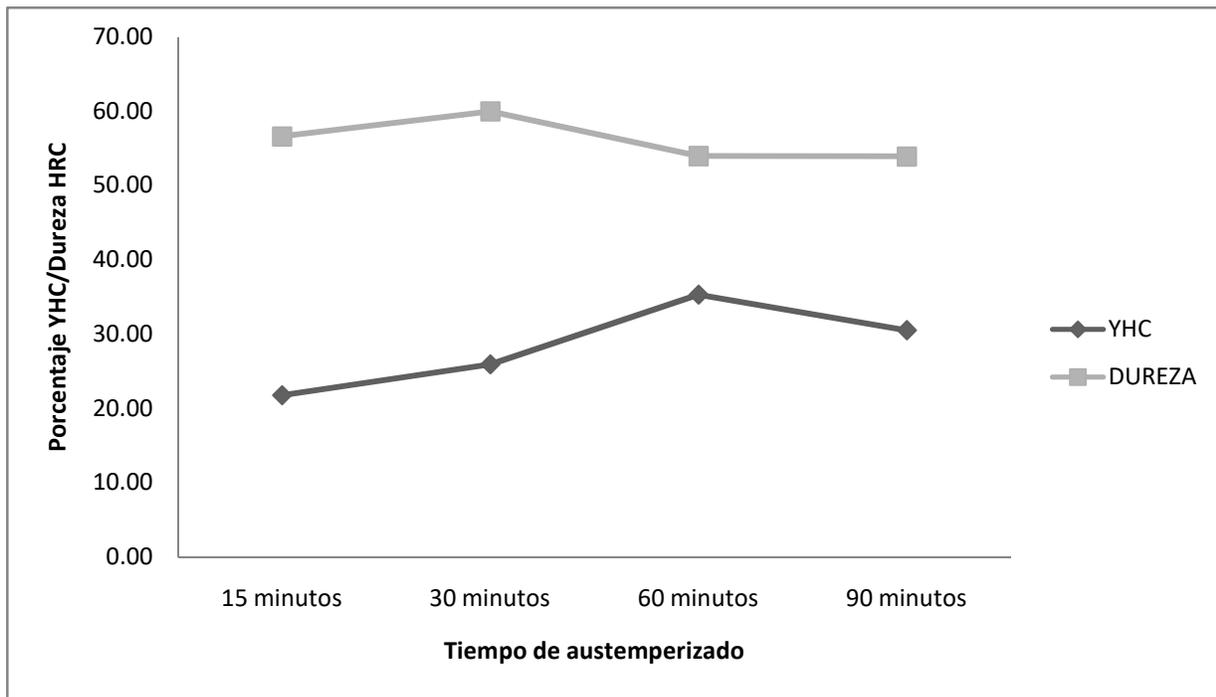


Figura 50. Gráfica de dureza en función del porcentaje de austenita con alto contenido de carbono.

En perspectiva de la dureza en función de los carburos se observa en la figura 51 el efecto que tienen los carburos en la dureza, se resalta que al trabajar con un hierro dúctil aleado con cromo y vanadio se propicia la formación de carburos como se muestra la figura 54.

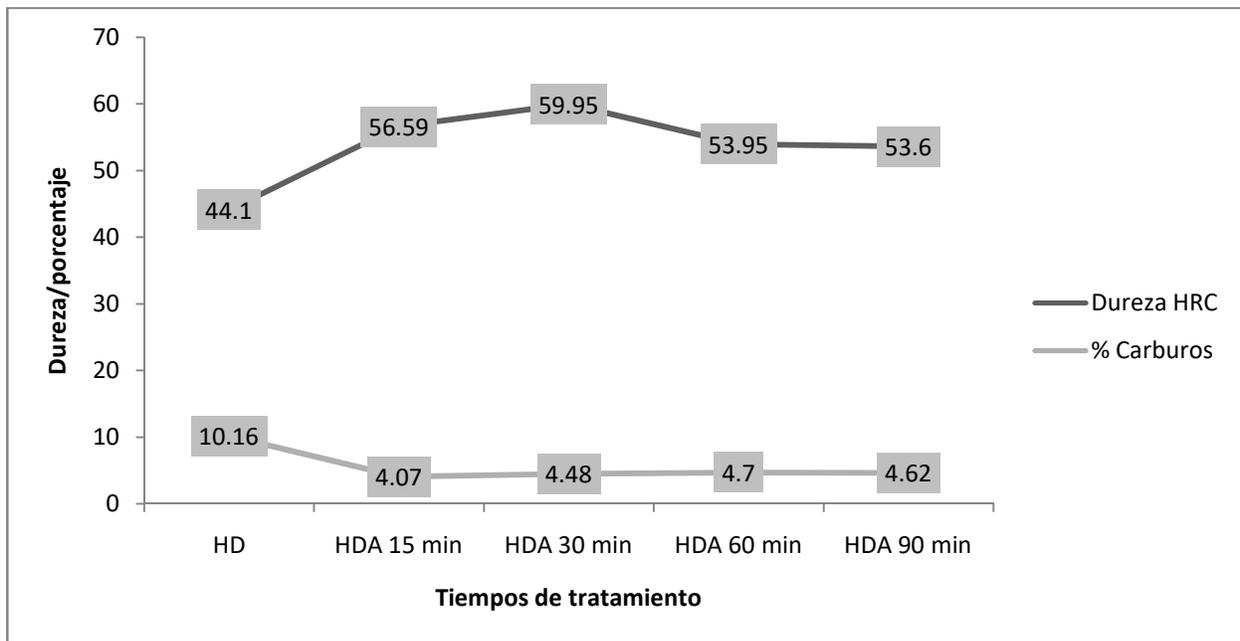


Figura 51. Gráfica de dureza en función de los carburos.

## 8.5 TENACIDAD Y DESGASTE

La muestra de impacto fue tratada a 90 minutos y una temperatura de 285°C para obtener la mayor cantidad de ausferrita posible. La tabla 24 muestra la energía absorbida por la pieza.

La fase ausferrita-nódulo tiene mejor disipación de la energía ya que esta puede fluir libremente a través de la austenita y ferrita acicular, caso contrario de la perlita ya que en condiciones de colada la interfaz nódulo-carburo presentes en la fase perlítica, los esfuerzos se concentran en los carburos que es una fase frágil.

Tabla 24. Valores de tenacidad y desgaste HDA 90 minutos.

Pieza	Tenacidad (J)	Volumen de la huella (mm <sup>3</sup> )	Factor de fricción
Tratamiento a 90 minutos	21	5.06x10 <sup>-4</sup>	0.699

El ensayo de desgaste ocupa la misma muestra usada en la prueba de impacto, las condiciones de trabajo tiene una fuerza de 34.33 a 300 rpm, lo que resulta en una distancia de 3000 m bajo estos parámetros se obtiene una huella observable con la cual se puede calcular el volumen de la huella y el factor de fricción mismos que se muestran en la tabla 14.

Las ecuaciones ocupadas para el cálculo del volumen y del factor de fricción provienen de la norma ASTM 677 [60] y se enlistan a continuación.

**Ecuación 8. Volumen de huella.**

$$V = \frac{D^2 t}{8} \left[ 2 \sin^{-1} \frac{b}{D} - \sin \left( 2 \sin^{-1} \frac{b}{D} \right) \right]$$

Dónde:

V: Volumen de la huella.

D: Diámetro del anillo (mm).

t: Ancho de la probeta (mm).

b: Ancho promedio de la huella (mm).

El factor de fricción proviene de los valores de la fuerza enlistadas en la siguiente ecuación.

**Ecuación 9. Factor de fricción.**

$$f = \frac{F}{W}$$

Dónde:

f: Factor de fricción

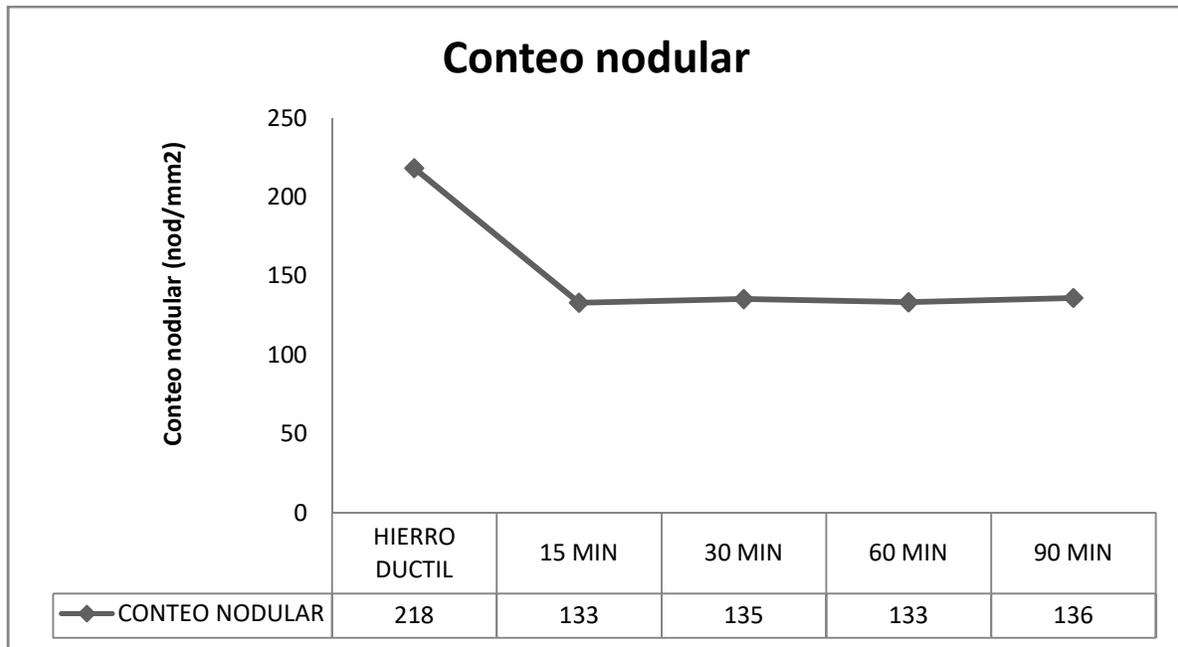
F: Fuerza de fricción medida (N).

W: Fuerza estándar (N).

## 9. ANÁLISIS DE RESULTADOS

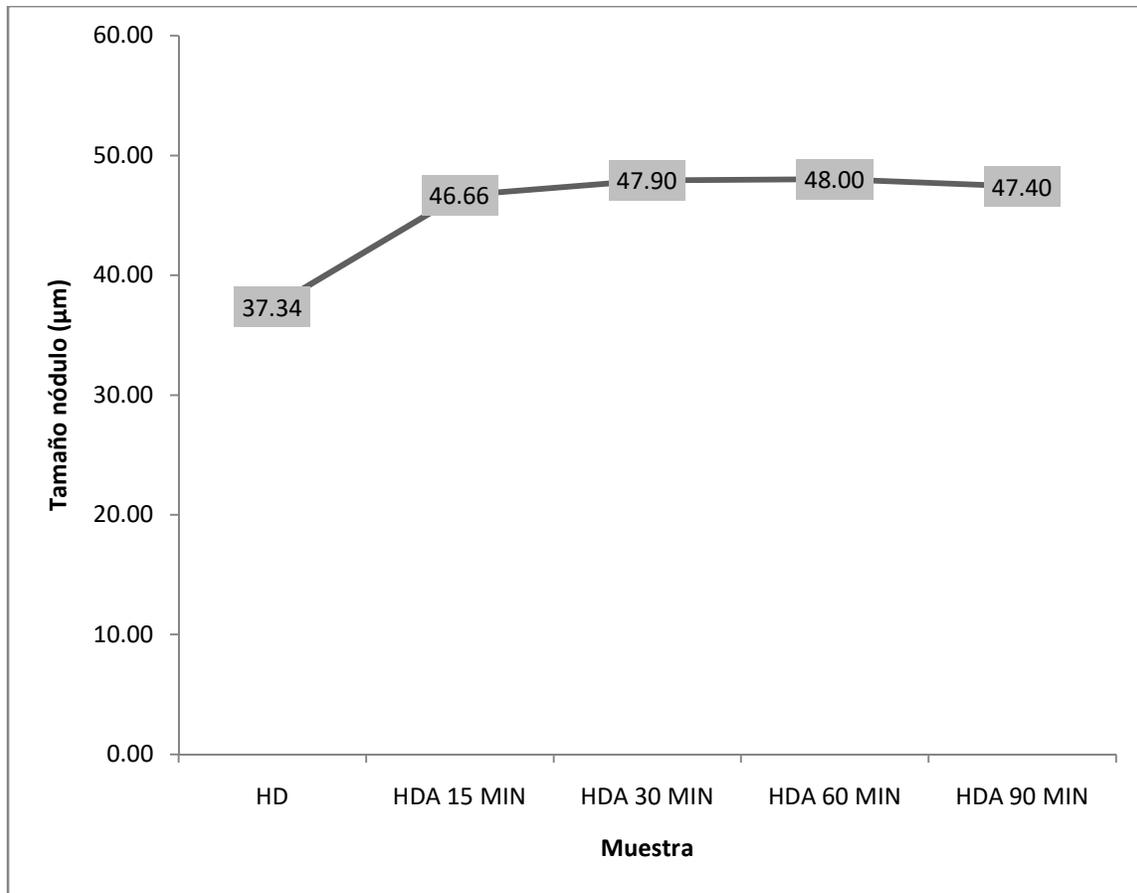
### 9.1 ESTUDIO METALGRÁFICO

El conteo nodular y el diámetro nodular de cada uno de los materiales analizados se muestran en la figura 52 y 53, respectivamente.



**Figura 52. Conteo nodular de las piezas de HD y HDA.**

En la figura 52 se observa que el hierro dúctil presenta el mayor conteo nodular con 218 nódulos/mm<sup>2</sup>, al momento de iniciar con los tratamientos térmicos se nota un decrecimiento en el conteo nodular pasando a 133 nódulos/mm<sup>2</sup> a 15 minutos de tratamiento térmico conforme se deja más tiempo las piezas no se nota una variación significativa ya que la densidad nodular se mantiene en valores dentro del rango de 133-136 nódulos/mm<sup>2</sup> promedio, lo que se traduce que el tratamiento térmico no tiene efecto en el conteo nodular.



**Figura 53. Tamaño de nódulo de HD y HDA.**

Los resultados de la figura 53 indican un cambio de en el tamaño de nódulo del HD al HDA a 15 minutos aumentando de 37 a 46  $\mu\text{m}$ , posteriormente el tamaño de nódulo se mantiene sin cambios significativos, lo que se traduce a que el tratamiento térmico no tiene efecto en el tamaño de nódulo conforme va avanzando el tiempo de permanencia de las piezas en el tratamiento térmico.

La proporción, cantidad y distribución de fases ó micro-constituyentes es un agente que se relaciona directamente con las propiedades mecánicas de los hierros dúctiles, en la figura 54 se observan las representaciones estadísticas de la proporción de carburos, grafito, ferrita acicular y austenita retenida con alto porcentaje de carbono de cada prueba. El porcentaje de fase austenita disminuye con el aumento del tiempo de permanencia de las probetas en el tratamiento térmico, esto se debe a la transformación de dicha fase a ferrita acicular, la cual se observa que va teniendo un crecimiento constante conforme se descompone la austenita, en caso de tener un

tiempo superior a los 90 minutos de tratamiento se empezaría con la transformación de fases de austenita a bainita lo cual propiciaría la formación de carburos en la matriz.

En cuestión de los porcentajes de carburos y de grafito no se observa una variación significativa lo que nos indica que la transformación de fases se da única y exclusivamente de austenita a la ausferrita.

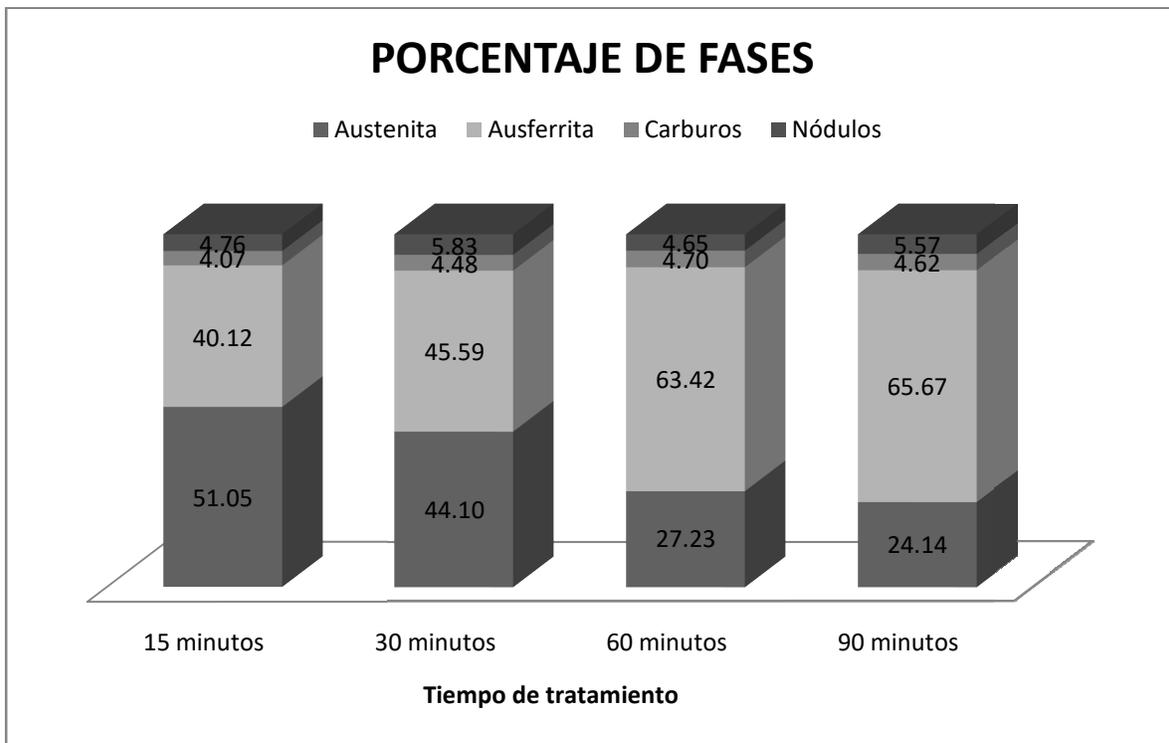
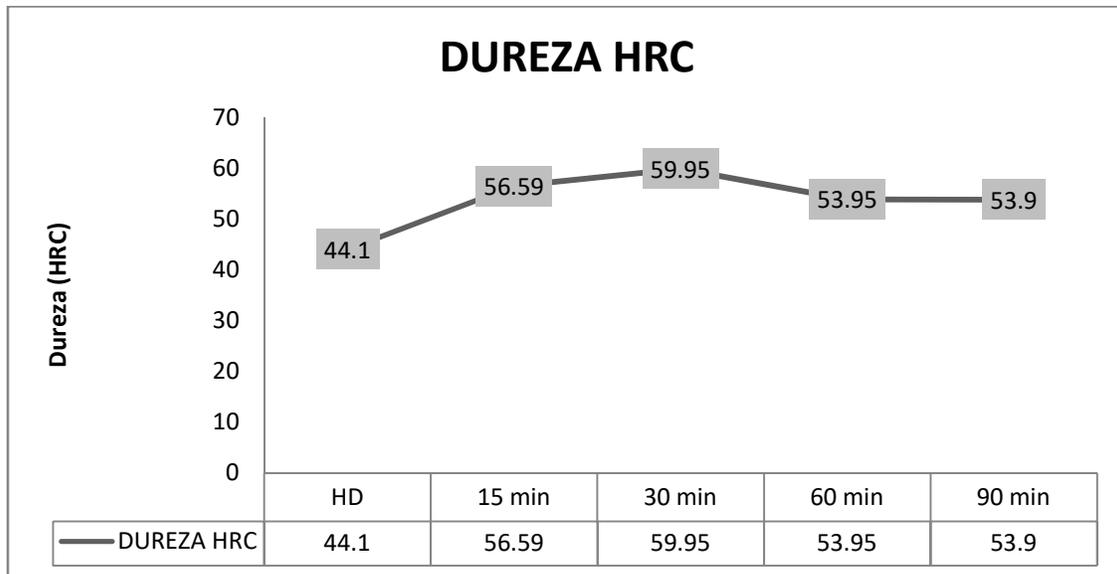


Figura 54. Porcentaje de fases microestructurales.

## 9.2 CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS

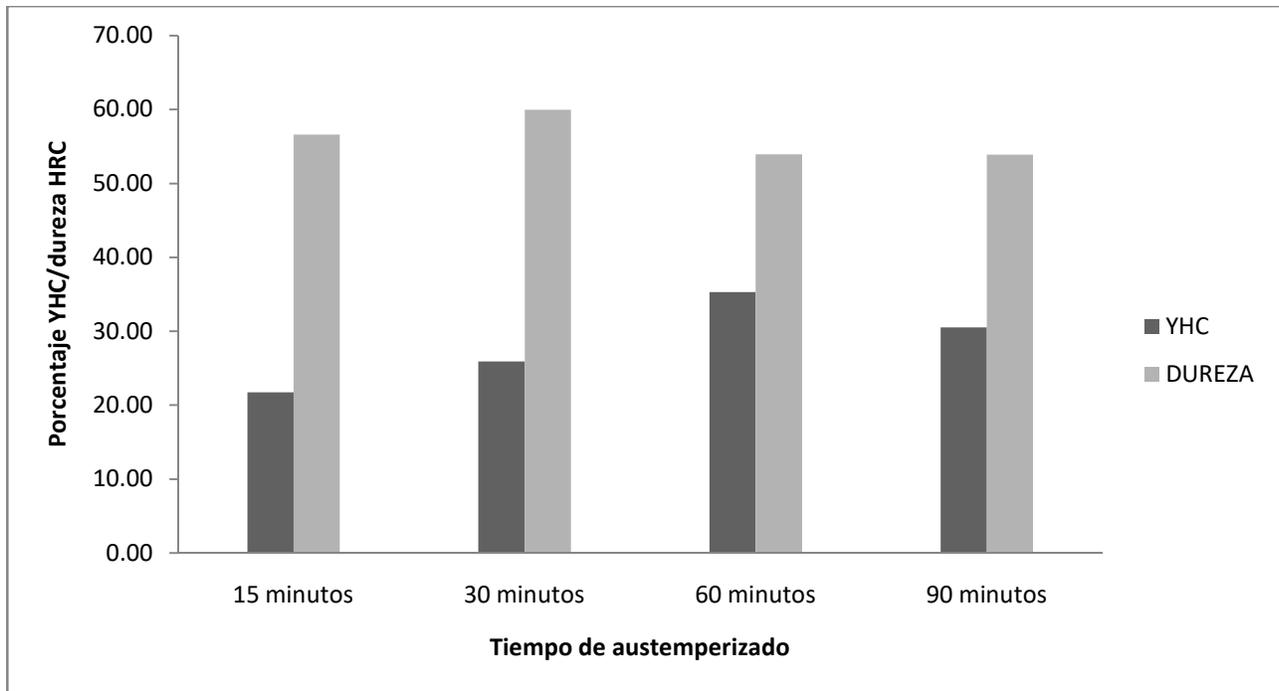
En la figura 55 se presenta una gráfica estadística en la cual se puede visualizar los valores de dureza promedio de los diferentes materiales trabajados. Los resultados de los ensayos de dureza revelan que las probetas de los tiempos de 60 y 90 minutos presentan casi los mismos valores de dureza (HRC), en comparativa los mejores valores de dureza se dan en los tiempos de 15 y 30 minutos con 56.59 y 59.95 HRC respectivamente. Considerando los porcentajes de microconstituyentes presentes en la matriz de los hierros dúctiles austemperizados se observa que es la única variable que afecta al tipo de dureza ya que conforme disminuía el porcentaje de austenita retenida

se tenía un déficit en los valores de dureza, el cambio más drástico se tiene de los 30 a 60 minutos que es donde se tiene la mayor transformación de austenita retenida a ferrita acicular.



**Figura 55. Dureza HRC de HD y HDA.**

La figura 56 muestra la relación de los ensayos de dureza con el porcentaje de austenita retenida y los cuales dan una visión más clara de la correlación existente entre la dureza y el porcentaje de austenita, en la primera barra del gráfico estadístico se observa que el hierro dúctil no tiene presencia de austenita ya que dicho micro constituyente se presenta al momento de realizar el tratamiento térmico de austemperizado se coloca para tener un valor base de la dureza antes de realizar dicho tratamiento. Se observa que en valores más altos de austenita se tienen los mejores resultados de dureza.



**Figura 56. Valores de dureza en función de la austenita.**

Los resultados de impacto y desgaste que se muestran en la tabla 24 muestran un aumento con respecto a los parámetros que se tienen en los hierros dúctiles.

La fase de ausferrita-nódulo presenta una mejor disipación de la energía ya que permite una fluidez libremente a través de la ausferrita, en contraparte de la interfaz nódulo-carburo presentes en la fase perlítica, ya que en los carburos se concentran los esfuerzos provocando fragilidad.

El ensayo de desgaste deja un volumen de huella de  $5.06 \times 10^{-4} \text{ mm}^3$ , comparando con otros valores como los del acero 4340 que es de  $51.63 \text{ mm}^3$  o el de acero inoxidable de  $80.7 \text{ mm}^3$ , se puede analizar que el HDA presenta menor pérdida de volumen en ciclos de trabajo que requieran fricción de piezas.

## **10. CONCLUSIONES**

En el presente trabajo se examinó el efecto del tratamiento térmico de austemperizado en las fases microestructurales y propiedades mecánicas de un hierro dúctil aleado con cromo y vanadio; se concluye lo siguiente:

### **10.1 HIERRO DÚCTIL**

1. El contenido de cromo y vanadio (0.45 y 0.2% del peso total), en conjunto con la presencia de carbono propician la formación de carburos en la matriz, lo cual se hizo evidente en el porcentaje de dicha fase en la microestructura al ser atacada con persulfato de amonio.

2. El conteo nodular presenta sus mayores valores en el hierro dúctil con un valor promedio de 218 nódulos/mm<sup>2</sup>, esto propiciado por la adición de cromo y vanadio en el hierro dúctil favoreciendo como se había escrito antes la formación de carburos, ya que ambos elementos son formadores de carburos e inhiben la grafitización, lo cual se ve reflejado en el porcentaje de nódulos en la matriz con un 6.59% promedio.

### **10.2 HIERRO DÚCTIL AUSTEMPERIZADO**

1. Se constituyó que la ventana óptima del proceso de austemperizado ocurre a un tiempo de 60 minutos y una temperatura de 275°C, en todas las muestras se obtuvo una matriz de ausferrita, no se observa afectación de la ventana óptima del proceso por la densidad nodular.

2. Se observa la mayor transformación de austenita con alto contenido de carbono a ferrita acicular de los 30 minutos a los 60 minutos, lo cual coincide con la ventana óptima del proceso.

3. Los valores de densidad nodular se mantienen regulares durante todos los tiempos sin presentar diferencias significativas, en función del diámetro se observa el aumento de los valores conforme se aumenta el tiempo de tratamiento térmico esto en gran parte a la difusión de materia que se tiene en el tratamiento térmico.

4. Las fases microestructurales presentes en el hierro dúctil austemperizado es ausferrita fina esto propiciado por la temperatura trabajada en el tratamiento térmico de  $285 \pm 10^\circ$ , a temperaturas elevadas se tendría la formación de ausferrita gruesa.

5. La dureza tuvo un aumento en sus valores en el tratamiento térmico de austemperizado en los tiempos de 15 y 30 minutos teniendo valores de 56.59 y 59.95 HRC respectivamente en comparación con el hierro dúctil que tuvo una dureza de 44.1 HRC promedio, en contraste se tiene un déficit de dureza en los tiempos de 60 y 90 minutos con valores de 53.95 y 53.9 HRC respectivamente se tiene este decrecimiento de dureza durante la máxima transformación de austenita retenida con alto contenido de carbono a la fase de ferrita acicular de igual forma la dureza disminuye al disminuir la cantidad de nódulos presente en la matriz.

6. Las mejores propiedades mecánicas del tratamiento térmico de austemperizado se obtienen a los 90 minutos.

7. El porcentaje de carburos en la matriz se mantiene constante con valores de  $4.47 \pm 0.28\%$  lo cual comparando con los difractogramas de rayos x de cada tiempo afirma la presencia en la zona de transformación ausferrítica sin entrar a la zona bainítica en la cual ya se propicia la formación de carburos de hierro aunados a los ya presentes de vanadio y cromo.

Con base en los resultados obtenidos se logra verificar los valores mecánicos y metalográficos del hierro dúctil y el hierro dúctil austemperizado, además de determinar la ventana óptima de proceso del tratamiento térmico, además de mejorar las propiedades mecánicas del material al aplicar el tratamiento térmico lo cual cumple con los objetivos planteados al inicio del proyecto.

## 11. BIBLIOGRAFÍA

1. García, M. (2004). Aleaciones Hierro-Carbono. Acero y fundiciones. Ciencia de los materiales 4°Curso, 1-10.
2. Del Castillo, F. (2012). Aceros, estructuras y tratamientos térmicos. Lecturas de ingeniería.
3. Del Castillo, F. (2007). Hierros fundidos. Lecturas de ingeniería 3.
4. ASM Handbook committee (1990). ASM Handbook volume 1 properties and selection: irons steels and high performance alloys. ASM International.
5. Delgadillo, N. (2011). Estudio de la relación variables del proceso, microestructura y propiedades del hierro grafito compacto. Tesis de maestría. Universidad Autónoma de Nuevo León.
6. Zimba, J. Simbi, D.J. Navara, E. (2003) Austempered ductile iron: an alternativa material for earth moving components. Cement and concrete composites, 643-649.
7. Guerra, F. (2015). Resistencia al desgaste de un hierro nodular austemperizado con adiciones de boro. Tesis de doctorado. Instituto de Investigaciones Metalúrgicas.
8. Alagarsamy, A. (2014). Cast irons. American Foundrymen's Society, 489-581.
9. Castro, D. (1999). Apuntes sobre fusión de hierro gris y aleaciones no ferrosas.
10. Negrete, E. Vázquez, E. (2008) Mejora significativa, física y mecánica, del hierro nodular, por medio del tratamiento térmico de austemperizado. Tesis de ingeniería. Instituto Politécnico Nacional.
11. Degamo, E. Black, J.T. Kohser, A. (1997). Materials and Processes in Manufacturing 8° Edition. Prentince-Hall.
12. ASM Handbook committee (1991). ASM Handbook volume 4 heat treating. ASM International.
13. Va, R. (2003). Metalografía y tratamientos térmicos, Capítulo XV, 1-17.
14. Sorelmetal (1990) Ductile iron data for design engineers. Recuperado el 8 de octubre de 2021 de <https://www.ductile.org/Ductile-Iron-Data>.

15. Gordillo, S. (2010). Estudio de los tratamientos térmicos de templado y revenido en la fundición de hierro dúctil con matriz metálica ferrítica. Tesis de ingeniería. Escuela Politécnica Nacional.
16. Hayrynen, K.L. (2002). The production of austempered ductile iron (ADI). In world conference on ADI.
17. Nasir, T. (2011). Design of heat treatment for production of austempered ductile iron (ADI) with targeted automotive application. Tesis de maestría. Universidad de Windsor.
18. Blackmore, P. Harding, R. (1984). The effect of metallurgical variables on the properties of austempered ductile irons. *J Heat Treating*, 10-25.
19. Voigt, R.C. (1989) Austempered ductile iron-processing and properties. *Cast metals*, 71-93.
20. Kovacs, B. (1991). Heat treating of austempered ductile iron, 281-286.
21. Bayati, H. Elliott, R. (1999). The concept of an austempered heat treatment processing window. *International journal of cast metals research*, 413-417.
22. Faubert, G.P. Moore, D.J. Rundman, K.B. (1984). On the structure and properties of austempered ductile cast iron. *AFS Transactions*, 815-840.
23. Hernández, R. (2006). Efecto del cromo en la ventana de procesamiento para el austemperizado de un hierro nodular. Tesis de doctorado Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.
24. Lui, J.C. Elliot, R. (1998) Influence of cast structure on the austempering of ductile iron. *International Journal of cast metals*, 301-305.
25. Kovacs, B.V. (1990) Austempered ductile iron: fact and fiction. *Modern casting*, 38-41.
26. Janowak, J.F. Morton, P.A. (1984), A guide to mechanical properties possible by austempering 1.5% Ni- 3% Mo Ductile Iron. *AFS Transactions*, 120.
27. Delia, M. Alaalem, M. Grech, (1997). M. Effect of austenitising conditions on the impact properties of an alloyed austempered ductile iron of initial pearlitic matrix structure. *Cast Metals*, 345-351.

28. Yescas, M.A. Bhadeshia, H. MacKay, D.J. (2001). Estimation of the amount of retained austenite in austempered ductile irons using neural networks. *Materials science and engineering*, 162-173.
29. Sheikh, M.A. (2008). Effects of heat treatment and alloying elements on characteristics of austempered ductile iron. Tesis de doctorado. University of engineering and Technology.
30. Abioye, A.A. Atanda, P.O, Abioye, O.P. Afolalu, S.A. Dirisu, J.O. (2017) Microstructural characterization and some mechanical behavior of low manganese austempered ferritic ductile iron. *International journal of applied engineering research* volume 12, 14435-14441.
31. Arriaga, R. (2016). Efecto de la temperatura de austemperizado en las propiedades mecánicas de un hierro dúctil austemperizado (ADI) aleado con níquel. Tesis de maestría. Instituto Politécnico Nacional.
32. Lawrynowicz, Z. Dymski, S. (2007) Carbon concentration of austenite in austempered ductile iron (ADI). *Archives of foundry engineering*, 93-98.
33. Ahmadabadi, M.N. Ghasemi, H.M. Osia, M. (1999) Effects of successive austempering on the tribological behavior of ductile cast iron. *Wear*, 293-300.
34. Hernández-Rivera, J.L. Campos Cambranis, R.E. De la Garza, A. (2011) Study of microstructural evolution and mechanical properties exhibited by non alloyed ductile iron during conventional and stepped austempering heat treatment. *Materials & Design*, 4756-4762.
35. Park, Y.J, Morton P.A, Gagne, M. (1984). Continuous cooling transformation and austempering behavior of Cu-Mo Ductile irons. *AFS transactions*, 395-400.
36. Moore, D.J. Rouns, T.N. Rundman, K.B. (1985) Structure and mechanical properties of austempered ductile iron. *AFS transactions*, 705-718.
37. Benam, A.S. (2015). Effect of alloying elements on austempered ductile iron (ADI) properties and its process. *China Foundry* Vol. 12, 54-70.
38. Yu, S.K. Loper, C.R. (1988). The effect of molybdenum, copper and nickel on the pearlitic and martensitic hardenability of ductile cast irons. *AFS Transaction*, 811-821.

39. Nazarboland, A. Elliott, R. (1997). The relationship between austempering parameters, microstructure and mechanical properties in a Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron. *International Journal of cast metals Research*, 87-97.
40. Pearce, J.G. Bromage, K. (1965) *Copper in cast iron*. Hutchinson & Co. (Publishers) Ltd, 13-98.
41. Kiani-Rashid, A.R. (2000). The influence of aluminium and heat treatment condition on austempered ductile iron. Tesis de doctorado. Universidad de Leeds.
42. Rao, P.P. Putatunda, S.K. (2003). Investigations on the fracture toughness of austempered ductile iron alloyed with chromium. *Materials science and engineering*, 254-265.
43. Rao, P.P. Putatunda, S.K. (1997). Influence of microstructure on fracture toughness of austempered ductile iron. *Metallurgical and materials transaction*, 1457-1470.
44. Chen, X. Zhen, S. Yuan, J. (2012). Microstructures and mechanical properties of austempered Fe-C-Si-B alloy. *Procedia engineering*, 1780-1788.
45. Dawson, J.V. Sage, A.M. (1989) High strength cast irons containing vanadium annealed ductile irons and high carbon gray irons. *The foundryman*, 479-489.
46. Rezvani, M. Harding, R.A., Campell, J. (1997). The effect of vanadium in as-cast ductile iron. *Journal of cast metals*, 1-15.
47. ASM Handbook committee (1993). *ASM Handbook volume 15, casting*. ASM International.
48. Yazdani, S. Bayati, H. Elliott, R. (2001). The influence of cobalt on the austempering reaction in ductile cast iron. *International Journal of cast metals research*, 317-326.
49. Sun, G.X. Loper, C.R. (1994). Titanium carbonitrides in cast irons. *AFS transactions*, 639-646.
50. Sinjanin, L. y Smallman, R.E. (1992). Metallography of bainitic transformation in austempered ductile iron. *Materials Science and Technology*, 1095-1103.

51. Diez, C.J., Fernández, G.R., Ordoñez, U., Mondelo, F., y Fraga, E. (2003). Efecto del conteo de nódulos en la resistencia a la tracción de los hierros dúctiles austemperados. *Revista de Ingeniería Mecánica*, 27-35.
52. Camacho, F.S. (2018). Efecto del tratamiento térmico de austemperizado de hierros nodulares aleados con Cr y V. Tesis de licenciatura. Universidad Nacional Autónoma de México.
53. González, J.L., Hallen, J. M. (1994). Resistencia a la fatiga del hierro nodular austemperizado. *Moldeo y fundición*, 35-46.
54. Cano, G. (2014). Efecto de la adición de Molibdeno y Níquel en la fabricación de hierro dúctil Austemperizado (ADI). Tesis de maestría. Instituto Politécnico Nacional.
55. Colin, E. (2016) Efecto de la densidad de nódulos sobre la propiedades mecánicas de ADI's aleados con Ni. Tesis de maestría. Instituto Politécnico Nacional.
56. Castelán, J.C. (2019). Comportamiento microestructural y de propiedades mecánicas de hierros dúctiles y ADI's aleados con Cromo y Vanadio. Tesis de maestría. Instituto Politécnico Nacional.
57. Colin, E., Cruz, A., Reyes, G., Téllez, J., Magaña, A. (2021). Microstructural and Mechanical Assessment of Camshafts Produced by Ductile Cast Iron Low Alloyed with Vanadium. *Metals* 2021, 11(1):146 <https://doi.org/10.3390/met1101014>.
58. Manzano, O. (2010). Estudio del efecto de la densidad de nódulos sobre las propiedades mecánicas del hierro dúctil. Tesis de maestría. Instituto Politécnico Nacional.
59. Aranzabal, J. Gutierrez, Rodriguez-Ibade, J.M, Urcola. J.J (1992). Influence of heat treatments on microstructure and toughbess of austempered ductile iron. *Materials 8Science and Technology*, vol.8 263-273.
60. ASTM. (2010) *Anual Book of ASTM Standards*, p.126. ASTM.