



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

**ESTUDIO DE LA AUSTEMPERABILIDAD DE HIERRO
NODULAR 100-70-03**

TESIS

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:

INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA:

LEOPOLDO ARZATE ORTEGA



2016

CIUDAD UNIVERSITARIA, CDMX



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: **Profesor: M. en M. Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco**

VOCAL: **Profesor: Dr. José Alejandro García Hinojosa**

SECRETARIO: **Profesor: M. en C. Sergio García Galán**

1er. SUPLENTE: **Profesor: M. en I. Balbina Ojeda Ramírez**

2° SUPLENTE: **Profesor: M en I. Agustín Gerardo Ruiz Tamayo**

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

LABORATORIO DE FUNDICIÓN, LABORATORIO DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS,
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA, FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO D,
CIUDAD UNIVERSITARIA, UNAM

ASESOR DEL TEMA: José Alejandro García Hinojosa

SUPERVISOR TÉCNICO: Agustín Gerardo Ruiz Tamayo

SUSTENTANTE: Leopoldo Arzate Ortega

Indice

Capitulo 1. Introducción.....	2
1.1 Resumen.....	2
1.2 Justificación.....	3
1.3 Hipótesis	4
1.4 Objetivos.....	4
Capitulo 2. Antecedentes.....	6
2.1 El austemperizado en hierros dúctiles.....	6
2.1.1 El Tratamiento de austemperizado para hierros dúctiles. Etapa 1;Calentamiento y Austenización.....	7
2.1.2 El Tratamiento de austemperizado para hierros dúctiles. Etapa 2; Austemperizado y enfriamiento a temperatura ambiente	9
2.1.3 Austemperabilidad	12
2.2 El Hierro Nodular como base para la obtención de los Hierros ADI (Austempered Ductile Iron).....	14
2.2.1 Nodularidad y conteo de nódulos.....	14
2.2.2 Carburos y defectos en el hierro nodular.....	16
2.2.3 Efecto general de los elementos de aleación y aleantes.....	17
2.2.4 Efecto particular de los elementos de aleación y aleantes.....	19
2.2.5 Composición química y otras consideraciones del hierro nodular por austemperizar.....	26

2.3 Fases y microconstituyentes en el proceso de austemperizado.....	28
2.3.1 Ausferrita ($\gamma_{HC} + \alpha_{acicular}$).....	28
2.3.2 Austenita (γ).....	30
2.3.3 Ferrita (α).....	32
2.3.4 Perlita.....	33
2.3.5 Martensita (α').....	35
2.3.6 Bainita y carburos.....	37
2.4 Hierro nodular austemperizado o Hierro ADI.....	38
2.4.1 ADI: Ventajas y mercado.....	42
2.4.2 Nuevos desarrollos e híbridos del Hierro ADI.....	45

Capítulo 3. Desarrollo experimental..... 48

3.1 Material.....	48
3.2 Corte y obtención de las piezas.....	48
3.3 Preparación metalográfica del hierro nodular.....	49
3.4 Tratamiento de austemperizado para piezas de 1 pulgada.....	50
3.5 Tratamiento de austemperizado para pieza de sección mayor a 1 pulgada.....	51

Capitulo 4. Resultados y discusión de resultados.....	55
4.1 Evaluación microestructural y composición química del Hierro Nodular Base.....	55
4.2 Tratamiento de austemperizado piezas de una pulgada de espesor.....	57
4.2.1 Resultados y análisis del tratamiento de austemperizado a 270°C.....	58
4.2.2 Resultados y análisis del tratamiento de austemperizado a 250°C.....	64
4.2.3 Resultados y análisis del tratamiento de austemperizado a 230°C.....	69
4.2.4 Comparación entre las piezas austemperizadas a 270°C, 250° y 230°C.....	73
4.2.5 Resultados de temple en aceite y agua.....	75
4.2.6 Comparación de las piezas austemperizadas y piezas con tratamiento térmico de temple.....	76
4.2.7 Resultados y análisis de austemperizado a piezas mayores a 1 pulgada de sección: Pieza 1.....	77
4.2.8 Resultados y análisis de austemperizado a piezas mayores a 1 pulgada de sección: Pieza 2.....	82
4.2.9 Análisis de piezas austemperizadas de sección mayor a 1 pulgada	86
Capitulo 5. Conclusiones y recomendaciones.....	89
5.1 Conclusiones.....	89
5.2 Recomendaciones.....	90
Referencias.....	91

CAPITULO 1

INTRODUCCIÓN

Capítulo 1. Introducción

1.1 Resumen

Desde el siglo pasado y en los recientes años, se han realizado estudios en los distintos materiales a fin de mejorar las propiedades mecánicas. Tales estudios han innovado un gran número de procesos que elevan dichas propiedades. Por supuesto, las aleaciones ferrosas no podían ser la excepción, específicamente las fundiciones. De manera análoga a los aceros, las fundiciones han obtenido propiedades mecánicas superiores mediante diversos tratamientos térmicos, el resultado de estos han llevado a cambios microestructurales que impactan en las propiedades de manera que estas sean superiores, lo cual conllevó al desarrollo de materiales novedosos que compiten con otros, por tanto, surgió una demanda creciente de estos nuevos materiales. En este trabajo, el material a estudiar es el resultado de múltiples investigaciones: El hierro ADI.

Los Hierros ADI (Austempered Ductile Iron por sus siglas en inglés) son materiales ingenieriles con aplicaciones diversas, debido a que conjuntan propiedades tales como dureza, resistencia a la tensión, alta tenacidad, así como una marcada resistencia al desgaste. Dichas mejoras en las propiedades han convertido al Hierro ADI un material competitivo con respecto a los aceros forjados.

En la actualidad, uno de los sectores beneficiados con la aparición de los hierros ADI es el sector automotriz. En los Estados Unidos, General Motors fue pionero en la introducción del hierro ADI en sus componentes, lo cual fue determinante para la inserción comercial de estos hierros nodulares con tratamiento térmico.

La respuesta global de los hierros ADI ha tenido su influencia en México, las múltiples investigaciones realizadas en el país han logrado que haya conocimiento de este material, y por tanto, sea considerado por ingenieros y diseñadores para las aplicaciones que ya son un hecho a escala mundial.

1.2 Justificación

La producción de piezas de alta calidad en los procesos de manufactura están ligadas a su desempeño, las variables de proceso son críticas a fin de evitar defectos que reduzcan el tiempo de vida de un producto acabado, es decir, la pieza final debe satisfacer las propiedades mecánicas establecidas por las normas del país donde se ha de comercializar.

El hierro nodular es un material que cubre una amplia gama de propiedades mecánicas, sin embargo, la mejora de estas se vincula a procesos que se desarrollaron en principio para hierros grises y aceros: los tratamientos térmicos.

Existen diversos tratamientos térmicos que se han empleado para las aleaciones ferrosas, como el temple y revenido, el recocido, o los tratamientos isotérmicos, estos últimos los de mayor importancia para la obtención del hierro nodular austemperizado, las propiedades mecánicas reportadas en la norma son el resultado de la microestructura obtenida, por tal, sustituiría a piezas de acero de baja aleación y de forja, a costos similares o incluso menores.

En el presente estudio se controlaron las distintas variables involucradas en el proceso de austemperizado, es decir, la temperatura de austenización, la temperatura del tratamiento isotérmico, el tiempo de permanencia en este último, así como el efecto en la dureza y la microestructura, todo ello a fin de conocer el grado ADI con el mayor esfuerzo de tensión a obtener con el hierro nodular base de acuerdo a las normas existentes para este material.

1.3 – Hipótesis

Debido a la composición química del hierro dúctil Clase 100-70-03, el grado ADI más alto a alcanzar de acuerdo a las norma ASTM sería el grado ADI 1400-1100-2 (ASTM A897/A897M-06) e ISO 1400/1100/01 (ISO 17804:2005(E)).

1.4 - Objetivos

- a) Determinar el grado de hierro ADI más alto obtenido por el tratamiento térmico mediante la dureza y su comparación con la normas.
- b) Determinar temperatura de austenización dada la composición apoyado por el diagrama Fe-C_g-Si.
- c) Determinar temperatura del baño isotérmico y tiempo de permanencia para una respuesta adecuada al tratamiento térmico.
- d) Determinar diferencias de dureza a diferentes tiempos de permanencia y diferentes temperaturas de baño isotérmico asociadas a la microestructura.
- e) Observar la diferencia entre la microestructura obtenida por un tratamiento isotérmico y el de un tratamiento de temple.

CAPITULO 2

ANTECEDENTES

Capítulo 2. Antecedentes

2.1 El austemperizado en hierros dúctiles

El origen de los hierros dúctiles austemperizados (ADI por sus siglas en inglés) se remonta a los tratamientos de austemperizado de los hierros grises, estos tuvieron lugar en la década de los 40's del siglo pasado. Las primeras investigaciones para el tratamiento térmico de hierros nodulares en laboratorio se dieron en el inicio de la década de los 50 del siglo XX, dos años después de que BCIRA y la INCO en Inglaterra y EE.UU. respectivamente, patentaran el hierro nodular [1, 2].

Sin embargo, su etapa de auge a nivel industrial se dio en los años 70's [1, 3] en procesos de tratamiento semi continuo y adecuación de instalaciones para trabajar con grandes lotes o piezas de sección pesada [1]. Con la sustitución de piezas automotrices de acero forjado por ADI en vehículos de General Motors a finales de esta misma década (Figura 2.1 [2]), convirtiéndolo en un material potencial en la década de los 80's [2].

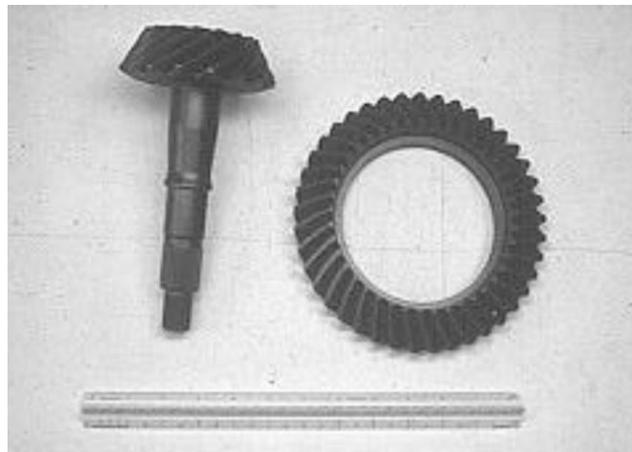


Figura 2.1 Piñón y Engrane de Hierro nodular austemperizado, General Motors USA [2]

En la década de los 90's, la American Society for Testing and Materials (ASTM)

publicó las especificaciones para los hierros austemperizados en la Norma A897M-90, llevando a los Hierros ADI a ser de los materiales vanguardistas, hoy en día, la norma A897M-06 tiene establecidos 6 grados ADI [4].

Los tratamientos térmicos para acero y hierro gris son auxiliados por los diagramas TTT (Time-temperature-transformation diagram) (Fig 2.2 [5]), sin embargo, los hierros nodulares carecen de este tipo de diagramas por lo que no es fácil satisfacer un adecuado diseño de tratamiento térmico, en este caso, el austemperizado.

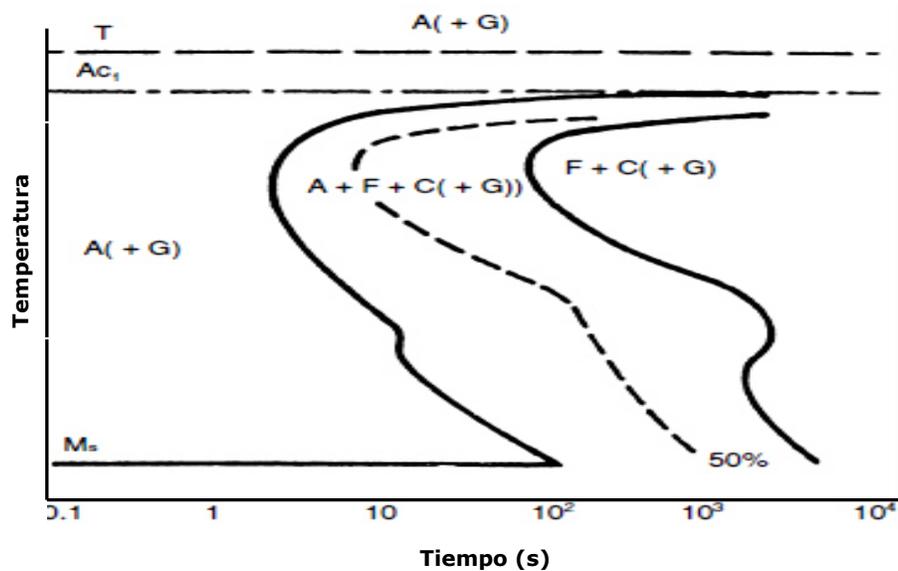


Fig. 2.2 Diagrama TTT de un hierro dúctil 3.3 % C, 2.5 %Si, 0.29 %Mn [5]

Las investigaciones con respecto al austemperizado en los hierros nodulares no implicaron sino un reto, de este se obtuvieron algunos parámetros para el tratamiento térmico, llevándolo a procesamientos novedosos.

2.1.1 El Tratamiento de austemperizado para hierros dúctiles. Etapa 1; Calentamiento y Austenización.

El tratamiento térmico de austemperizado consta de dos etapas, la primera es el calentamiento y la austenización. En esta etapa el hierro nodular se somete a un

calentamiento lento y sostenido, es decir, un calentamiento de 100°C por hora hasta alcanzar la temperatura de austenización (T_γ), esto se realiza a fin de evitar posibles distorsiones en la pieza.

La T_γ se determina con respecto al contenido de carbono, de silicio (Figura 2.3 [1, 3, 6]) y de las propiedades mecánicas que se requieran cubrir de acuerdo al grado ADI. En términos generales, T_γ se encuentra en el intervalo comprendido entre 815°C a 950°C [7, 8, 9, 10] aunque temperaturas mayores han sido usadas para disolver carburos aleados o ledeburíticos [11], así como un mayor enriquecimiento de carbono en la austenita. Este último efecto retarda las transformaciones de la primera reacción, pero reduce el tiempo de permanencia en el baño isotérmico [7].

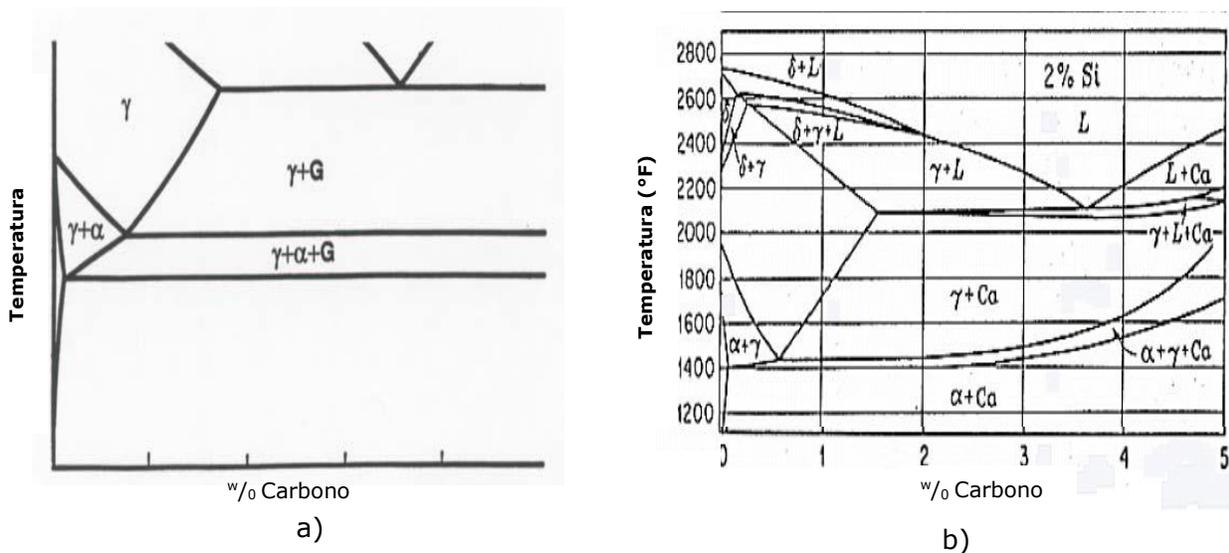


Fig. 2.3 Diagrama ternario Fe-Si-Cg a) idealizado, b) 2% Si [1,6]

El tiempo de austenización es otra de las variables a controlar en el tratamiento de austemperado, tiempos prolongados de austenización implican fenómenos de crecimiento de tamaño de grano [12], a ello se suma el efecto adverso sobre la austemperabilidad, es decir, los tiempos de transformación después de la austenización se prolongan e implican una baja de las propiedades mecánicas [13].

Un período óptimo de austenización está involucrado con la obtención del mínimo de las propiedades para cada grado ADI, esto significa, que el tiempo debe ser el mínimo necesario para calentar la pieza, y alcanzar la saturación de carbono de la austenita al nivel de equilibrio, así este tiempo depende de la sección y la composición química de la pieza a austenizar [7, 13, 14].

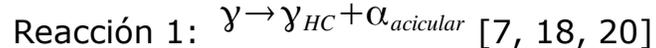
2.1.2 El Tratamiento de austemperizado para hierros dúctiles. Etapa 2; Austemperizado y enfriamiento a temperatura ambiente.

La segunda etapa es el austemperizado que es un tratamiento isotérmico. Consiste en un enfriamiento súbito del hierro nodular desde la T_{γ} en un baño isotérmico a una temperatura dada, posterior al enfriamiento, el hierro nodular permanece un período en el baño para cumplir con las propiedades mecánicas especificadas.

Estos baños utilizan sales inorgánicas fundidas como sales de cianuro, nitrato y combinaciones de nitrato/nitrito [1, 5, 7]. Las primeras han sido restringidas por su toxicidad, mientras que los nitratos y su combinación con nitritos [15] se emplean en las temperaturas requeridas por el tratamiento isotérmico con un menor riesgo para quien maneja estas sales. Recientemente se han utilizado aceites para estos baños sobre todo para Hierros ADI de alta resistencia a la tensión [16, 17], esto sin que haya combustión y/o degradación de estos aceites. Finalmente, el hierro se deja enfriar al aire a temperatura ambiente [5, 16].

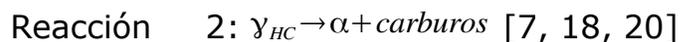
La temperatura de austemperizado se encuentra en el intervalo de 230°C a 460°C [8, 12, 15]. El objetivo del baño isotérmico es la transformación de γ a ausferrita, este está formado por agujas de ferrita en una matriz de austenita de alto carbono [18, 19], esta le confiere las propiedades mecánicas inusuales a un hierro ADI. La transformación isotérmica se describe de acuerdo a la siguiente

expresión:



La Reacción I es la primera transformación (reacción de transformación) ocurrida de la austenización al baño isotérmico, la ausferrita depende en gran medida de la temperatura del baño isotérmico (T_{iso}) y del tiempo de permanencia en este. La composición química se vuelve imprescindible debido a los efectos de elementos de aleación o aleantes que componen el hierro nodular.

El tiempo óptimo de permanencia asegura que la reacción I se lleve de manera homogénea y cumpliendo las especificaciones de las normas. El tiempo prolongado ocasiona que se lleve a cabo la segunda reacción:



Esta segunda reacción se retrasa por la presencia de elementos que prolongan el tiempo de transformación ausferrítica, inhibiendo la formación de carburos. Dada la naturaleza dura y frágil de los carburos con respecto a la austenita de la cual se formó [16, 21, 22], la tenacidad y ductilidad del hierro ADI disminuyen drásticamente por lo que esta segunda reacción es indeseable [16, 23].

A tiempos cortos en el austemperizado la reacción I se lleva a cabo de manera parcial, por lo que la aparición de la ferrita acicular es menor y se tienen granos de austenita sin reaccionar con un contenido relativamente bajo de carbono, lo cual le resta estabilidad. De esta austenita inestable, agujas de martensita aparecen debido al enfriamiento a temperatura ambiente [24], por lo tanto, las durezas de este hierro son mayores mientras la tenacidad y la ductilidad disminuyen. Las etapas de los hierros ADI en sus distintos grados se pueden observar en la figura 2.4 [3, 5].

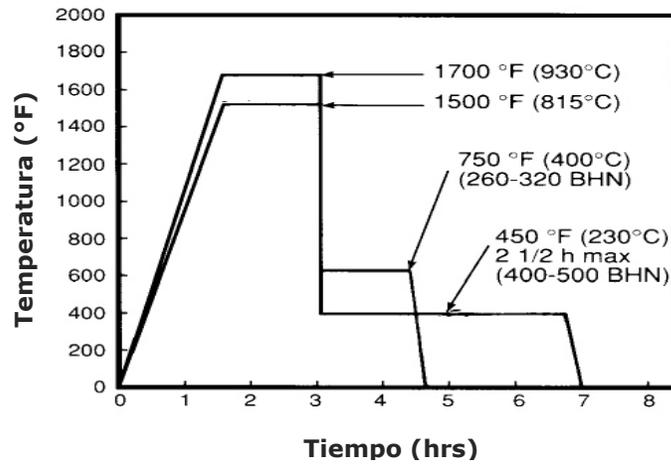


Fig. 2.4 Ciclos térmicos típicos para los distintos grados ADI [5]

Al intervalo de tiempo en el cual se puede realizar el tratamiento de austemperizado sin la formación de perlita, martensita y carburos se le conoce como ventana del proceso (fig. 2.5 [22])

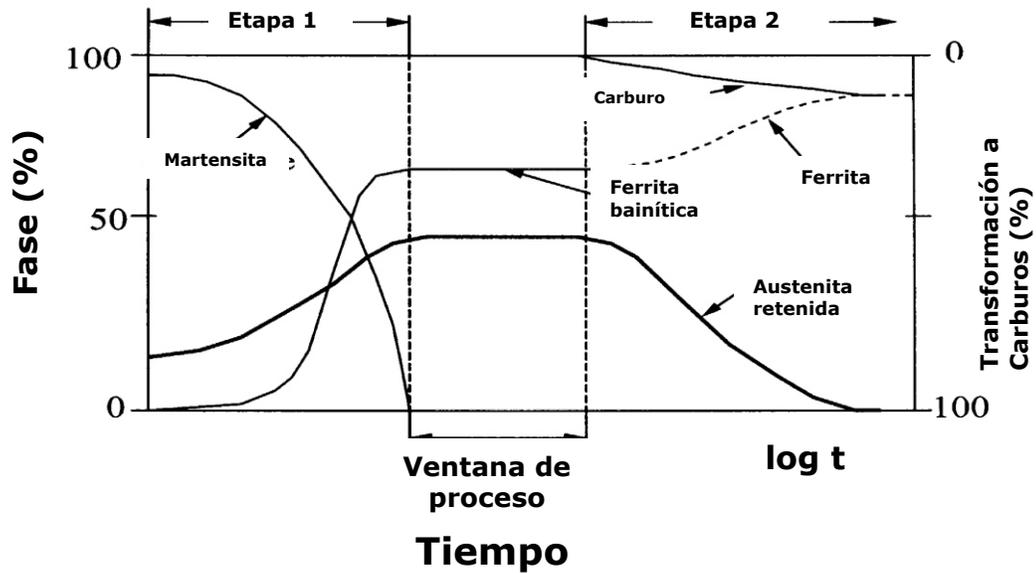


Fig. 2.5 Representación esquemática de la ventana de procesamiento de austemperizado [22]

2.1.3 Austemperabilidad

La austemperabilidad se define como la capacidad de un hierro gris, de un hierro dúctil o un hierro vermicular a cambiar íntegramente la microestructura a ausferrita, o en los aceros la transformación a bainita sin la formación de perlita.

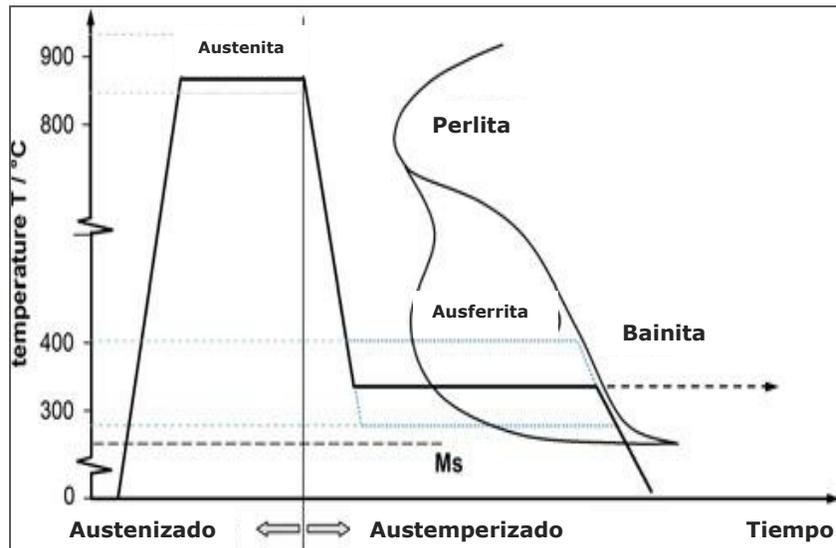


Fig. 2.6 Esquema de Proceso Austemperizado- Diagrama TTT de un hierro nodular [16]

La austemperabilidad del hierro nodular se ve afectada por los siguientes factores:

- La temperatura de austenización, que está ligada a la concentración de carbono en la austenita y su efecto en las reacciones I y II del austemperizado.
- La temperatura del tratamiento isotérmico, que define el tamaño final de las agujas de ferrita en la ausferrita [9]. La ventana de proceso es más estrecha a altas temperaturas que a bajas temperaturas (Fig. 2.7 [13])
- La composición química del metal base, la austemperabilidad puede ser incrementada con la adición de aleantes. Dichas adiciones deben ser tomando en

cuenta las posibles repercusiones sobre las propiedades mecánicas o sobre un efecto negativo en la reacción I.

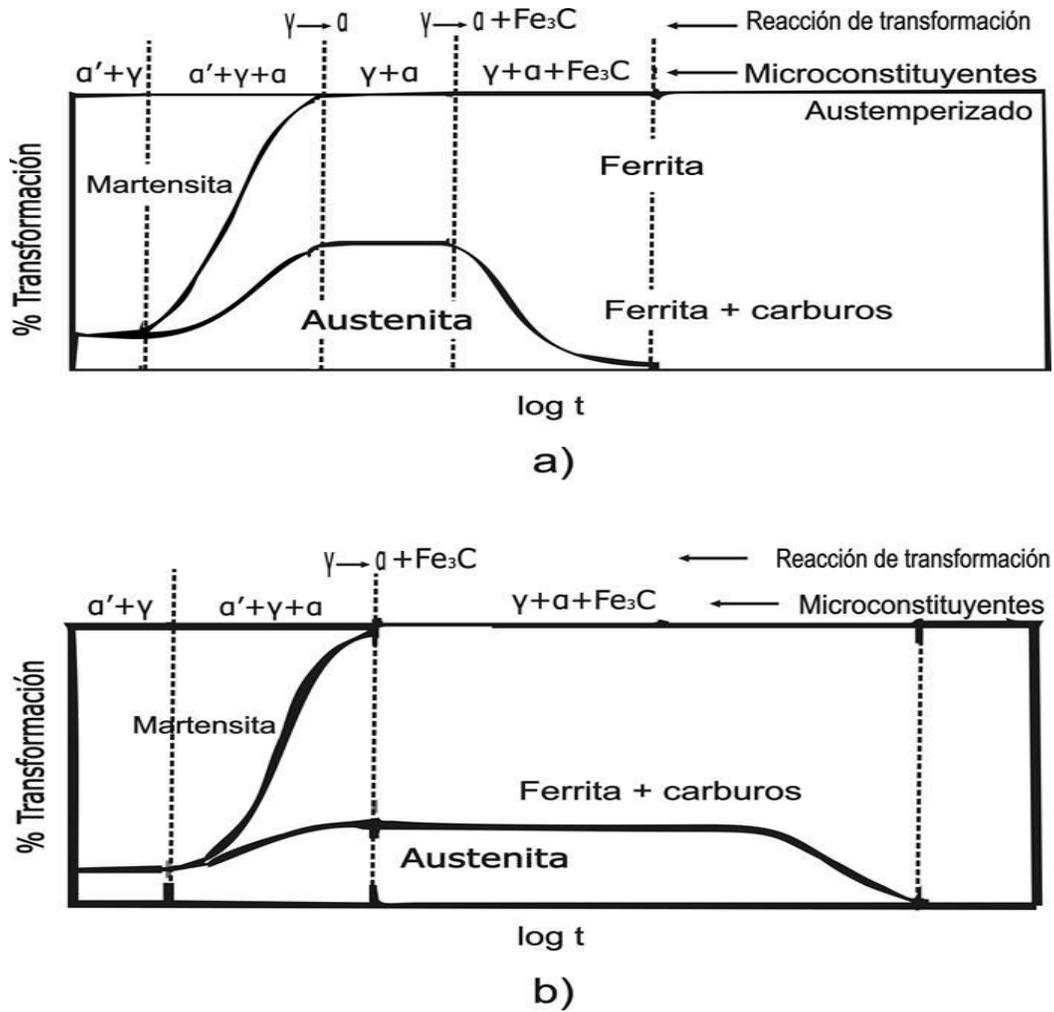


Fig. 2.7 Ventana de proceso de austemperizado. a) Alta temperatura y b) baja temperatura [13]

2.2 El Hierro Nodular como base para la obtención de los Hierros ADI (Austempered Ductile Iron)

El proceso de obtención para los hierros ADI debe estar sumamente ligado al proceso de fundición. Para el tratamiento térmico, las condiciones deben ser establecidas entre aquel que realiza el tratamiento y el fundidor, eso implica un hierro nodular de alta calidad y que cumpla con especificaciones necesarias para la respuesta óptima del material y obtener las propiedades requeridas.

2.2.1 Nodularidad y conteo de nódulos

Los hierros nodulares presentan carbono grafito en forma de nódulos o esferoides [25] (Fig. 2.8 [20]), esta morfología característica de estos hierros se obtiene mediante un tratamiento al metal líquido llamado nodularización, por medio de adiciones de Mg o Ce al hierro líquido [16].

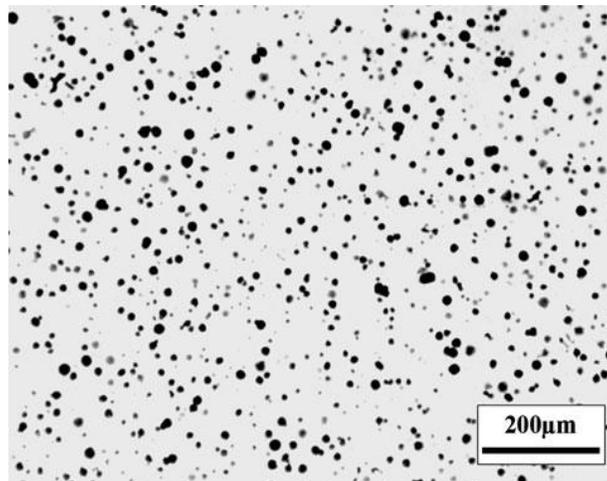


Fig. 2.8 Micrografía Hierro nodular sin ataque químico [20]

La importancia fundamental del hierro recae principalmente en la calidad del hierro nodular obtenido, defectos tales como la porosidad, inclusiones no metálicas, carburos aleados y arrastre de escoria son indeseables para un hierro ADI [17], debido a que estos defectos se magnifican con el tratamiento, llevando el riesgo de tener un material cuyas propiedades no satisfacen lo establecido por

la norma. Por supuesto, la nodularidad y densidad de nódulos tienen efecto sobre las propiedades, sobre todo, el control en la composición química en el hierro dúctil.

El impacto sobre la nodularidad y la densidad de nódulos se debe principalmente a las técnicas empleadas en la nodularización e inoculación [27], factores como una mala técnica del tratamiento del metal líquido para la obtención del hierro, además de niveles residuales de Mg por debajo de los requeridos para un hierro nodular (0.03-0.07 % [28]), o el exceso de Mg que afecta los nódulos y promueve la formación de carburos. También la presencia de elementos formadores de carburos como el cromo o el molibdeno [29], influyen negativamente sobre la morfología final del esferoide de grafito.

La nodularidad baja, implica la disminución de las propiedades de tensión y de desgaste. A su vez, una elevada morfología esferoidal del grafito (nodularidad > 90%) generalmente asegura las mínimas propiedades de tensión antes y después del tratamiento de austemperizado [25, 26, 30].

La densidad de nódulos o conteo de nódulos es un factor importante, el conteo de estos está asociado con la disminución de la segregación de elementos de aleación y aleantes y por supuesto, se reduce la posible formación de carburos aleados en las zonas inter celulares [2, 25]. El alto conteo (mínimo 100/mm²) de nódulos reduce los efectos de la micro segregación por lo que es fundamental el control de la inoculación al metal líquido a fin de promover sitios de nucleación durante la solidificación, y obtener una gran cantidad de nódulos por área. El alto conteo de nódulos minimiza la cantidad de poros y micro rechupes [25], mejorando las propiedades mecánicas [30]. Con el tratamiento térmico el esfuerzo de tensión y esfuerzo de fluencia se benefician de acuerdo al grado ADI a conseguir.

La alta densidad de nódulos y la nodularidad tienen un efecto sobre las etapas de la transformación en el austemperizado, las transformaciones involucradas son más rápidas debido a que estos factores promueven la precipitación de carburos durante el tratamiento, por lo tanto, los tiempos de tratamiento isotérmico tienden a ser más cortos a mayores niveles de nodularidad y densidad de nódulos.

2.2.2 Carburos y defectos en el hierro nodular.

En un hierro nodular que sea llevado a un proceso de austemperizado es indispensable el control de la composición química a fin de evitar la formación de carburos, esto se debe sobre todo a la segregación involucrada por elementos como el manganeso y molibdeno, de un exceso de magnesio residual proveniente de la nodularización, velocidades de enfriamiento altas, el incorrecto tratamiento durante la inoculación y los tiempos involucrados entre los tratamientos al metal líquido y su correspondiente colada.

La Fig. 2.9 [31] muestra un hierro nodular con deficientes características microestructurales para ser usado como material base en la producción de hierro ADI.

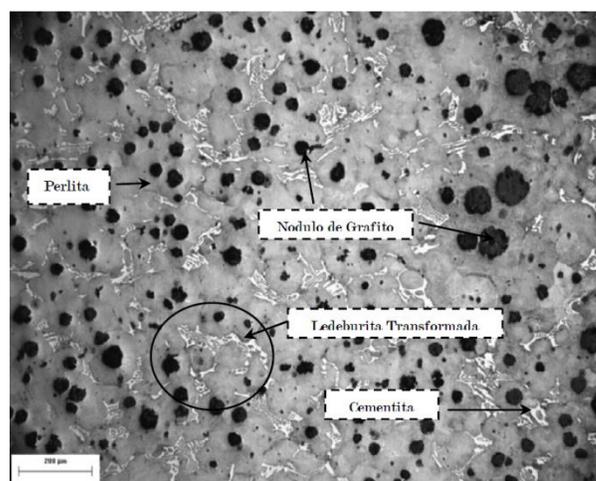


Fig. 2.9. Micrografía Hierro nodular con formación de carburos intercelulares. Nital al 2%, 200 μm [31]

Otros defectos como el arrastre de escoria, arrastre de arena, porosidades, rechupes se evitan ya que, en el tratamiento térmico de austemperizado, dichos defectos tendrán un mayor efecto en piezas que estén cumpliendo su desempeño y reducirán la vida útil del material.

2.2.3 Efecto general de los elementos de aleación y aleantes

En los hierros nodulares a austemperizar existen dos efectos característicos de los elementos de aleación y los aleantes.

a) Los fenómenos de segregación durante la solidificación, esto ocurre de distinta manera para los elementos, lo cual afecta las velocidades de la reacción del austemperizado [32].

La segregación se lleva a cabo durante la solidificación de la celda eutéctica del hierro base y conduce a una composición heterogénea en toda la pieza. Los elementos promotores de carburos como el Mo, Mn y Cr se segregan en la posición más lejana al nódulo entre las fronteras de la celda eutéctica o regiones intercelulares (Fig. 2.9). Aquellos elementos que promueven la grafitización como el níquel, cobre y silicio, segregan en las cercanías del nódulo durante la solidificación, dando origen a los halos de ferrita.

De acuerdo a la segregación de los elementos, el espacio entre los nódulos de grafito o las celdas eutécticas han sido divididas en tres zonas (Fig. 2.10 [32]).

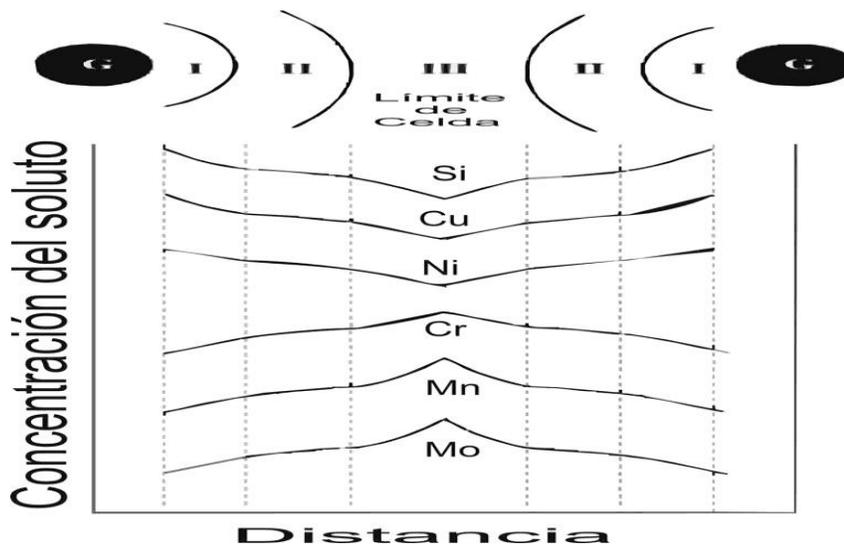


Fig. 2.10 Diagrama de zonas de segregación y concentración respecto a la distancia [32]

- Zona I, primera región de solidificación, en esta se hallan elementos como el aluminio, cobre, silicio y níquel
- Zona II o intermedia, la composición química en esta zona es constante, es decir la distribución de elementos tiende a ser homogénea
- Zona III, última zona de solidificación, segregación de elementos promotores de carburos, se da en la zona más alejada de los nódulos [33].

b) La variación de concentración de carbono en la austenita y su efecto en las reacciones I y II

Los elementos de aleación y aleantes reducen la solubilidad de carbono en la austenita de alto carbono (γ_{HC}) durante el tratamiento isotérmico, si la concentración de carbono en γ_{HC} es baja, el tiempo de reacción I se alarga. Por ello, la concentración de carbono sobre la austenita (γ) previa al austemperizado es el resultado del efecto de los elementos que aumentan o disminuyen la solubilidad, retrasando o promoviendo la reacción I (tabla 2.1).

Elemento	Efecto solubilidad C en γ_{HC}	Efecto solubilidad C en γ	Efecto Velocidad reacción I
Cu	Disminuye	Incrementa	Baja discreta
Mn	Disminuye	Incrementa	Aumento drástico
Mo	Disminuye	Disminuye	Baja discreta
Ni	Disminuye	Disminuye	Baja discreta
Si	incrementa	Disminuye	Aumento moderado

Aquellos elementos que reducen la solubilidad de carbono en la γ_{HC} retardan la aparición de los carburos de la reacción II, además de que la velocidad asociada a esta reacción es menor. Los elementos promotores de carburos causan el inicio y progreso rápidos de la segunda reacción. Tales efectos entre las dos reacciones en el austemperizado impactan sobre la ventana de proceso que es importante para alcanzar las propiedades deseadas.

2.2.4 Efecto particular de los elementos de aleación y aleantes

La composición química del hierro nodular (Tabla 2.2) es fundamental para el proceso de austemperizado, de manera similar a los aceros, cada elemento de aleación o los aleantes provocan efectos durante el tratamiento de austemperizado, tales efectos pueden beneficiar o perjudicar la respuesta al tratamiento térmico.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Mg
Min	3.6	1.8	0.15	0.03	0.002	0.03	0.05	0.01	0.15	0.03
Max	3.8	2.8	1.0			0.07	0.20	0.10	1.00	0.06

Los elementos de aleación más importantes para el proceso de austemperizado son el carbono, el silicio y el manganeso, el azufre se mantiene en bajo porcentaje para que la cantidad de nodulizante usado también sea bajo debido a las reacciones de Mg y S, por supuesto, el azufre también afecta de manera adversa las propiedades mecánicas. El fósforo se mantiene en niveles bajos debido a que se deben evitar inclusiones como la esteadita.

Los efectos de los elementos de aleación se citan a continuación:

Carbono (C): El principal elemento de aleación, en cantidades de 3 a 4% aumenta el esfuerzo de tensión del hierro nodular aunque afecta la elongación de manera negativa [7]. Es la principal fuente para los nódulos en la matriz, así como parte esencial de la cementita (Fe_3C) que se encuentra en la perlita. Para un hierro nodular con austemperizado el contenido de carbono se recomienda en el rango de 3.6 a 3.8 y se requiere un control adecuado para la concentración en γ durante la austenización y de γ_{HC} en el tratamiento isotérmico.

Silicio (Si): En el hierro nodular promueve la formación de grafito, disminuye la solubilidad de carbono en la austenita, e inhibe la formación de bainita o reacción II [7, 22]. El silicio en el diagrama Fe-C_g cierra todos los campos donde se encuentra presente la austenita [6]. Incrementar el contenido de silicio conlleva a una mejor nodularidad y a un mayor conteo de nódulos. Es estabilizador de la ferrita además de que la endurece y mejora su resistencia. La segregación del silicio fomenta la de Mn en las regiones intercelulares causando un retraso en las reacciones del austemperizado.

A pesar del efecto inhibitor de solubilidad de carbono en la γ [7], el silicio permite el enriquecimiento de carbono en γ_{HC} a lo largo del proceso de austemperizado sea a altas o bajas temperaturas.

La diferencia entre ADI de bajo y alto silicio con respecto a la máxima concentración de carbono en la γ_{HC} es discreta, aunque la fracción de γ retenida está influenciada por el silicio, a mayor cantidad de este, la fracción γ_{HC} es mayor, sin embargo, tal tendencia alcanza un máximo y por tanto, comienza a decaer [34]. La concentración de silicio de 3.6 a 3.7 reduce la fracción de γ retenida debido a la presencia de granos de ferrita proeutectoide entre la ausferrita [22, 28].

El silicio inhibe la formación de carburos [8, 22, 34], por lo que el contenido de este retrasa de manera conveniente la reacción II, el incremento de silicio aumenta el tiempo de inicio y retarda la velocidad de esta reacción.

Manganeso (Mn): Incrementa la austemperabilidad, sin embargo, en la solidificación tiende a segregarse en los límites intercelulares, donde puede formar carburos [7, 22]. El manganeso retrasa la reacción I de austemperizado, sobre todo en las regiones intercelulares.

Es un estabilizador de la perlita, de la austenita [34], y produce un descenso en la temperatura de la transformación eutectoide [27]. También reduce la región intercrítica disminuyendo la temperatura crítica superior.

Aunque el manganeso retarda ambas reacciones del austemperado, a altas temperaturas la ventana de proceso se hace estrecha y las propiedades mecánicas que se obtengan estarán fuera de las normas (fig. 2.11 [32]).

Las consecuencias son que la transformación Ausferrítica sea completa en la celda eutéctica, dando inicio a la segunda reacción antes de que en la región intercelular termine la primera, tal fenómeno puede ser evitado si la cantidad de Mn es menor a 0.35%.

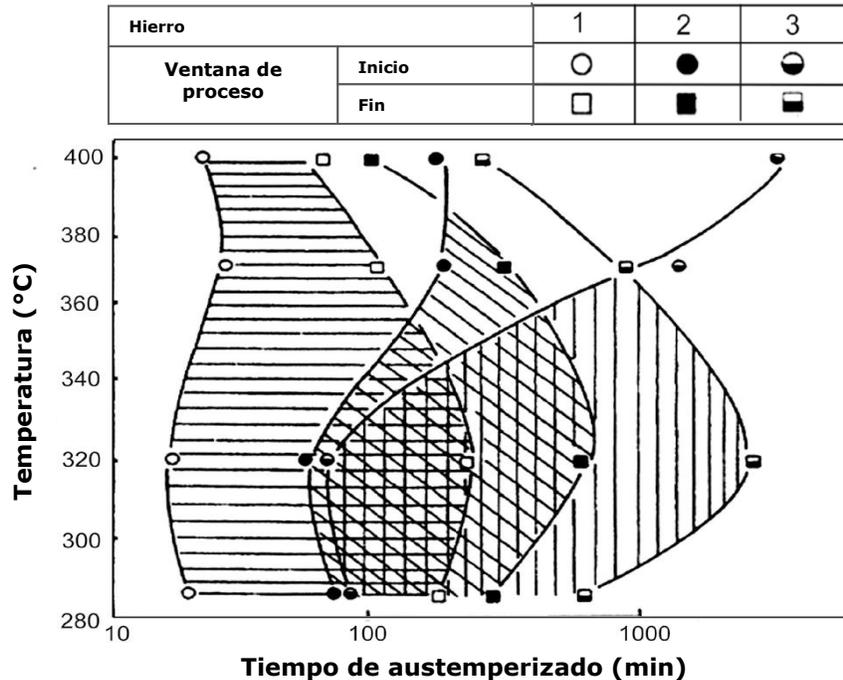


Fig. 2.11 Efecto de Mn sobre la ventana de proceso 1)0.25 %, 2) 0.37%, 3) 0.67%

En secciones mayores y baja densidad de nódulos, esta segregación puede ser tan grande que puede generar contracciones, carburos y retener austenita sin reaccionar [7].

Los elementos aleantes son elementos que pueden o no agregarse al hierro nodular para alcanzar alguna(s) de las propiedades mecánicas, físicas o mejorar la capacidad para algún proceso, en este caso, lo que se busca es aumentar la austemperabilidad, los efectos de estos elementos se mencionan a continuación:

Molibdeno (Mo): Es el elemento con mayor efecto para aumentar la austemperabilidad, la adición de este es necesario para secciones pesadas a fin de evitar las transformaciones indeseadas [7]. Es un poderoso promotor de carburos [29], por lo que su adición debe ser menor a 0.3% para evitar la formación de estos.

Tiene un efecto negativo sobre la Austenita en la austenización (γ) y la Austenita Saturada en carbono del austemperizado (γ_{HC}) al reducir el contenido de carbono de ambas. Aunque las reacciones tienen un ligero retraso por la adición de molibdeno, tal efecto no es comparable con el obtenido por el Mn donde las reacciones se pueden llevar a cabo simultáneamente a ciertos tiempos a altas temperaturas de austemperizado en la zona intercelular [32]. El molibdeno no tiene un gran efecto sobre la velocidad de la reacción I ni sobre los fenómenos involucrados en esta. Sin embargo, retarda el inicio de la reacción II [22], por lo que la ventana de proceso es mayor.

Níquel (Ni): Es un poderoso agente que aumenta la austemperabilidad, es un estabilizador de la austenita y reduce la temperatura de austenización. Disminuye la probabilidad de formación de carburos [29], haciéndolos más finos e inestables [32]. Incrementa la cantidad de perlita en el hierro nodular aunque en menor grado que el cobre.

Reduce la cantidad de carbono en γ y la γ_{HC} aunque la cinética de la reacción I no se ve disminuida ni hay un retraso significativo en esta. La cantidad de austenita en la ausferrita es mayor. Puede promover la formación de austenita en forma de bloque y aumentar la posibilidad de que no reaccione por exceso ($Ni > 2\%$) en la adición de este elemento [32]. El principal impedimento para el uso del níquel es su precio [1].

Cobre (Cu): Es el elemento más usado para aumentar la austemperabilidad del hierro ADI. Incrementa la cantidad de perlita en la microestructura, teniendo el efecto perlitizante más fuerte que cualquier elemento [32]. La mayor presencia de perlita es importante en la austenización ya que reduce los tiempos de esta [27]. El cobre disminuye las temperaturas de austenización sin el riesgo de que esta última sea parcial debido a un calentamiento en la región intercrítica.

Incrementa los campos donde la austenita se encuentra presente [31]. Los efectos en el austemperizado son menores que los obtenidos por el Mn y el Mo y contrarresta la segregación de estos elementos. En contenidos mayores al 1%, el Cu inhibe la difusión de carbono hacia el grafito (durante la solidificación) y del grafito a la austenita (durante la austenización) [1, 27].

Aluminio (Al): La adición de este elemento provoca la formación irregular de nódulos. A un contenido de 2% los nódulos cambian su morfología a grafito vermicular. El aluminio también ayuda a una mayor formación de perlita en la matriz del hierro nodular [20]. Su poder grafitizante incrementa la cantidad de nódulos y reduce la formación de carburos.

En el austemperizado, la formación de carburos (reacción II) se lleva a cabo en tiempos más largos, causado por el carácter grafitizante del aluminio, eso significa que la segunda reacción comienza mucho después que sin la adición del aluminio [31].

El aluminio se usa como sustituto del silicio [34], en el austemperizado incrementa la velocidad de la reacción I, aunque la ventana de procesamiento es más grande debido a que el inicio y la velocidad de la reacción II son lentos.

Cromo (Cr): El cromo se caracteriza por promover la formación de carburos y tiene un efecto negativo sobre la nodularidad del grafito si el contenido supera el 1% de este elemento [32].

El cromo incrementa la velocidad de la reacción I y la ventana de proceso inicia a menores tiempos. Al ser un fuerte promotor de carburos, la reacción II también inicia de manera más rápida haciendo más estrecha la ventana de proceso [33]. Sin embargo este fenómeno puede variar de acuerdo a la temperatura de austemperizado, a bajas temperaturas, el efecto pierde importancia debido a que

la ventana es más amplia que a temperaturas altas [33]. A altas temperaturas, las propiedades mecánicas óptimas no se alcanzan y el material tiende a disminuir su tenacidad, esto generalmente sucede si el porcentaje de cromo rebasa el 0.3 % [32].

Vanadio (V): Incrementa la cantidad de perlita en el hierro nodular, pero disminuye la nodularidad y el conteo de nódulos. Es un fuerte formador de carburos. Aunque no se han establecido relaciones con respecto al contenido de vanadio con respecto a las reacciones.

La formación de V_4C_3 durante el austemperizado en la interfase de la ferrita acicular y la γ_{HC} limita el crecimiento de la primera conduciendo a la formación más fina de esta fase. Esto implica una mayor dureza y una mayor resistencia a la tensión [32].

2.2.5 Composición química y otras consideraciones del hierro nodular por austemperizar.

Como se ha mencionado a lo largo de esta tesis la composición química es fundamental en el proceso del austemperizado. Los rangos recomendados para una repuesta adecuada al tratamiento se encuentran enlistados en la tabla 2.3 [4, 7,14].

Tabla 2.3 Rangos típicos de control en la composición química para hierros ADI		
Elemento	porcentaje sugerido	Tolerancia
C	3.6	±0.20
Si	2.5	±0.20
Mg	(%Sx0.76) +0.025	±0.005
Mn Max sección >13mm Máx. sección <13 mm	0.35 máx. 0.6 máx.	±0.05
Cu	0.80	±0.05
Ni	2.00	±0.10
Mo	0.30	±0.03
P	0.04	
S	0.02	
Cr	0.1	
V	0.10	
Al	2.00	

La composición se relaciona con el carbono equivalente ya que de este se puede predecir la temperatura de austenización auxiliado por el diagrama ternario Fe-C_g-Si (Fig. 2.3). El efecto del Silicio sobre el carbono equivalente está dado por la siguiente expresión [1,14]:

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

Para el tratamiento térmico se recomienda además que el hierro nodular cumpla

con las siguientes especificaciones [7, 2, 25]:

- Densidad de nódulos ≥ 100 nódulos/mm².
- Nodularidad, 85% - 90%
- Tamaño de nódulo; ASTM 5 - 6
- Morfología del Carbono grafito , I y II ASTM A247 (Fig. 2.12 [35])
- Porosidad e inclusiones 0.5 % máximo
- Tipo de matriz: Aunque se puede tener una buena relación ferrita/perlita [14], se recomienda que la matriz sea principalmente perlítica [27].

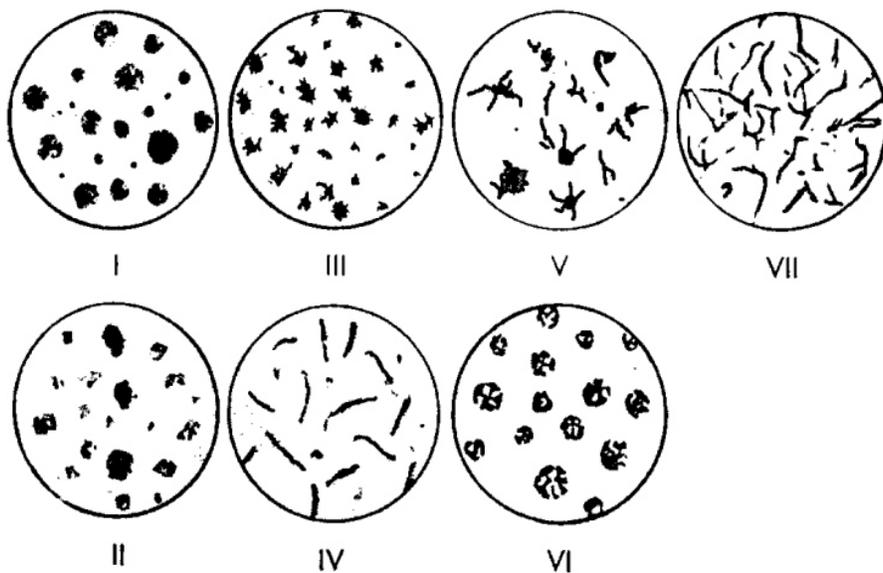


Fig. 2.12. Tipo de grafito Norma ASTM A247 [35]

2.3 Fases y microconstituyentes en el proceso de austemperizado

2.3.1 Ausferrita ($\gamma_{HC} + \alpha_{acicular}$)

La ausferrita está formada por ferrita acicular y una matriz de austenita estable saturada de carbono [22, 36].

La apariencia de la ausferrita está ligada a la temperatura del baño isotérmico más que a la de la temperatura de austenización [37, 38], esto de acuerdo a los fenómenos involucrados durante el tratamiento de austemperizado [18].

Las altas temperaturas del isotérmico generan una estructura de ferrita acicular gruesa [9, 39], ya que favorecen el fenómeno de difusión y crecimiento [24, 26] por sobre la nucleación, la austenita que transforma a ferrita acicular muestra un rechazo de carbono debido al alto contenido de silicio [34,40], por tanto, la concentración de carbono en la γ_{HC} es alta [18]. Algunos investigadores la nombran ausferrita superior (Fig 2.13 [18]).

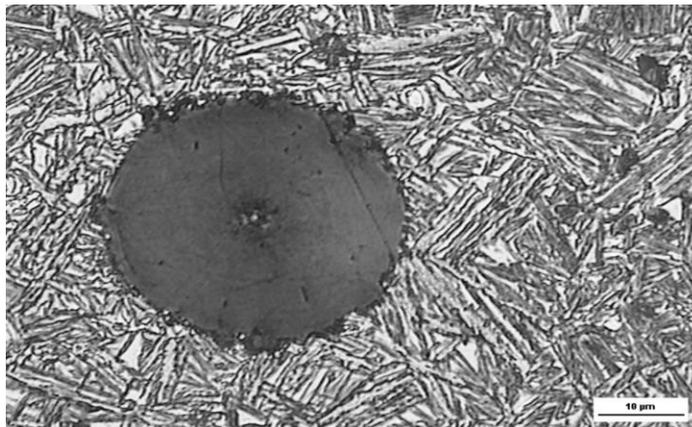


Fig. 2.13 Hierro austemperizado a 420 °C por 60 minutos, ausferrita superior [18]

La cantidad de γ_{HC} presente en la matriz se encuentra entre 36 a 45 % [37] y la concentración de carbono en esta fase es alrededor de 1.6 % (fig. 2.14 [23])

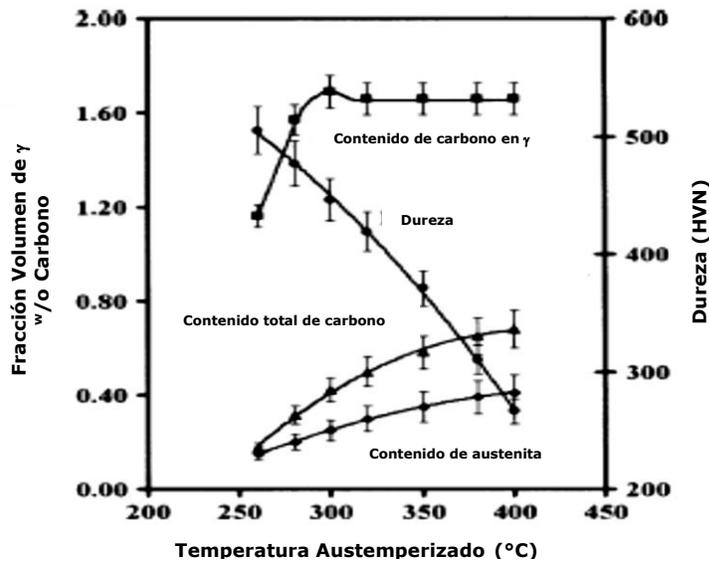


Fig. 2.14 Variación de fracción de austenita, contenido de carbono, contenido total de carbono y dureza con respecto a Temperatura austemperizado [23]

En bajas temperaturas de austemperado la diferencia de temperaturas $T_{\gamma} - T_{iso}$ favorece la nucleación, así como su velocidad dando como resultado una estructura fina (Fig. 2.15 [18]) [37, 39] y la austenita en la matriz tiene un menor contenido de carbono (fig. 2.14), ya que la difusión de carbono es lenta por la T_{iso} [18,21]. A causa de la nucleación, la cantidad de γ_{HC} en la matriz es mucho menor que a altas temperaturas [38,52] (fig. 2.14). Es conocida como ausferrita inferior.

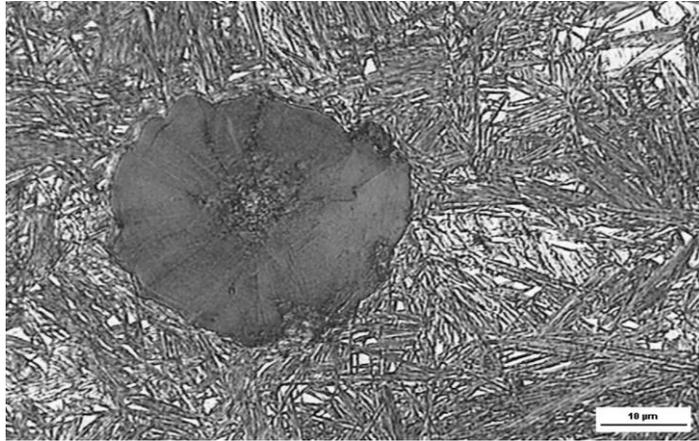


Fig. 2.15 Hierro austemperizado 250 °C por 60 minutos, Ausferrita inferior [18]

2.3.2 Austenita (γ)

La austenita es una fase que está presente durante todo el proceso de austemperizado. Es importante establecer las diferencias entre la austenita de la austenización y la del austemperizado.

La austenita durante la austenización es determinante para el hierro nodular austemperizado. Las T_γ altas (900-950 °C) implican una mayor solubilidad de carbono, mayor velocidad en la reacción I, y la reducción de la ventana de proceso [7], esta conlleva al proceso de austemperizado a baja temperatura (230°C -350°C) [18], ya que la ventana de proceso es mayor a bajas temperaturas (Fig 2.7). A T_γ baja (815-890°C) la solubilidad de carbono es menor, el tratamiento isotérmico se encuentra en las temperaturas altas (350°C a 450°C) [18].

En el proceso de austemperizado, la austenita se enriquece de carbono por los procesos de difusión, sin embargo, el control del tiempo de permanencia en el tratamiento isotérmico es indispensable a fin de evitar la transformación martensítica por tiempos cortos.

En el austemperizado, la austenita se puede presentar de tres maneras:

a) Austenita sin reaccionar (Fig. 2.16 [1]): Esta se encuentra en niveles por debajo de las condiciones de equilibrio en cuanto a la concentración de carbono [21, 36, 41]. Se presenta de igual forma por elementos estabilizadores de la austenita como la presencia de Mn o Mo [12, 40] y a nivel micro estructural se observan lagunas de esta fase. Estas no transforman a Temperatura ambiente [12].

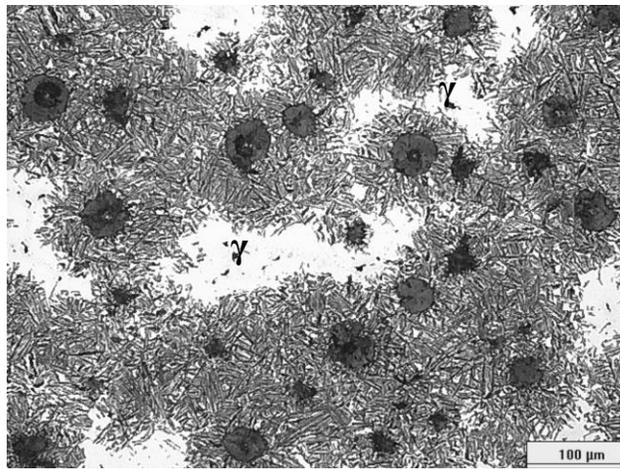


Fig. 2.16 Hierro austemperizado con altas concentraciones de Mn y austenita sin reaccionar (zonas claras) [1]

b) Austenita meta estable: Formada debido a la saturación de carbono en la interfase ferrita/austenita ($C = 1-1.5 \%$) [21, 36, 38].

c) Austenita estable subenfriada: Es austenita con un alto contenido de carbono, lo que le confiere estabilidad térmica, el porcentaje es mayor a $1.6\% C$ [21, 36] (fig. 2.14). Este contenido de carbono causa un descenso de la línea Ms (transformación martensítica) [38].

2.3.3 Ferrita (α)

La ferrita es una fase cuyo contenido de carbono es menor al 0.025. En el hierro nodular, una matriz ferrítica (Fig. 2.17 [1]) no es recomendable ya que el carbono que satura a la austenita proviene en gran parte de los nódulos, lo que implica una degradación de estos. Las distancias a difundir son mayores por lo que el proceso de austenización es más lento.

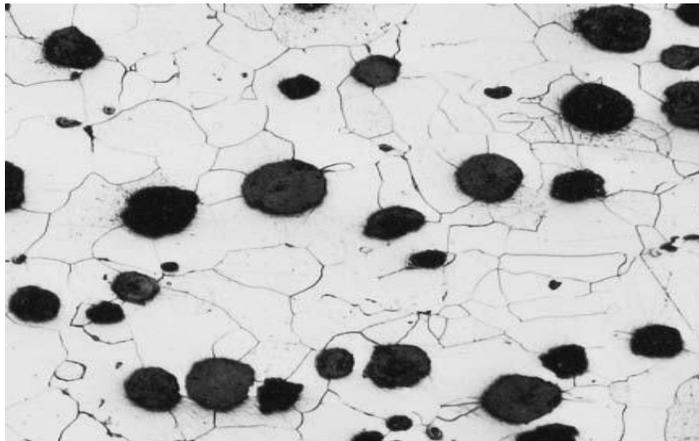


Fig. 2.17 Hierro Nodular matriz ferrítica [1]

En el austemperizado, la ferrita se puede presentar de dos formas.

a) En la Ausferrita: Se encuentra en forma acicular siendo una solución sólida saturada en carbono [41], la temperatura del baño isotérmico define que tan fina o gruesa estará en la matriz, es el resultado de la reacción I del austemperizado, aunque a tiempos prolongados en el baño también se le encuentra en la bainita.

b) Ferrita proeutectoide: La temperatura de austenización está por debajo de la Temperatura Crítica Superior (Upper Critical Temperature UCT por sus siglas en inglés) (Ver Fig 2.3). Lo que lleva a una austenización parcial y a la formación de ferrita a temperaturas por arriba de la transformación eutectoide [19], esta ferrita se encuentra con la ausferrita (Fig. 2.18 [1]).

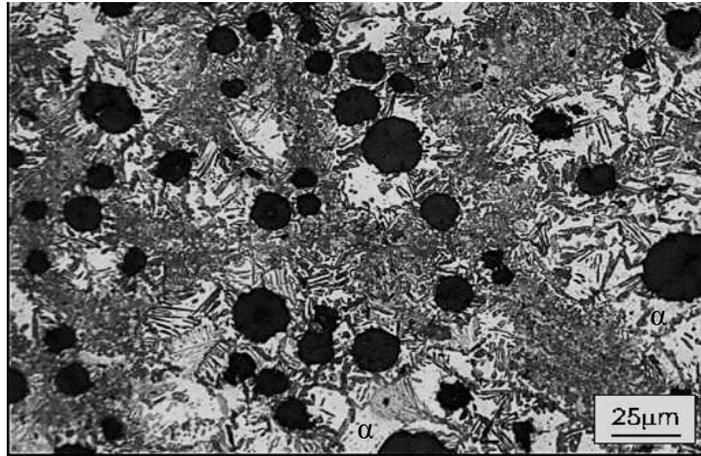


Fig. 2.18 Hierro Nodular austemperizado con ferrita proeutectoide (fase clara) [1]

2.3.4 Perlita

La perlita es un micro constituyente eutectoide formado por Ferrita (α) y cementita (Fe_3C), a nivel microestructural tiene un patrón similar al de una huella digital, este se debe al espacio entre láminas de las fases que lo componen. La cantidad de Ferrita es de 88.7% por el 11.3% de cementita.

En el hierro nodular, una estructura perlítica [20, 36] (Fig. 2.19 [36]) es susceptible a una austenización completa mucho más rápida [32] ya que las distancias a difundir son más cortas entre las láminas. También muestran mayores sitios de nucleación durante la austenización que una matriz ferrítica debido a que dichos sitios se localizan en las interfases cementita/ferrita [32]. Aunado a ello, los hierros nodulares normalizados tienden a tener una austenización de velocidad superior ya que la micro estructura es más fina.

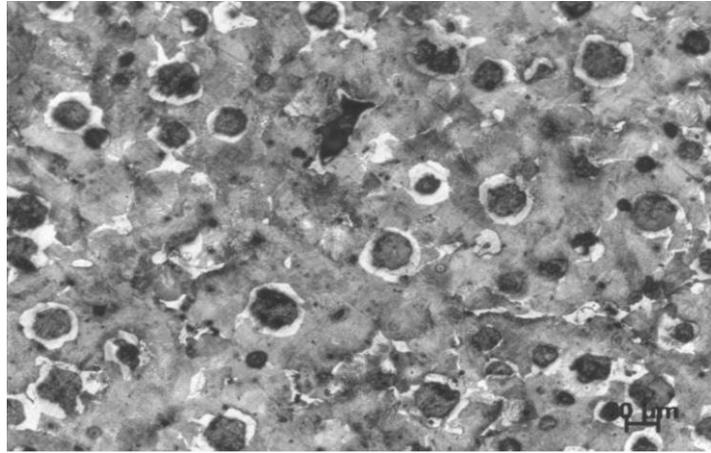


Fig. 2.19 Hierro Nodular con matriz perlítica. [36]

Sin embargo, ningún nivel de perlita residual es permisible en el hierro austemperizado, debido a que este micro constituyente deprime las propiedades mecánicas requeridas de un Hierro ADI.

La presencia de la perlita (Fig. 2.20 [1]) en el hierro austemperizado se debe a que la sección a austemperizar es mayor al radio crítico. El diámetro crítico es el diámetro máximo donde la microestructura de una pieza es totalmente ausferrítica, este diámetro crítico depende de la composición química, por lo que un hierro nodular no aleado es susceptible a tener transformación perlítica con respecto a uno aleado si la sección es demasiado gruesa.

Otra causa de presencia de este microconstituyente es la inadecuada extracción de calor en la pieza, por lo que las secciones de la superficie pueden estar austemperizadas pero el centro puede mostrar mezcla perlita-ausferrita.

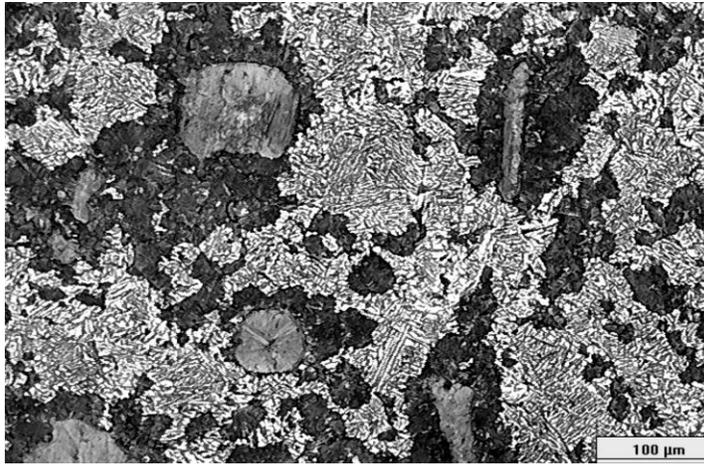


Fig. 2.20 Hierro nodular austemperizado con perlita (fase oscura) [1]

2.3.5 Martensita (α')

La martensita es una fase que se forma en el tratamiento térmico de temple, por tanto, es una estructura obtenida fuera del equilibrio. La martensita se puede obtener en tres maneras distintas, aunque solo dos de ellas son parte del austemperizado.

La primera de ellas es el corto tiempo en el austemperizado, debido a que la transformación requiere un tiempo necesario para ser completa y enriquecer de carbono la γ_{HC} , la estabilidad en la austenita no es alcanzada por lo que, durante el enfriamiento a temperatura ambiente, esta transforma a martensita[24].

La segunda tiene que ver con el proceso de austemperizado a bajas temperaturas, ya que el tiempo disponible en la ventana de proceso es mayor. La temperatura de inicio de transformación martensítica (línea M_s) se encuentra cercana a la temperatura del baño isotérmico, por lo que se encuentra en los hierros ADI con mayor resistencia la tensión [14]. Sin embargo, las cantidades de esta martensita son muy bajas por lo que se consideran tolerables [10, 23, 24]. La estructura de la martensita llega a confundirse con la ferrita presente en la ausferrita, ambas tienen una morfología acicular por lo que diferenciarlas se

dificulta, sobre todo para hierros austemperizados a bajas temperaturas. Sin embargo, la martensita muestra un patrón característico, se coloca de manera alternada similar a un zigzag [12, 36] mientras α_{acicular} lo realiza de manera aleatoria. La martensita también se encuentra en las zonas de la austenita inestable que se encuentra entre los nódulos, por lo que no se puede observar entre las agujas de ferrita ni a través de ellas (Fig 2.21 [24]).

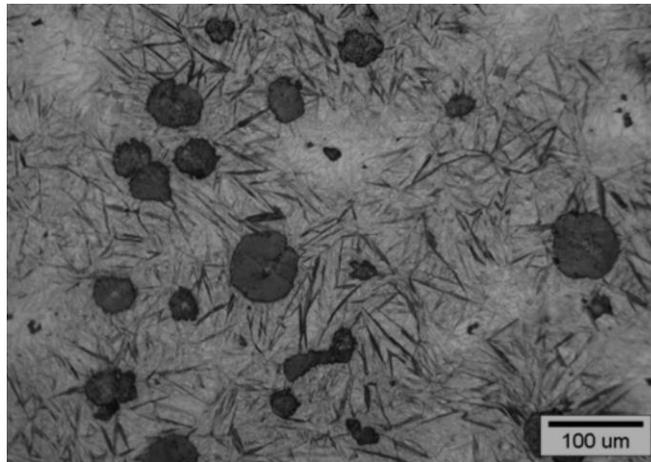


Fig. 2.21 Hierro nodular austemperado 275°C 5 min con martensita (agujas oscuras) [24]

La transformación martensítica se ve disminuida por la cantidad de carbono durante el austemperizado [23, 36], esto significa una menor temperatura M_s que la del hierro nodular sin tratamiento. Generalmente la temperatura M_s de un hierro nodular se sitúa entre los 220°C y los 150 °C [12], mientras que para un hierro austemperizado las temperaturas son tan bajas que el enfriamiento a temperatura ambiente no induce la transformación [23].

La martensita también se puede encontrar en un hierro ADI después del tratamiento térmico. Es el efecto de la transformación inducida por deformación plástica (Transformation induced plasticity, TRIP en inglés) [7, 24, 37]. El maquinado de piezas ADI sin un control adecuado de la fuerza o de la velocidad

pueden lograr transformar la γ_{HC} , lo que da lugar a un endurecimiento superficial debido a la martensita [29]. En probetas de tensión y piezas para ensayo de dureza se ha encontrado esta fase en la fractura e indentaciones respectivamente [12].

2.3.6 Bainita y carburos

La bainita es el resultado de tiempo prolongado del tratamiento de austemperizado, está formada por ferrita más carburos (reacción II) [7]. En el tratamiento isotérmico prolongado esta bainita es compuesta de ferrita y cementita (Fe_3C), sin embargo, puede haber dispersión fina de carburo $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$, precipitado en los límites de la ferrita acicular [7, 41].

La bainita es el resultado de transformar γ_{HC} a ferrita + carburos, esto reduce la tenacidad y ductilidad por lo que en el tratamiento de austemperizado se evita obtenerla [16, 23]

2.4 Hierro nodular austemperizado o Hierro ADI

El hierro nodular austemperizado es el producto final del proceso del tratamiento térmico, de acuerdo con las normas ASTM, ISO y SAE, los hierros ADI se clasifican de acuerdo con las propiedades mecánicas, independientemente de la composición química del hierro nodular base [25,27].

Los hierros ADI son materiales con aplicaciones diversas, debido a que conjuntan propiedades tales como dureza, resistencia a la tensión y al impacto, así como una marcada resistencia al desgaste y que en ocasiones superan tanto a los hierros colados convencionales y a los aceros [9, 39]. De la misma manera que los hierros nodulares, los hierros ADI se clasifican por grado con respecto a la resistencia a la tensión (Ultimate Tensile Strength, UTS), esfuerzo de cedencia (Yield strength, σ_s , Y_s) y elongación (%). La tabla 2.4 compara los hierros ADI en base a las normas ISO, ASTM y SAE.

Tabla 2.4 Comparación de los grados de hierros ADI en sistema internacional de unidades				
ISO 17804 (UTS- Y_s - $\% \epsilon$) (MPa- MPa-%)	SAE J2477 (UTS- Y_s - $\% \epsilon$) (MPa- MPa-%)	ASTM897/A897M-06 (UTS- Y_s - $\% \epsilon$) (MPa- MPa-%)	ASTM897/A897M -03*	Dureza HB (kg/mm^2)
800-500-11	AD 750-500-11	750-500-11		241- 302
900-600-08	AD 900-650-09	900-650-09	1	269-341
1050-700-06	AD 1050-750-07	1050-750-07	2	302-375
1200-850-03	AD 1200-850-04	1200-850-04	3	341-444
1400-1100	AD 1400-1100-02	1400-1100-02	4	388-477
	AD 1600-1300-01	1600-1300-01	5	402-512

*La norma ASTM ASTM897/A897M-03 considera cinco grados del 1 al 5

La norma ASTM es la norma más citada para este material, por lo que las propiedades y su caracterización se han realizado respecto a esta (aunque también indirectamente de la SAE). Se consideran 6 grados del hierro ADI.

El Hierro ADI Grado 750-500-11 o ISO 800-500-11 (Fig. 2.22 [14]) es una innovación en las normas SAE (2004), ASTM (2006) e ISO (2004), esencialmente este hierro ADI presenta una matriz Ausferrítica, aunque también ferrita proeutectoide [2, 22], la cual se debe a un tratamiento de austenización parcial en la zona intercrítica [19] (Fig 2.3), este grado de hierro ADI fue desarrollado para mejorar la maquinabilidad de los hierros ADI Convencionales.

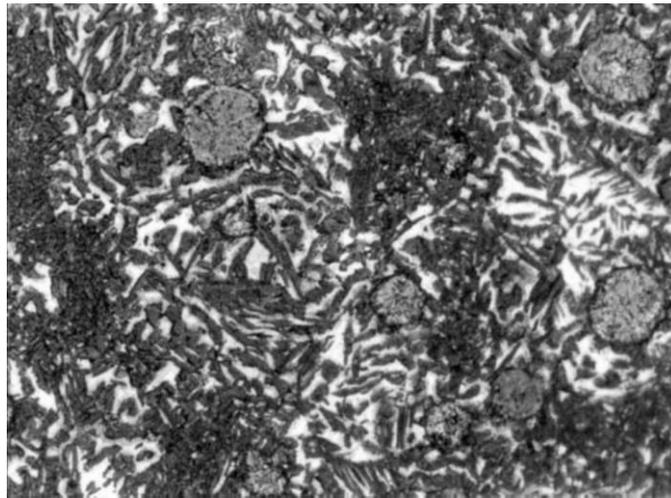


Fig. 2.22 Microestructura del Hierro ADI Norma SAE J2477 Grado 750-500-11 [14]

Los hierros ADI 900-650-09 y 1050-750-07 (Fig. 2.23 [14]) son hierros Austemperados a altas temperaturas (450°C y 330°C) [18], estos hierros exhiben ausferrita gruesa (ausferrita superior), presentando grandes cantidades de austenita de alto carbono. De acuerdo con la micro estructura, la dureza (260-360 HB) es baja con respecto al ADI 1400-1100-02 pero mayor a la del ADI 750-500-11. Esta clase de hierros ADI muestran una gran tenacidad, buena ductilidad, resistencia a la fatiga y al desgaste [14, 30]. El ADI 1050-750-07 ha sido usado para aplicaciones donde hay esfuerzo de torsión, altas cargas de impacto y prolongados ciclos de fatiga.

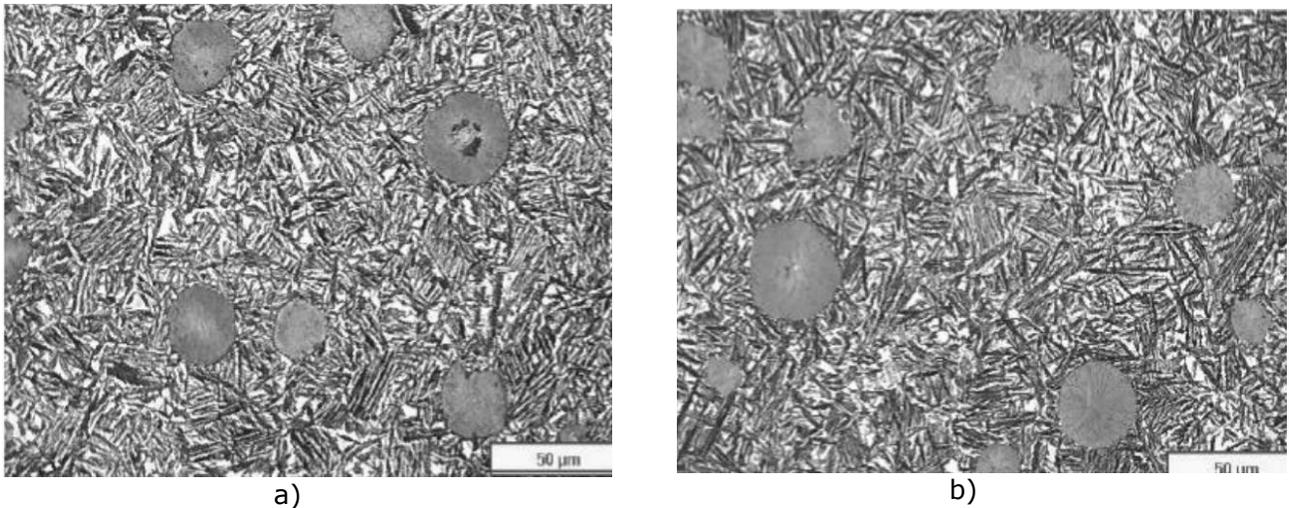


Fig. 2.23 Microestructuras del Hierro ADI Norma SAE J2477 a) Grado 900-650-09 y b) Grado 1050-750-07 [14]

Los Hierros ADI 1400-1100-02 y 1600-1300-01 (Fig. 2.24 [14]) son hierros austemperizados a bajas temperaturas (220°C a 300°C) [18], por tanto, la ausferrita obtenida de este proceso tiene grandes cantidades de ferrita fina y muy poca austenita (ausferrita inferior). Sus propiedades están asociadas con una dureza comprendida en el intervalo de 400 a 500 HBN, una alta resistencia al desgaste [14, 29], pero limitada tenacidad y un pobre comportamiento plástico. Se pueden encontrar cantidades mínimas de martensita en estos grados [24, 28]. En estos ADI se recomienda que la pieza tenga las dimensiones adecuadas previo al tratamiento, debido al desgaste que podrían ejercer sobre las herramientas de corte durante el maquinado [37].

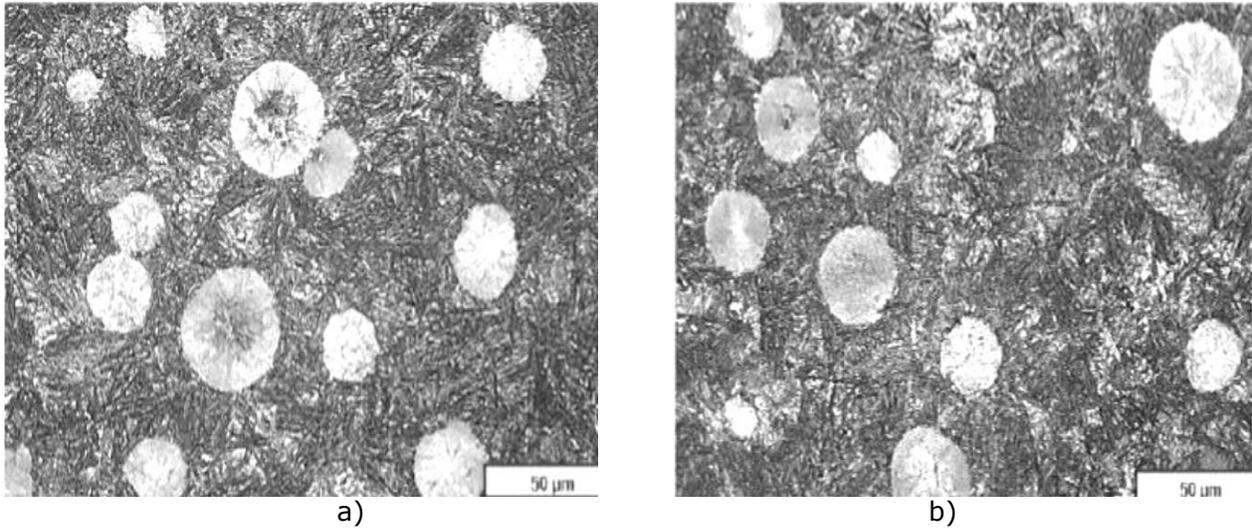


Fig. 2.24 Microestructuras del Hierro ADI Norma SAE J2477 a) Grado 1400-1100-02 y b) Grado 1600-1300-01 [14]

El Hierro ADI 1200-850-04 (Fig. 2.25 [14]) se sitúa en la zona de transición de ausferrita superior a inferior esto es en las temperaturas de 280°C a 350°C, implica una discontinuidad en el proceso difusivo y la nucleación [18]. Las propiedades son intermedias de los grados ADI altos y bajos.

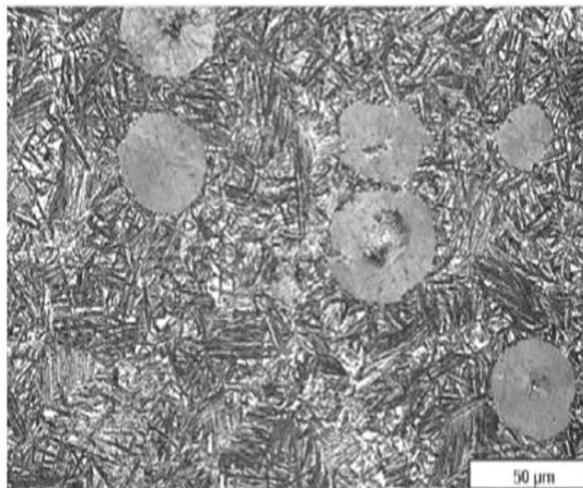


Fig. 2.25 Microestructura del Hierro ADI Norma SAE J2477 Grado 1200-850-04 [14]

2.4.1 ADI: Ventajas y mercado

El hierro ADI por sus múltiples propiedades puede ser usado en muchas aplicaciones, la automotriz fue la primera beneficiada con el cambio de engranaje de un Acero 8620 con tratamiento térmico superficial a ADI en 1977 [15]. Esto condujo a un ahorro significativo del 20% y su producción masiva en años posteriores.

El ahorro en costos de producción y sobre todo la maquinabilidad fueron artífices para que el grado 750-500-11 (ISO 800-500-11) tuviese una producción masiva en Europa, esto debido a que el maquinado de piezas se realiza después del tratamiento térmico, y que este Hierro ADI es menos sensitivo a los cambios que pudieran afectar a una estructura completamente Ausferrítica [2].

En EEUU, el hierro nodular debe tener las dimensiones adecuadas previo al tratamiento térmico, debido principalmente al desgaste que podría provocar el Hierro ADI sobre las herramientas de corte y a los posibles cambios micro estructurales que pudiesen ocurrir durante el maquinado[2].

Un ingeniero de diseño puede sustituir piezas de un material dado por un hierro ADI, el desempeño, el costo de producción, el ahorro del gasto de combustible son factores importantes a considerar [15, 42] como son:

a) La cantidad de material en un Hierro nodular o ADI que se retira en el maquinado es muy poca con respecto a un acero (Fig. 2.26 [42]) [43], a la vez, produce virutas de gran densidad y de fácil manejo [25, 42].

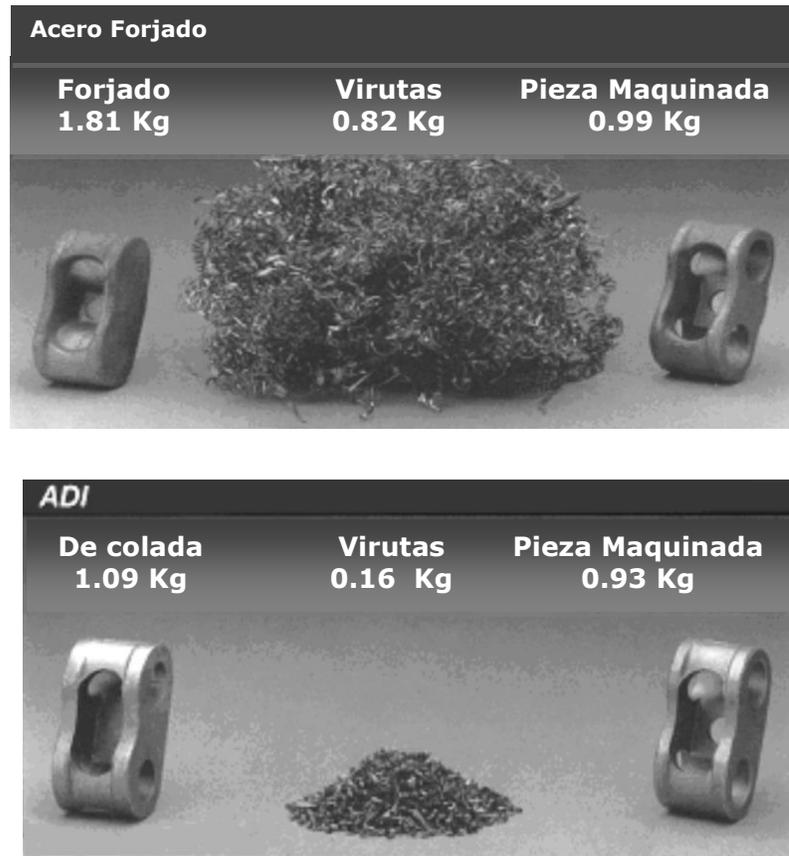


Fig. 2.26 Diferencia de peso en el maquinado de un acero y un hierro ADI [42]

b) La diferencia en costos colocan al austemperizado en hierro nodular como un tratamiento económico con respecto a un tratamiento térmico de endurecimiento superficial en los aceros. Además, el austemperizado da una correcta predicción en cambio dimensional de las piezas con respecto a los tratamientos que son comunes para los aceros.

c) La energía de producción de un Hierro ADI representa el 50% de energía usada para un acero proveniente de un proceso de fundición, y el 20% de un acero de forja además de una reducción en el peso final de la pieza [43].

d) La resistencia a la tensión de Hierro ADI es comparable en un 80 % con respecto aceros de fundición y forja [25].

e) La resistencia a la tensión es 2 veces mayor que el aluminio de forja, mayor en la resistencia al desgaste y a la cedencia y solamente representa 2.5 veces el peso, por lo que piezas de aluminio metal mecánico han sido reemplazadas por ADI [15, 42].

De acuerdo con esto, un gran campo en el mercado ha sido ocupado por los Hierros ADI, el primero de ellos y el más importante, el sector automotriz.

El pionero del ADI en la industria automotriz fue el sistema de engranaje y piñón, a esta se sumaron los cigüeñales [8, 44] (Fig. 2.27), engranajes de motores Diesel, árboles de levas [9], ganchos para remolque de camionetas ligeras, componentes de la suspensión de vehículos ligeros como pesados.

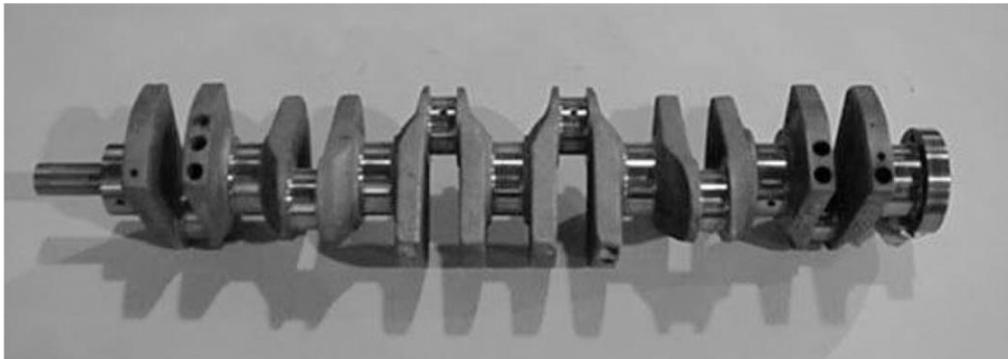


Fig. 2.27 Cigüeñal De Hierro ADI [8]

El sector Agrícola fue de los primeros en conocer al ADI como un material de gran desempeño, como componentes de los motores de los tractores, o llevando a cabo funciones como el Arado y sustituyendo a aquellos materiales más costosos.

Otras industrias se han visto beneficiadas como el sector de la construcción, la ferroviaria y la militar, todas ellas han llevado a que la producción mundial de Hierros ADI creciera de manera importante dando lugar a nuevos desarrollos.

2.4.2 Nuevos desarrollos e híbridos del Hierro ADI

Debido a que el hierro ADI se ha visto introducido en el mundo industrial y de la investigación, tal material no podía permanecer sin cambios en la manera de producirse, a continuación se mencionan de manera breve algunos nuevos procesos del Hierro ADI

- Hierro ADI Ausformado: Este hierro ADI se obtiene por medio de la introducción de una deformación mecánica durante el austemperizado, es decir, el trabajo mecánico se realiza tiempos después del enfriamiento repentino, pero antes de una transformación sustancial de la austenita. La deformación afecta la micro estructura teniendo una ausferrita más fina y uniforme que por el método tradicional, esto debido a que la velocidad de la Reacción I es mayor [44, 45].
- ADI Deformado en frío: Este hierro ADI contempla la Transformación inducida por deformación de Austenita a martensita, el atractivo comercial es el fenómeno de endurecimiento asociado al procesamiento de este hierro ADI, las reducciones obtenidas en este punto han sido de hasta 25% [44, 45].
- Austemperizado de dos etapas: Consiste en un tratamiento en el cual se realiza un austemperizado a bajas temperaturas durante un corto tiempo favoreciendo la nucleación y la obtención de ferrita fina, posteriormente el hierro es colocado en otro baño isotérmico a mayor temperatura para favorecer la difusión y por ende el enriquecimiento de carbono en austenita [45].
- ADI Libre de austenita: es un tratamiento novedoso que implica un tratamiento de austemperizado normal, más un tratamiento adicional de "revenido" a 484 °C durante 2 horas, la estructura final es de ferrita acicular, la maquinabilidad de estos es mayor que un ADI convencional [44].

Por supuesto, Estos desarrollos dieron lugar a otros materiales híbridos como lo son:

- Hierro CADI, Hierro austemperizado con carburos: Se obtiene por la adición de elementos que incrementan la probabilidad de tener carburos de hierro y/o aleados durante la obtención del hierro nodular y un posterior tratamiento de austemperizado convencional, tiene excelente resistencia a la abrasión y mayor resistencia al desgaste que el Hierro ADI 1600-1300-01 y es mucho más barato que los Hierros Blancos aleados o Ni Hard alloys [44,45].
- Hierro IDI, Hierro perférrítico: A diferencia de los Hierros ADI, este IDI, se realiza preferentemente sobre un hierro nodular sin aleantes, el procesamiento del IDI permite que el hierro nodular transforme parcialmente a perlita para después ser enfriado por encima de la línea M_s , La micro estructura está compuesta de ferrita y perlita de modo distinto a las condiciones de un hierro nodular de colada, por lo que se le denomina estructura perferrítica.
- Hierro Fase Dual (Bainítica-martensítica), estos se obtienen mediante adiciones de Silicio y Manganeso del 2.5 al 3 por ciento al hierro nodular, tales adiciones separan las transformaciones de la bainita y la martensita. El contenido de manganeso, promueve la formación de carburos de la reacción II del austemperizado mientras que el silicio la retarda, pero permite el enriquecimiento de carbono de la austenita, el proceso consta de los siguientes pasos: Austenización a 900°C, enfriamiento por esparado a 300°C para evitar la formación de la perlita, enfriamiento a 200°C para promover la formación de bainita, enfriamiento a Temperatura ambiente para promover la martensita. La microestructura será formada por bainita, martensita y 8-10% de austenita dando durezas altas (~51 HRC) y una aceptable tenacidad [44, 45].

CAPITULO 3

Desarrollo Experimental

Capítulo 3. Desarrollo experimental

En el presente capítulo se describen los detalles de las actividades experimentales que se realizaron en esta tesis

3.1 Material

Los materiales utilizados en la experimentación fueron:

Cigüeñal de hierro nodular 100-70-03 (Cortesía CIFUNSA IRAPUATO)

Disco de corte para metal

Esmeriladora marca Bosch

Arco con segueta

Termopar tipo K

Mufla de resistencias eléctricas

Horno para baño de sales y Sales neutras

Multímetro digital

3.2 Corte y obtención de las piezas.

Se realizaron cortes transversales a la mitad del cigüeñal conservando secciones características que se muestran en la fig. 3.1. Dada la geometría irregular de ciertas zonas, los cortes fueron hechos con esmeriladora y arco con segueta, obteniendo 4 secciones, una de ellas se cortó de manera que tuviese una superficie adecuada para preparación metalográfica, mientras la pieza con el espesor más pequeño, se cortó en piezas rectangulares de aproximadamente 1 pulgada de espesor (Fig. 3.2).



Fig. 3.1 Cigüeñal de hierro nodular y secciones características del primer corte

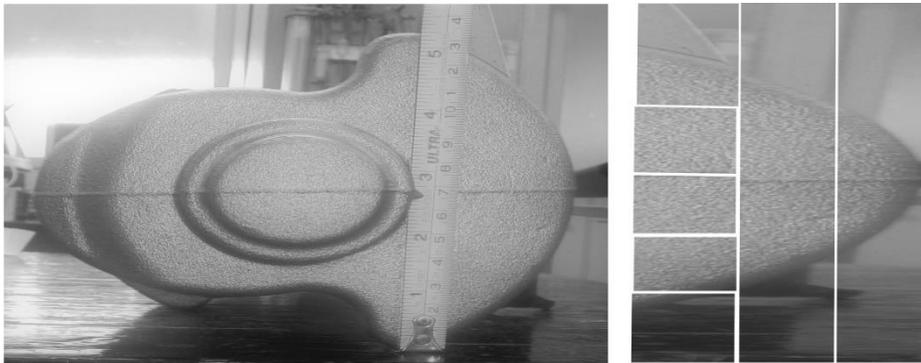


Fig. 3.2 Sección de corte delgado y piezas para tratamiento térmico

3.3 Preparación metalográfica del hierro nodular

Con el segmento obtenido del cigüeñal (Fig. 3.2), la pieza se pulió a espejo, se llevó a microscopio para su observación y captura de imágenes, esto con el fin de observar la nodularidad, la densidad de nódulos y el tamaño de nódulo y se evaluó con los patrones de la AFS (American Foundrymen's Society)[46].

Posteriormente, esta misma pieza se atacó químicamente con Nital al 2% para revelar la micro estructura, nuevamente se comparó con los patrones para determinar la matriz del hierro nodular.

3.4 Tratamiento de austemperizado para piezas de 1 pulgada

La temperatura de austenización utilizada durante la realización de la tesis fue de 950°C, las piezas de 1" de espesor se colocaron en la mufla y se calentaron desde temperatura ambiente hasta T_y , llegada esta temperatura permanecieron durante cuarenta y cinco minutos para obtener una estructura homogénea de austenita en toda la pieza.

Posterior a la austenización, las piezas se colocaron en el horno de sales a cierta temperatura según el tratamiento isotérmico a realizar y permanecieron en dichas sales durante un tiempo determinado (Tabla 3.1), después del tiempo de permanencia, las piezas se enfriaron a aire quieto.

Temperatura sales (°C)	270	250	230
Tiempo isotérmico (hrs)			
1	X	X	X
1.5	X	X	X
2	X	X	X

A su vez se realizó un tratamiento térmico de temple a dos piezas de hierro nodular, enfriadas en aceite y agua, esto como guía comparativa ante la posibilidad de encontrar martensita en las piezas austemperizadas.

Todas las muestras austemperizadas y templadas fueron preparadas metalográficamente y evaluadas a bajos y altos aumentos con ataque químico usando el reactivo Nital al 2% para observar la micro estructura resultante del tratamiento térmico.

El ensayo de dureza Brinell se llevó a cabo con un penetrador de acero de 10 mm de diámetro, con una carga de 3000 kg durante un tiempo de 30 segundos, esta prueba se realizó en dos caras de las piezas. Las impresiones en todas las piezas fueron medidas mediante un microscopio de campo con reglilla de 5mm, las mediciones hechas fueron tres por cada cara, de ellas se obtuvo el promedio, y con este se calculó la dureza promedio obtenida por el tratamiento bajo las condiciones de operación, finalmente, las durezas obtenidas se comparaban con los grados de las normas, evaluando que grado se alcanzó con ciertas condiciones de tratamiento y establecer el grado del hierro austemperizado.

3.5 Tratamiento de austemperizado para pieza de sección mayor a 1 pulgada

Habiendo establecido los parámetros de austemperización para piezas de una pulgada, el estudio se aplicó con una pieza de mayor sección para corroborar la austemperabilidad de piezas de sección de mayor tamaño (fig. 3.3) que se encuentran en un cigüeñal y/u otras piezas complejas.



Fig. 3.3 Sección de mayor tamaño del cigüeñal

La austenización se llevó a cabo a 950 °C por una hora y media. La temperatura del baño isotérmico fue de 270°C con un periodo de permanencia de 1.5 horas. El tratamiento se realizó en un corte del cigüeñal que tuviera características secciones tanto gruesas como delgadas.

Una vez terminado el tratamiento térmico, la pieza fue seccionada en la parte masiva en forma irregular (fig. 3.4), además de una rodaja (fig. 3.5). Se realizó medición de durezas en ambas piezas usando el ensayo de dureza Rockwell C (Hardness Rockwell C, HRC) y posteriormente se obtuvo la equivalencia a escala HB.

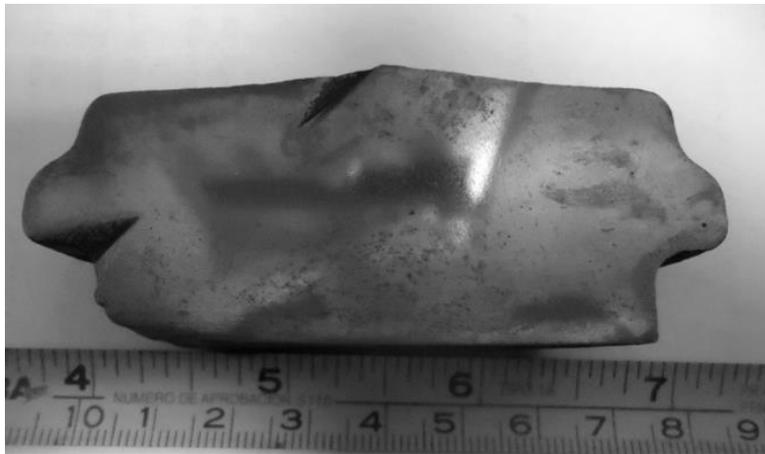


Fig. 3.4 Pieza irregular obtenida de la sección gruesa del cigüeñal

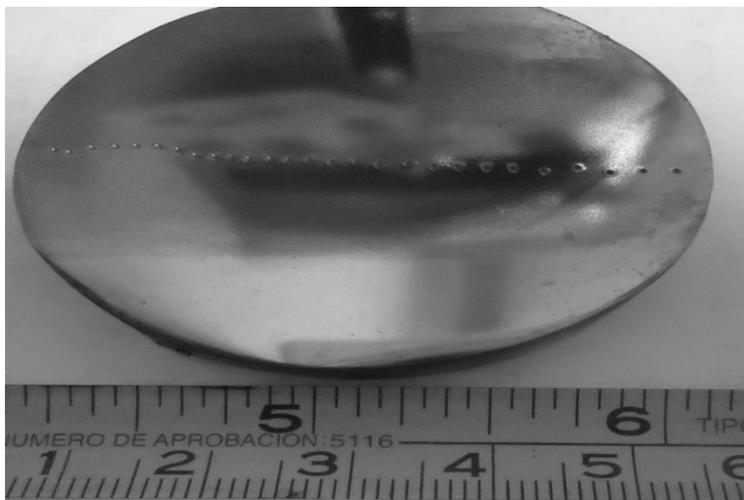


Fig. 3.5 Rodaja obtenida de la sección gruesa del cigüeñal

De igual manera a las piezas de una pulgada, se realizó preparación metalográfica y se tomaron imágenes realizando un barrido en la zona de corte y observar los cambios micro estructurales que se presentaron como repuesta al tratamiento de austemperizado con respecto a la superficie y a las zonas interiores.

CAPITULO 4

Resultados y discusión de resultados

4. Resultados y discusión de resultados

En este capítulo se presentan los resultados de la experimentación realizada, así como la discusión de los mismos.

4.1 Evaluación microestructural y composición química del Hierro Nodular Base

Se realizó la metalografía con y sin ataque del hierro nodular base para evaluar las características del carbono grafito y la matriz (Fig.4.1).

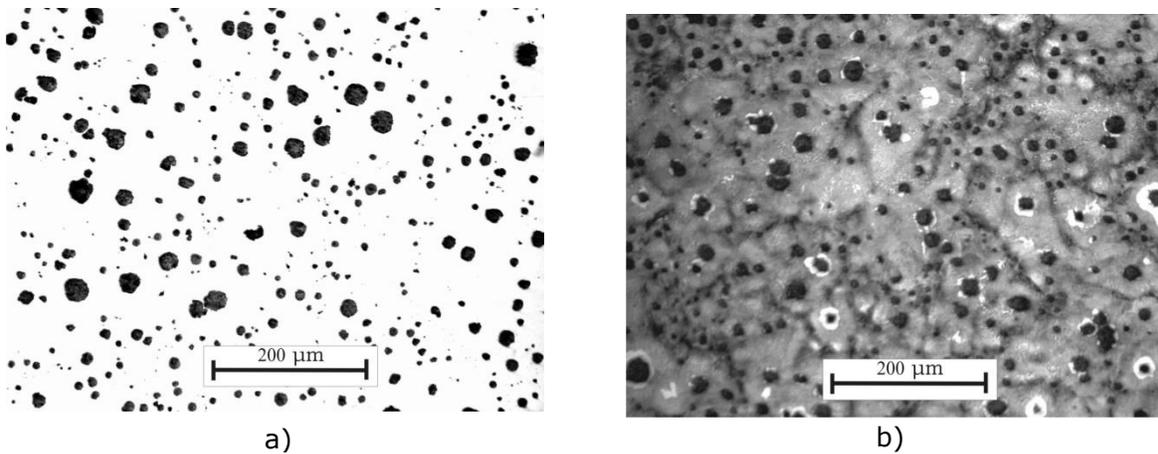


Fig. 4.1 Microestructura del Hierro Nodular Base a) Sin Ataque, 200 µm b) Atacada Nital 2%, 200 µm

Las características microestructurales fueron las siguientes:

- 85% de nodularidad
- Densidad de nódulos > 100 nódulos por mm²
- Tamaño de nódulo: Entre 5 y 7
- Morfología del grafito: Principalmente I y en menor presencia II (ASTM A247)
- Matriz predominantemente perlítica (95%)

La composición química del cigüeñal obtenido por espectrometría de emisión atómica (Facultad de Química, Departamento de Ingeniería Metalúrgica, UNAM) se muestra en la tabla 4.1

Tabla 4.1.- Composición Química del hierro nodular 100/70/03								
Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mg
% Peso	3.65	2.45	0.6	0.05	0.015	0.01	0.3	0.045

Dureza Hierro nodular promedio HBN= 276.92 ± 7.87

El conteo de nódulos es importante para el proceso de austemperizado sobre todo porque se relaciona con la calidad metalúrgica del hierro nodular base, los nódulos encontrados por mm² fueron los recomendados por la literatura ya que se cumplió con el mínimo especificado, con tamaño de nódulos entre 5 y 7 donde predomina la morfología tipo I (Fig. 4.1a), esto es importante debido a diversos factores, el principal es evitar la posible segregación y formación de carburos aleados en la zona intercelular, además, son una fuente de carbono para la austenita y favorecen el tratamiento térmico, sobre todo porque un alto conteo reduce el tamaño de la ventana de proceso.

Aunque se han hecho tratamientos de austemperizado en hierros dúctiles con matrices ferríticas y ferríticas-perlíticas, la microestructura recomendada para austemperizar es perlítica [32]. La metalografía de la pieza seccionada sin tratamiento térmico del cigüeñal (Fig. 4.1b) se comparó con los patrones de matrices del hierro nodular encontrándose una matriz perlítica.

El tiempo de 45 minutos de austenización en piezas pequeñas permite reducir el efecto negativo que tiene el silicio sobre la solubilidad de carbono en la austenita y tener tiempos menores para el austemperizado.

Las temperaturas propuestas para el tratamiento isotérmico del austemperizado fueron de 270 ,250 y 230 °C, aunque en la literatura se han realizado austemperizados a temperaturas más bajas por contenidos de elementos de aleación y aleantes. Similar al caso de los aceros, los efectos de dichos elementos se presentarían en un hipotético diagrama TTT con el desplazamiento de las curvas hacia tiempos más cortos o más largos. En cuanto a los cambios de micro estructura obtenidos por cada tratamiento se mencionan a continuación.

4.2 Tratamiento de austemperizado de piezas de una pulgada de espesor.

Durante la austenización, la temperatura se mantuvo constante a 950°C por lo que se obtuvo el contenido de carbono en la austenita de acuerdo a la siguiente expresión [10, 12]:

$$c_y = \frac{T_y}{420} - (0.17\%Si) - 0.95$$

Así el contenido de carbono en la austenita de partida es de 0.89 para todos los tratamientos que se llevaron a cabo.

Se realizaron tres tratamientos de austemperizado a diferentes temperaturas, los resultados para cada uno de ellos se encuentran en el siguiente orden: 270°C, 250°C y 230°C.

4.2.1 Resultados y análisis del tratamiento de austemperizado a 270°C

La figura 4.2 muestra el ciclo de tratamiento y el tiempo de permanencia de piezas en el baño isotérmico los cuales fueron de 1 hora, 1.5 horas y 2 horas.

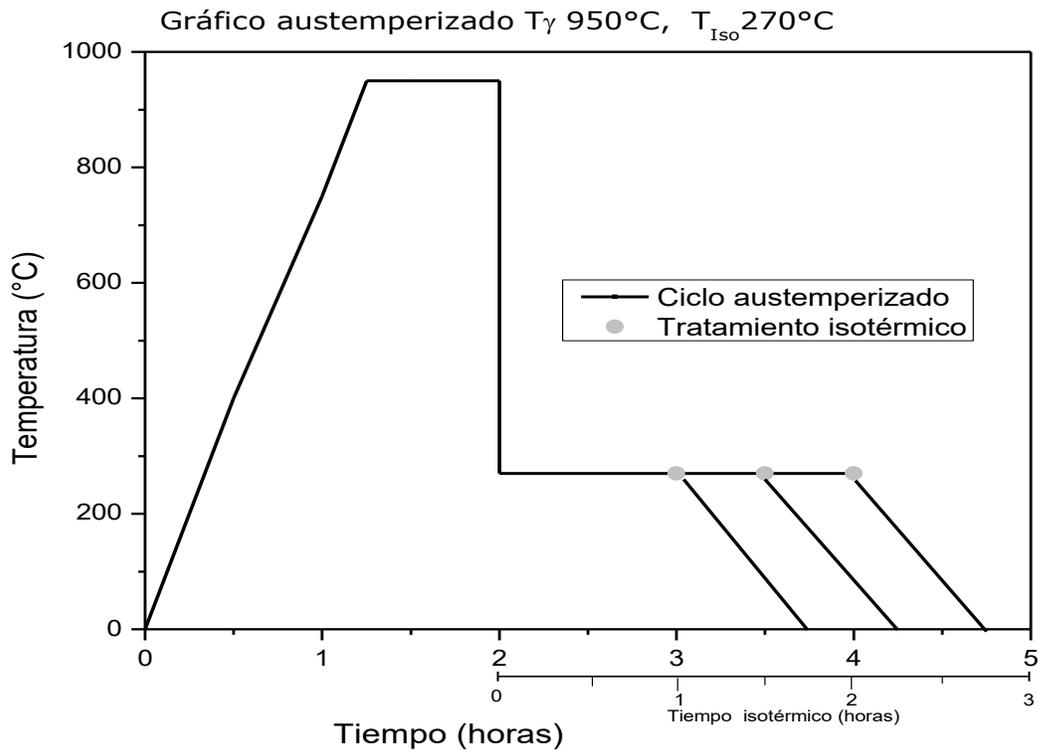


Fig. 4.2.- Ciclo de tratamiento de austemperizado y tiempo de permanencia en el baño isotérmico a 270°C

La dureza del ensayo Brinell se calculó de acuerdo a la siguiente expresión [47]:

$$HB = \frac{F}{\left(\frac{\pi}{2}\right)(D)(D - \sqrt{D^2 - D_i^2})}$$

Donde D (mm) es el diámetro de penetrador, D_i (mm) es el diámetro de la impresión en la pieza y F (Kgf) es la fuerza aplicada en el ensayo. Para este primer austemperizado las durezas se encuentran en la tabla 4.2.

Tabla 4.2. Dureza Brinell del hierro nodular austemperizado a 270°C				
Pieza	Dureza Brinell (kgf/mm ²)			Dureza Brinell promedio (kgf/mm ²)
	3000/10/30			
1 Hora Cara A	460.51	429.16	429.16	424.82±20.47
1 Hora Cara B	400.83	414.64	414.64	
1.5 Hora Cara A	400.83	414.64	400.83	425.07±24.21
1.5 Hora Cara B	444.43	460.51	429.16	
2 Hora Cara A	400.83	414.64	429.16	427.19±21.11
2 Hora Cara B	429.16	444.43	460.51	

Y la dureza se comparó con los grados ADI con dureza similar en la Figura 4.3.

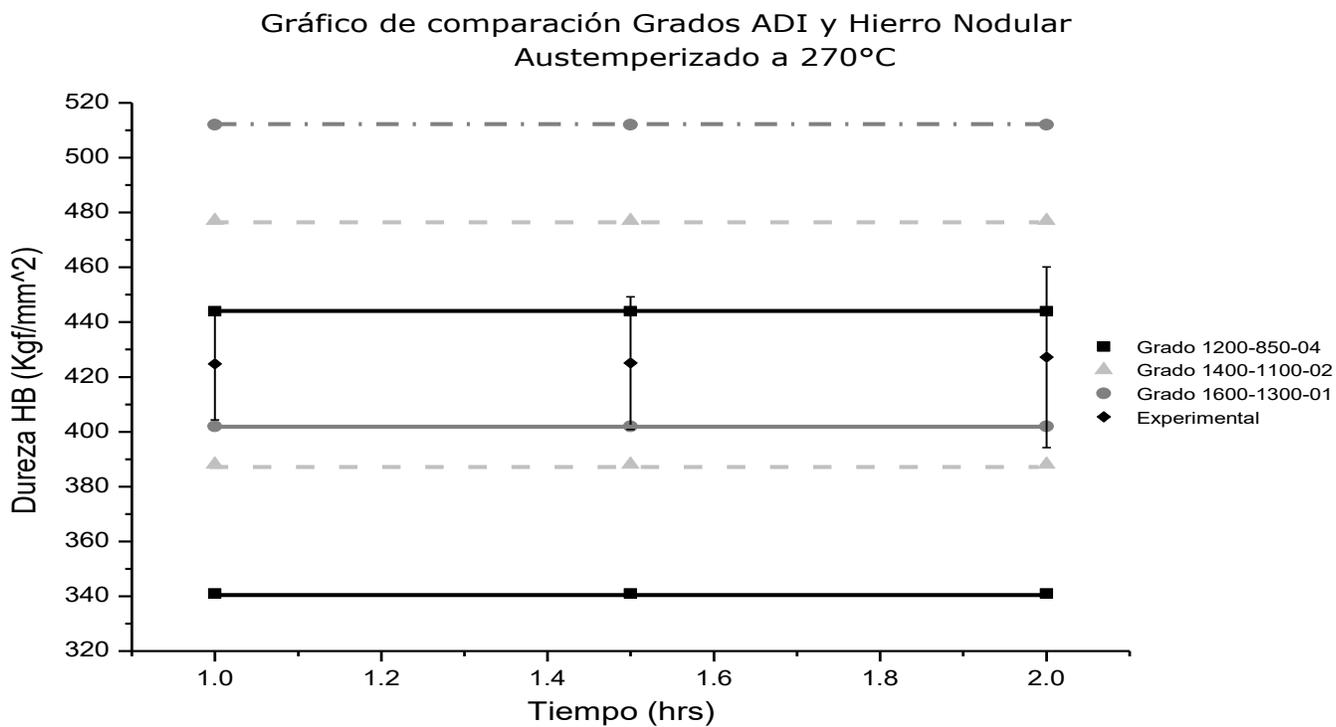
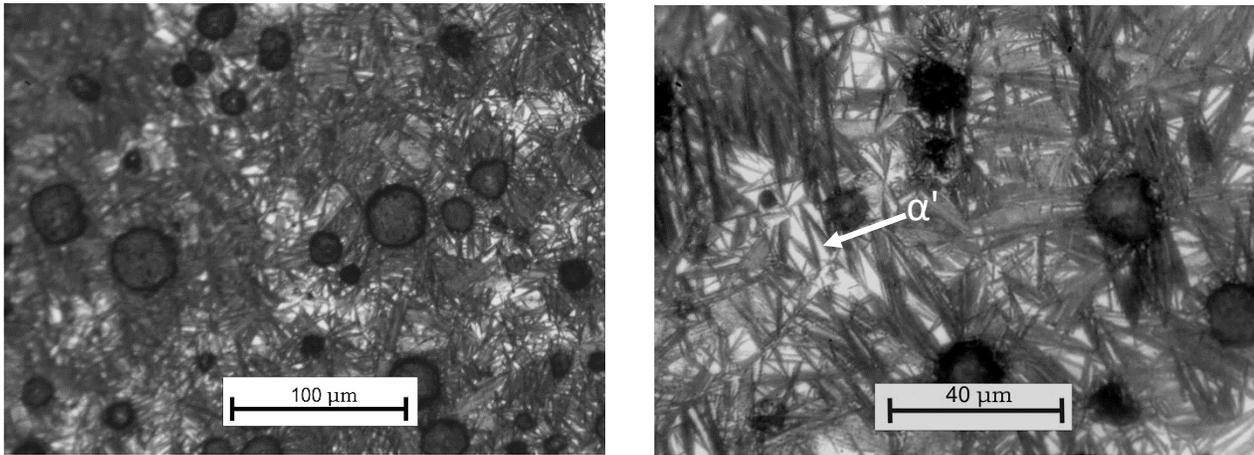


Fig. 4.3 Gráfico de comparación de los grados ADI y Hierro austemperizado a 270°C con base a la dureza

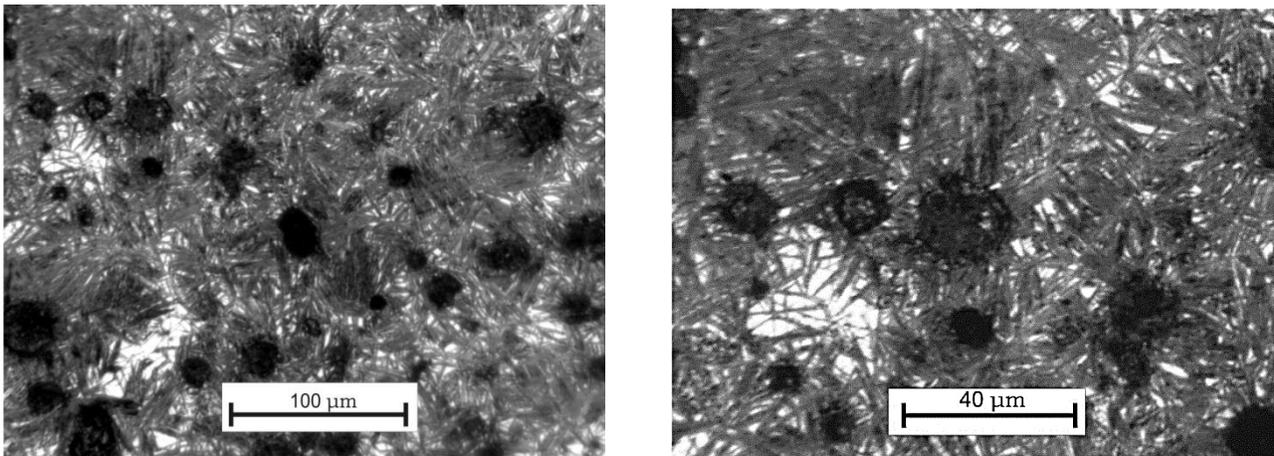
Las microestructuras obtenidas de la respuesta al isotérmico bajo estas condiciones se muestran en la figura 4.4, 4.5 y 4.6.



a)

b)

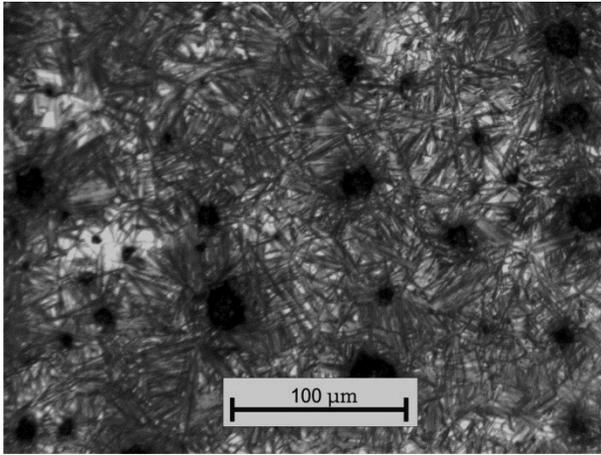
Fig. 4.4 Hierro nodular austemperizado a 270°C, 1 hora (ausferrita inferior y martensita entre nódulos a) 100 μm, b) 40 μm.



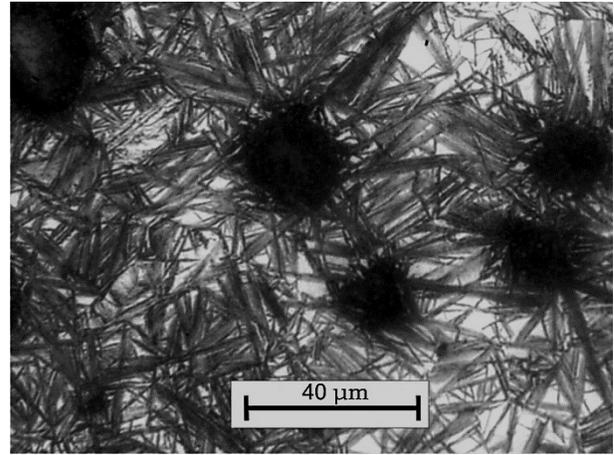
a)

b)

Fig. 4.5 Hierro nodular austemperizado a 270°C, 1.5 hora (ausferrita inferior), a) 100 μm, b) 40 μm.



a)



b)

Fig. 4.6 Hierro nodular austemperizado a 270°C, 2 horas, (ausferrita inferior) a) 100 μm, b) 40 μm

Se observa que la cantidad de ferrita acicular de la ausferrita aumenta gradualmente con el tiempo (Figs. 4.4, 4.5 y 4.6), esta evidencia es notoria con respecto a una menor cantidad de γ_{HC} y γ sin reaccionar y que son las zonas blancas entre las agujas y entre los nódulos respectivamente en las microestructuras. Como se ha mencionado a lo largo de este documento, tiempos cortos en el baño isotérmico permiten la obtención de austenita cuyo contenido de carbono fue más bajo al del equilibrio y que no llegó a transformar durante el enfriamiento a temperatura ambiente, la presencia de esta se debe también a la segregación de Mn, ya que la austenita que se observa fuera de la ausferrita se sitúa en la zona de segregación de este elemento entre nódulos.

Para este tratamiento las durezas de austemperizado respecto al tiempo de permanencia en el baño de sales (tabla 4.2) fueron las mismas, es decir, un aumento en el tiempo de tratamiento isotérmico mantiene la dureza constante considerando que el tratamiento se encuentra en el principio de la ventana de proceso, ya que a nivel microestructural se encuentra una cantidad de martensita entre los nódulos para tiempo corto en el austemperizado (1 hora) y esta es mínima y nula para los tiempos de 1.5 y 2 horas, esto se debe a que la transformación se favoreció hacia la ausferrita, y de esta última, en mayor proporción para la ferrita acicular y una menor cantidad de γ_{HC} . La γ inestable fue mucho menos probable por el enriquecimiento de carbono en la interfase ferrita-austenita. En la Fig. 4.4 b, se pueden observar pequeñas zonas de martensita entre nódulos, lo cual implica que el tiempo de una hora no es suficiente para que la Reacción I se logre de manera homogénea, y completa en toda la pieza, estos efectos de la transformación martensítica no se observan en los austemperizados a 1.5 y 2 horas (Fig. 4.5 b y 4.6 b respectivamente).

Las durezas obtenidas son un indicativo de que el tratamiento correspondió a un cierto grado ADI y que la martensita presente en la dureza de la pieza de una hora no genera un efecto significativo en dicha dureza porque no hubo un

incremento. Para estimar el Grado ADI, se colocaron los intervalos de dureza de los grados que coincidieran con los datos obtenidos (Fig. 4.3) se aprecia por las líneas características de cada uno de los grados, la banda de predominancia del Grado ADI, debido a que la única prueba mecánica usada para la evaluación fue la dureza. Los grados ADI tienen un rango amplio de dureza Brinell, los resultados obtenidos coincidieron con los grados 1200-850-04, 1400-1100-02 y 1600-1300-01, el grado 1200-850-04 solo satisface la parte superior del intervalo y a su vez el intervalo del grado 1600-1300-01 solo se cumplió para la parte inferior, mientras que el grado 1400-1100-02 se halla en el punto medio. La austemperabilidad del hierro nodular bajo estas condiciones se obtiene en tiempos mayores a una hora (transformación ausferrítica) y el Grado ADI obtenido se aproxima al ADI 1400-1100-02. De acuerdo con esto, las propiedades mecánicas del grado ADI 1400-1100-02 se cumplen bajo ciertos tiempos de austemperizado, en este caso el intervalo de tiempo para austemperizar este material a 270°C sin aparición de la bainita es de 90 - 120 minutos, a su vez los tiempos mayores a 90 minutos indican un descenso del porcentaje de martensita presente durante el austemperizado.

4.2.2 Resultados y análisis del tratamiento de austemperizado a 250°C

La Fig. 4.7 muestra el ciclo de tratamiento para las piezas, para la cual el austemperado fue realizado a 1, 1,5 y 2 horas

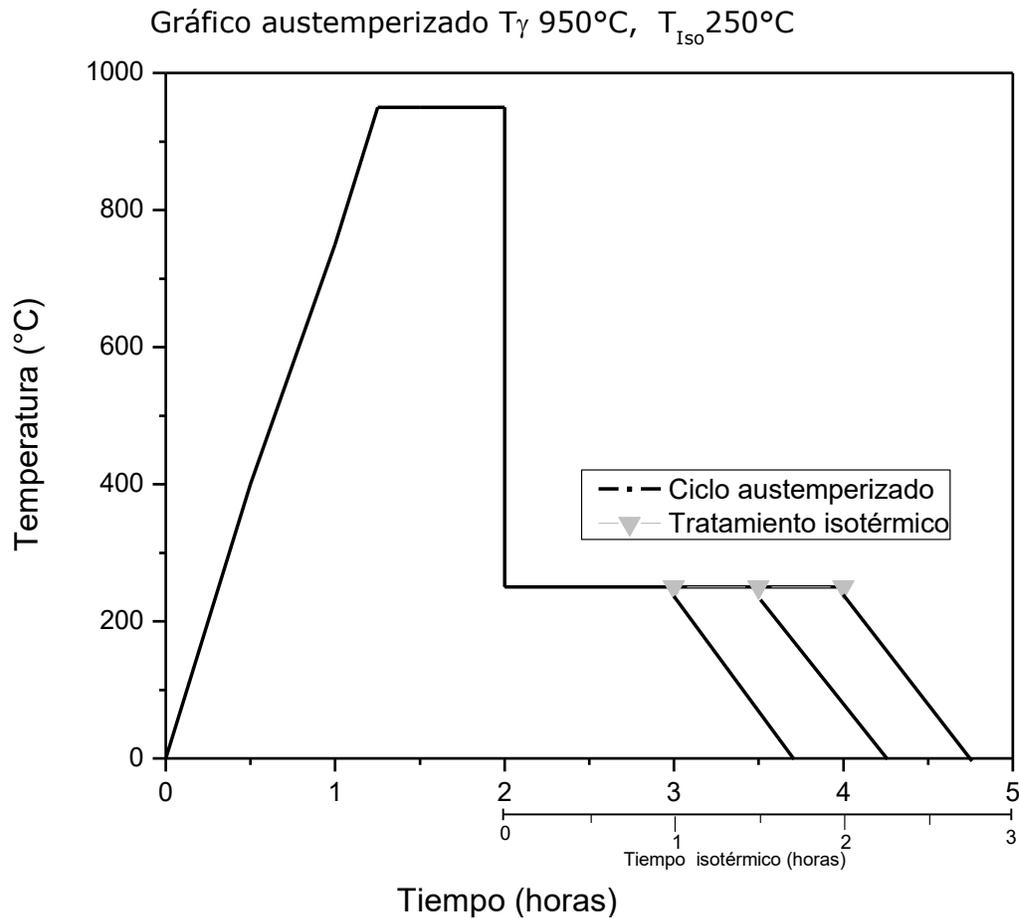


Fig. 4.7 Ciclo de tratamiento de austemperizado y tiempo de realización del austemperizado a 250°C

De igual manera al anterior austemperado, se realizó ensayo de dureza Brinell, las durezas correspondientes a este tratamiento térmico se resumen en la tabla 4.3.

Tabla 4.3. Dureza Brinell del hierro nodular austemperizado a 250°C				
Pieza	Dureza Brinell (kgf/mm ²)			Dureza Brinell promedio (kgf/mm ²)
	3000/10/30			
1 Hora Cara A	477.46	495.35	495.35	486.73±18.78
1 Hora Cara B	514.24	477.46	460.51	
1.5 Hora Cara A	460.51	460.51	477.46	475.12±20.89
1.5 Hora Cara B	514.24	477.46	460.51	
2 Hora Cara A	477.46	444.43	460.51	457.98±12.38
2 Hora Cara B	460.51	444.43	460.51	

La determinación del grado ADI bajo las condiciones experimentales (fig. 4.8).

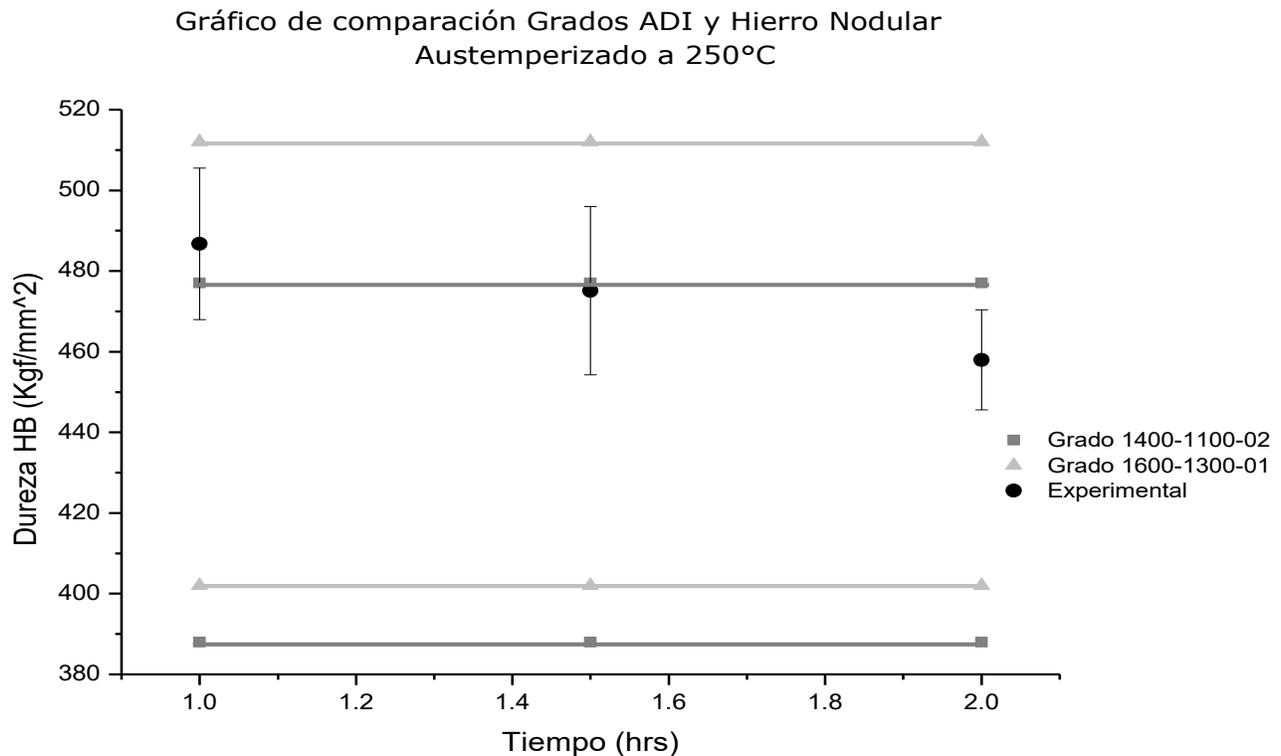
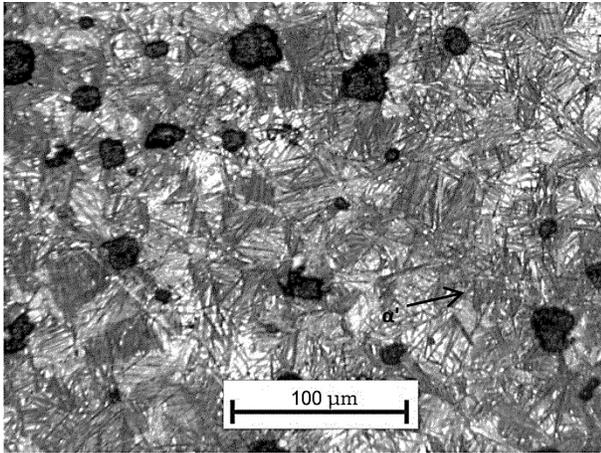
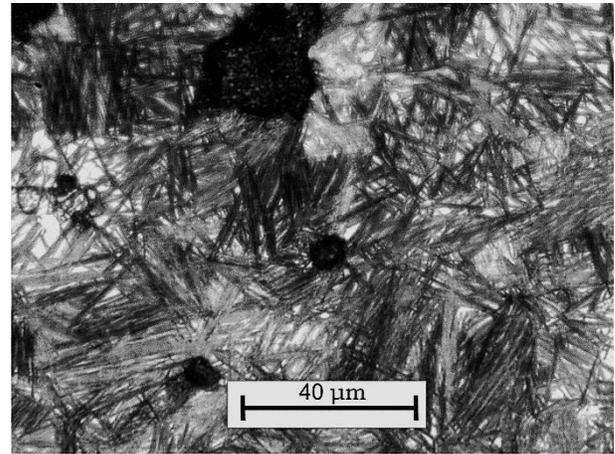


Fig. 4.8 Gráfico de comparación grados ADI y hierro austemperizado a 250 °C en base a la dureza

Las micro estructuras obtenidas de la respuesta al isotérmico bajo estas condiciones se muestran en las figuras 4.9, 4.10 y 4.11

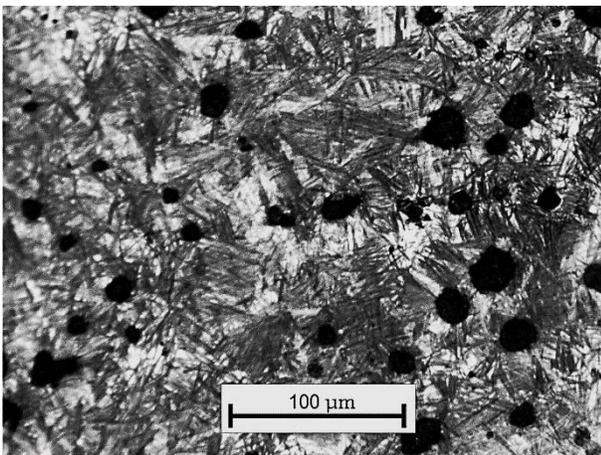


a)

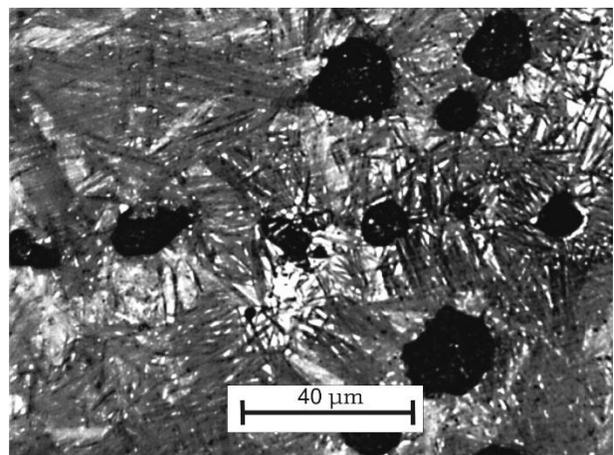


b)

Fig. 4.9 Hierro nodular austemperizado a 250°C (ausferrita inferior), 1 hora a) 100 μm , b) 40 μm



a)



b)

Fig. 4.10 Hierro nodular austemperizado 250°C (ausferrita inferior), 1.5 horas a) 100 μm, b) 40 μm

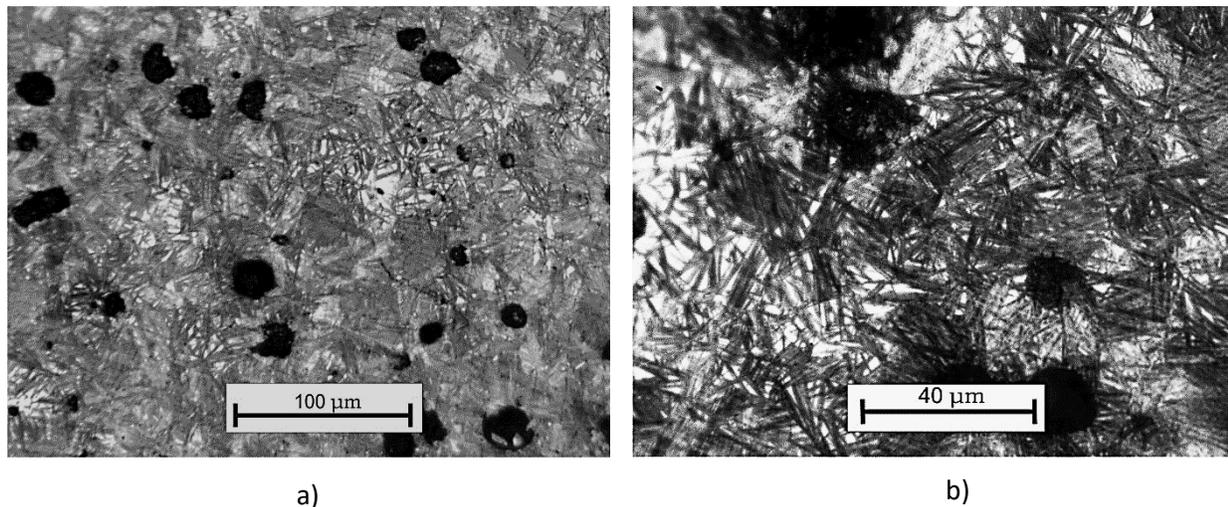


Fig. 4.11 Hierro nodular austemperizado 250°C (ausferrita inferior) 2 horas
a) 100 μm b) 40 μm

La microestructura final de cada uno de los tratamientos realizados es de ausferrita fina. Entre ellas, la cantidad de ferrita acicular con respecto a la γ_{HC} y γ sin reaccionar es mucho mayor (Figs. 4.9, 4.10, 4.11) si el tiempo de permanencia es mayor.

Se observa una caída en la dureza (Fig. 4.8) con un mayor tiempo de austemperizado, se atribuye al crecimiento de la ferrita acicular en la ausferrita cuyo tamaño parece mayor (Figs. 4.9b, 4.10b, y 4.11b) y dicho crecimiento disminuye la dureza. Se puede observar la presencia de agujas oscuras (martensita) con el patrón característico de Zig- Zag, en este caso la dureza es mayor con 1 hora de tratamiento isotérmico, que a 1.5 horas, y a 2 horas. La variación de γ_{HC} y γ sin reaccionar en las imágenes es apenas perceptible por lo que las durezas no debieron manifestar un descenso tan marcado (Fig. 4.9b, 4.10b y 4.11b). Debido al descenso en el contenido de martensita respecto al tiempo del tratamiento isotérmico, esta tendencia decreciente fue un indicativo de que la martensita aunque se encontró a niveles bajos si afectó la dureza, por lo que las posibles curvas del diagrama TTT están desplazadas hacia tiempos

mayores para obtener ausferrita en su totalidad y no pequeños porcentajes de martensita como se manifiesta en las figuras 4.8b y 4.9b.

Las durezas obtenidas bajo estas condiciones oscilaban los 460 HB. Al corroborar el grado alcanzado (Fig. 4.8) con respecto a los experimentales fueron el 1400-1100-02 y el 1600-1300-01, siendo el grado 1600-1300-01 el que mayor semejanza tuvo, considerando los tiempos de 1.5 horas y 2 horas donde la presencia de martensita es baja y nula respectivamente.

4.2.3 Resultados y análisis de austemperizado a 230°C

La fig. 4.11 muestra el tercer ciclo de tratamiento, el tiempo de permanencia fue de 1, 1.5 y 2 horas.

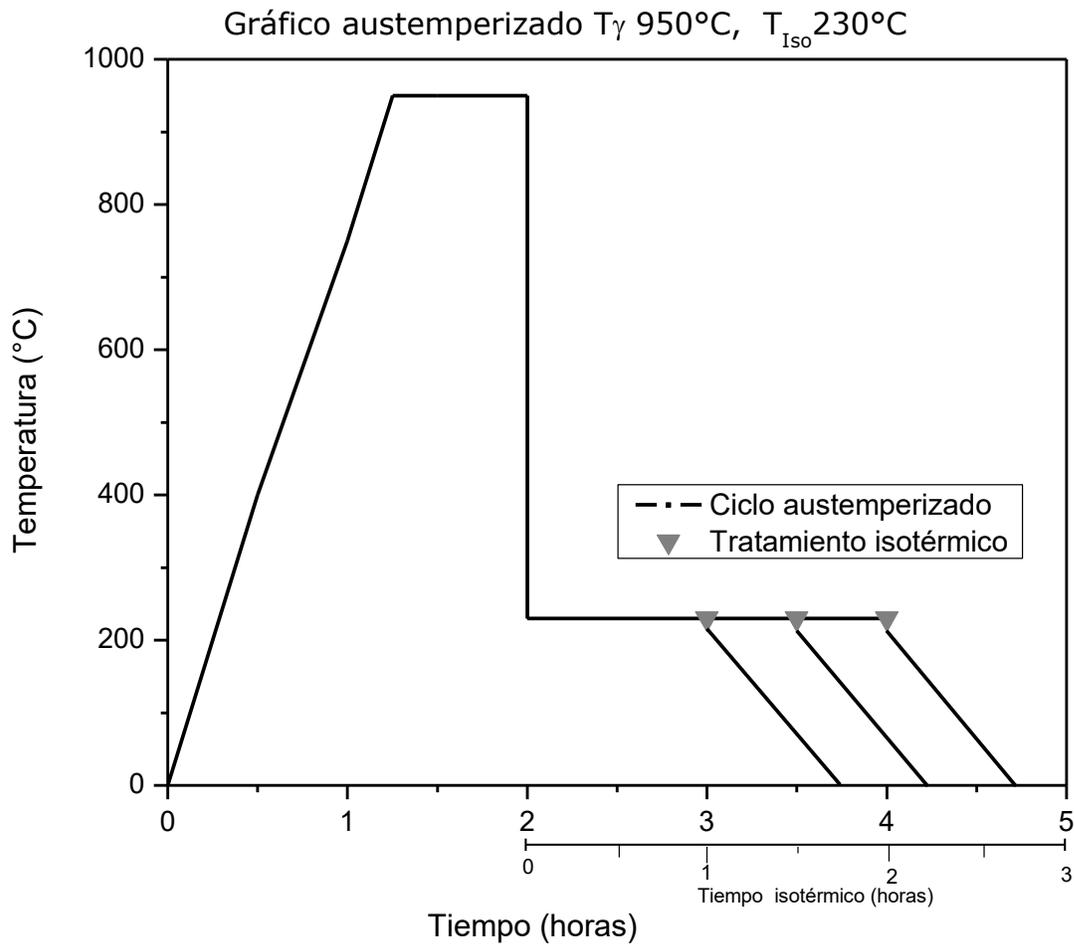


Fig. 4.11 Ciclo de tratamiento de austemperizado y tiempo de realización del austemperizado a 230°C

Las durezas de este tratamiento térmico se muestran en la tabla 4.4

Tabla 4.4. Dureza Brinell del hierro nodular austemperizado a 230°C				
Pieza	Dureza Brinell (kgf/mm ²)			Dureza Brinell promedio (kgf/mm ²)
	3000/10/30			
1 Hora Cara A	462.17	453.77	460.96	462.41±6.63
1 Hora Cara B	473.21	458.55	465.82	
1.5 Hora Cara A	496.08	493.49	492.19	487.33±8.57
1.5 Hora Cara B	479.45	474.45	488.34	
2 Hora Cara A	459.75	463.39	464.60	460.58±5.03
2 Hora Cara B	452.58	465.82	457.35	

Nuevamente se determinó el grado ADI alcanzado bajo estas condiciones (Fig. 4.12) con las durezas.

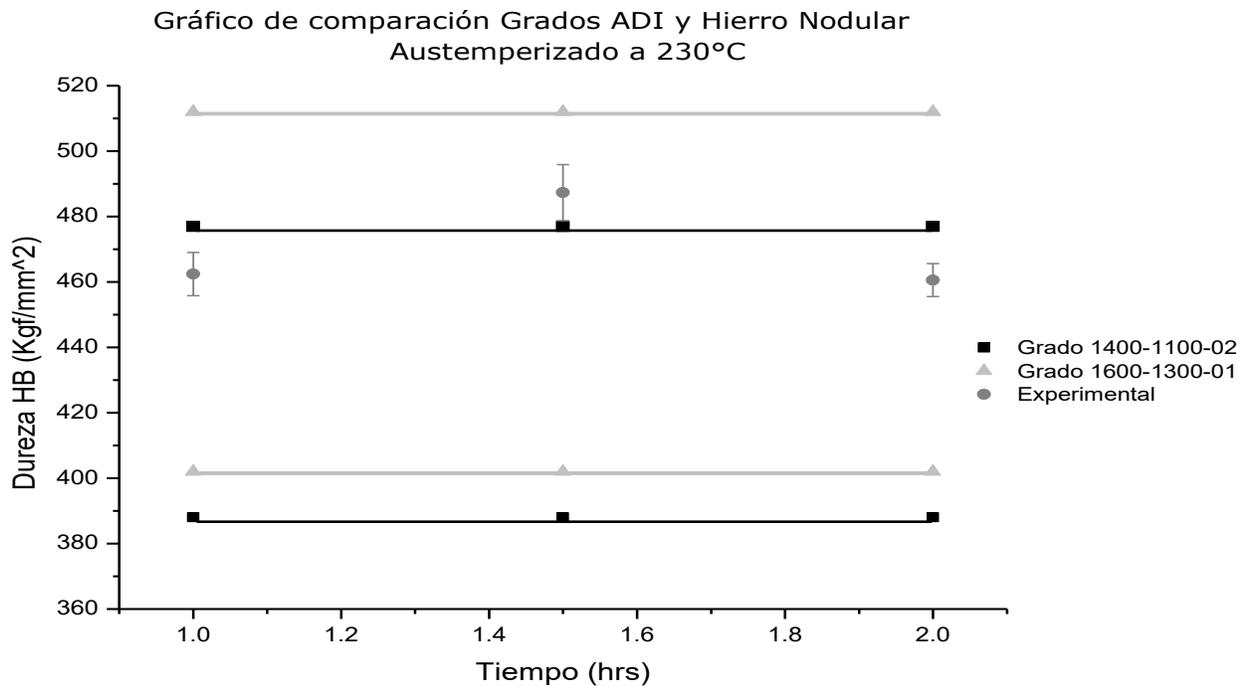
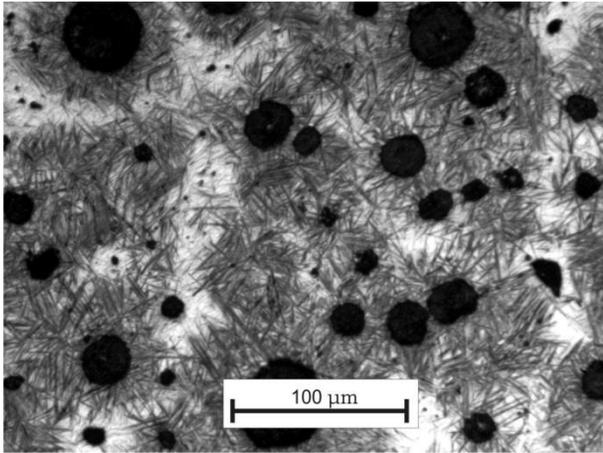
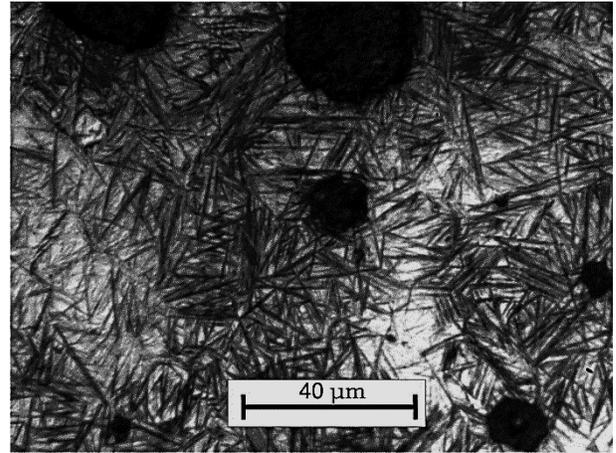


Fig. 4.12 Gráfico de comparación Grados ADI y austemperizado a 230 °C en base a la dureza

Las micro estructuras obtenidas se observan en las figuras 4.13, 4.14 y 4.15.

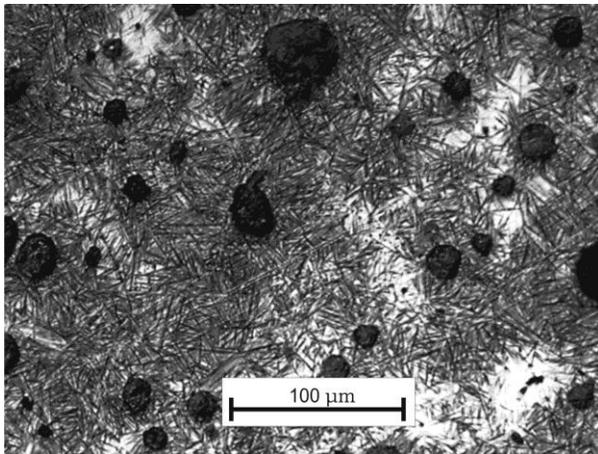


a)

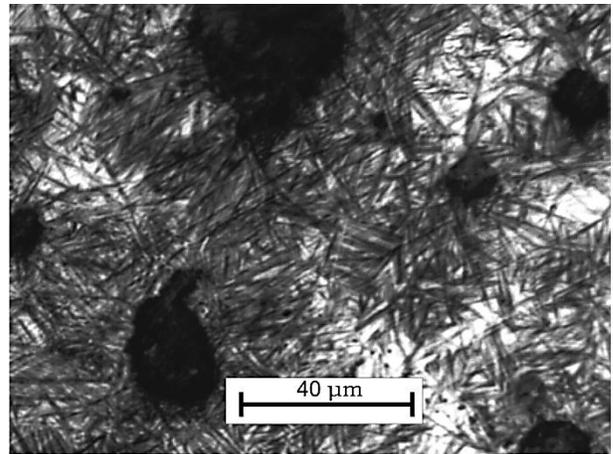


b)

Fig. 4.13 Hierro nodular austemperizado 230°C (ausferrita inferior) 1 hora
a) 100 μm, b) 40 μm

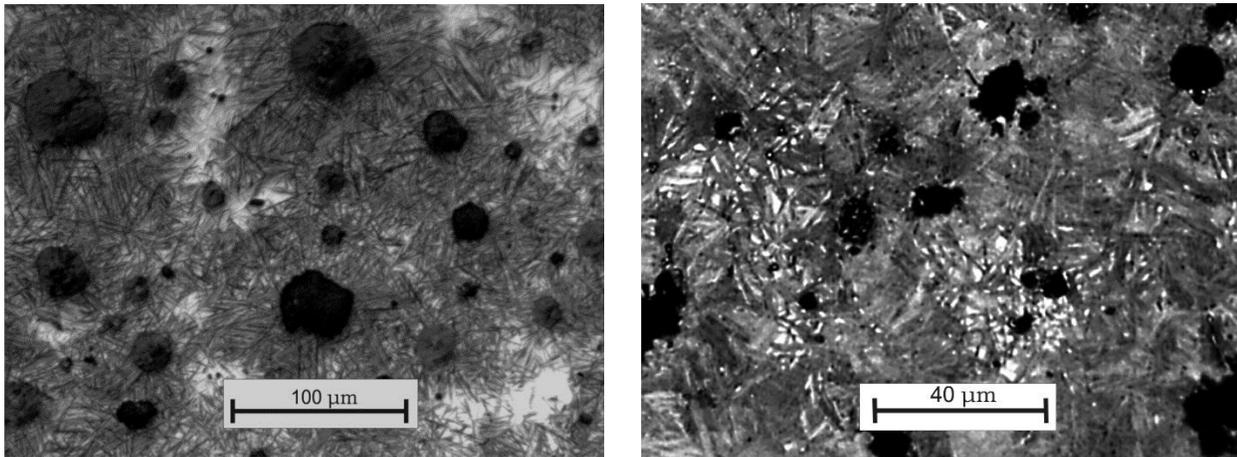


a)



b)

Fig. 4.14 Hierro nodular austemperizado 230°C (ausferrita inferior) 1.5 hora
a) 100 μm, b) 40 μm



a)

b)

Fig. 4.15 Hierro nodular austemperizado 230°C (ausferrita inferior) 2 horas
a) 100 μm, b) 40 μm

En estas condiciones, las tres piezas con tratamiento térmico muestran ausferrita, con una cantidad alta de ferrita acicular, bajo porcentaje de γ_{HC} y también menor cantidad de martensita en las piezas.

Al ser la temperatura de austemperizado menor (230°C), la ferrita acicular mostrada en las figs. 4.13b, 4.14b y 4.15b de la ausferrita es la más fina de los tres tratamientos realizados. La dureza alcanzó un máximo a 1.5 horas de austemperizado para posteriormente decaer, el cambio entre las durezas de 1 hora con respecto a 2 horas no es perceptible. Por tanto, la transformación de la pieza con un tratamiento isotérmico de 1.5 horas es un resultado aislado de alguna anomalía en la primera, y que se manifestó en la dureza obtenida en la pieza. Al igual que en los casos anteriores, la martensita está presente en la microestructura de la pieza de una hora (Fig. 4.13 a).

En la figura 4.15b (austemperizado 2 horas) se observa que las cantidades de γ sin reaccionar son mucho menores que las encontradas en las Figs. 4.13b y 4.14b, muestra un contenido bajo de austenita de alto carbono, las diferencias

micro estructurales indican también que la transformación martensítica ha sido reducida totalmente, diferente a los tiempos más cortos.

De nuevo, analizando las durezas obtenidas, el grado de mayor semejanza del Hierro ADI obtenido es el 1600-1300-01 sin considerar la pieza de 1.5 horas. En este caso la austemperabilidad se consigue en tiempos mayores a la hora, pero menores a las dos horas de tratamiento isotérmico.

4.2.4 Comparación entre las piezas austemperizadas a 270°C, 250° y 230°C

Revisando las figuras de los tratamientos a distintas temperaturas de austemperizado, las diferencias en el grosor de la ferrita acicular de la ausferrita no son evidentes en las micro estructuras, a su vez, la cantidad de γ_{HC} no es clara por lo que requiere un análisis adicional al realizado durante este trabajo. También es evidente que la cantidad de martensita disminuyó en las diferentes temperaturas de austemperizado, sobre todo a 230 °C donde estas agujas no se aprecian o son mínimas, su apariencia es muy similar a la ferrita acicular de todas las temperaturas de austemperizado. Como se mencionó, la cantidad de esta martensita es tolerable y es en parte responsable de la dureza obtenida en los hierros ADI Austemperados a baja temperatura. Cabe mencionar que el tiempo de dos horas en los tratamientos isotérmicos, generan una respuesta similar con menor tiempo de permanencia y por tanto, se recomienda el uso de un menor tiempo a dos horas, lo que conlleva a un menor gasto de energía.

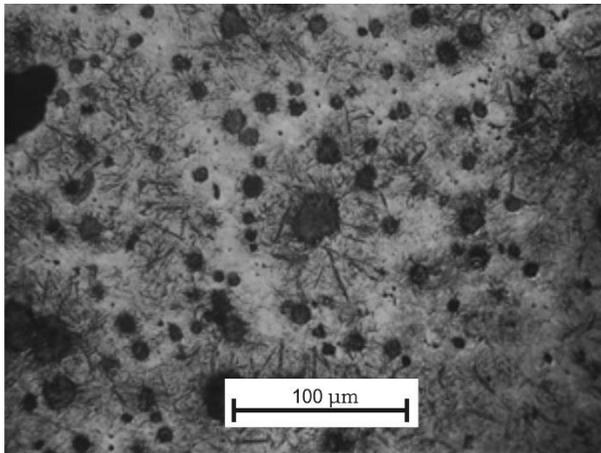
Aunque en la microestructuras se observa tanto ferrita acicular como γ_{HC} en las zonas circundantes al nódulo, si se observa la zona 3 referida a los fenómenos de segregación proveniente de la solidificación (Fig. 2.10), las cantidades de austenita sin reaccionar en estas zonas están muy marcadas, es decir, a bajos

aumentos, se observan zonas de austenita, tales, están justificadas por la heterogeneidad provenientes de la fusión, y estos fenómenos no disminuyen durante la austenización, por tanto, el contenido de Mn en estas zonas es más alto ($Mn > 0.35$) [1, 7] lo que permite estabilizar la austenita a pesar de que la cantidad de carbono en ella sea menor a la del equilibrio después del proceso de austemperizado.

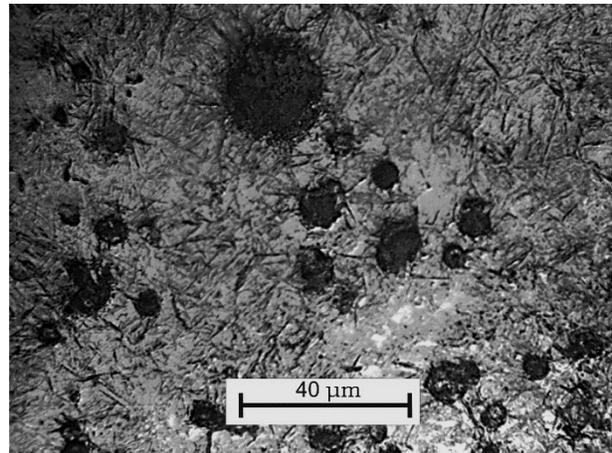
No obstante, tales diferencias al evaluar las durezas son significativas, mientras que para las piezas austemperizadas a 270 °C los valores se asemejan al grado ADI 1400-1100-02, las durezas asociadas al tratamiento a 250°C y 230°C se asemejan al grado 1400-1100-02 y 1600-1300-03 siendo este segundo grado el de mayor similitud al obtenido. La literatura indica que con una diferencia de temperatura mayor entre la T_{γ} y la temperatura de austemperizado se favorece una mayor nucleación y una estructura más fina, sobre todo alrededor de los nódulos de grafito [39], impactando directamente en la dureza. Por tanto, al tener una estructura más fina en las temperaturas más bajas, la dureza por ende también será mayor.

4.2.5 Resultados de temple en aceite y agua

Por la cercanía de los tratamientos de austemperizados con respecto a la línea Ms, se realizaron los tratamientos de temple a fin de observar la martensita en los hierros y su respectiva comparación con la ausferrita, tales resultados se observan en las figuras 4.16 y 4.17.

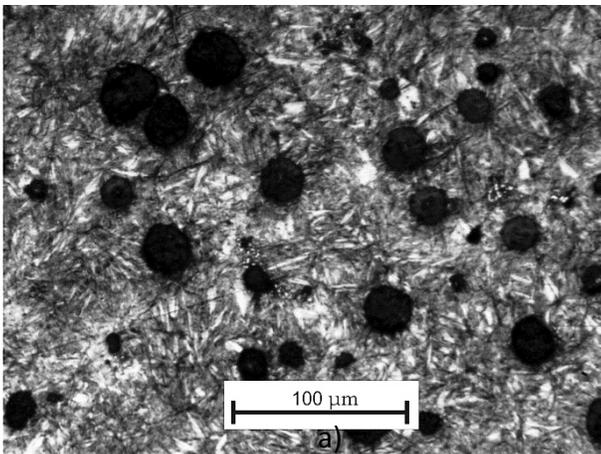


a)

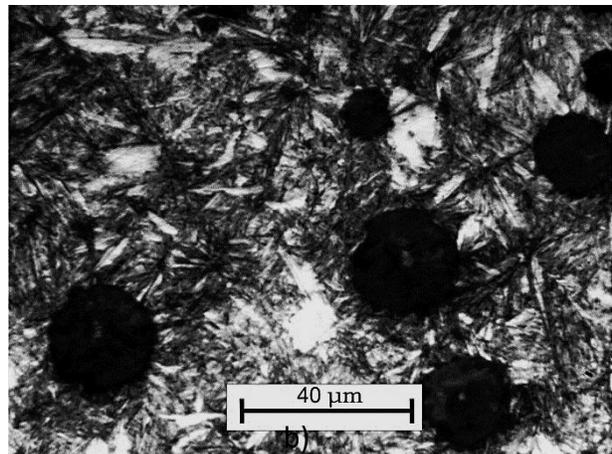


b)

Fig. 4.17 Hierro nodular templado en aceite. a) 100 μm b) 40 μm



a)



b)

Fig. 4.16 Hierro nodular templado en agua, a) 100 μm, b) 40 μm

4.2.6 Comparación de las piezas austemperizadas y piezas con tratamiento térmico de temple.

De acuerdo con las figuras 4.16 y 4.17, el tratamiento térmico de temple se realizó en dos medios, en aceite y agua, como tal las diferencias microestructurales fueron considerables, la presencia de agujas más finas e incluso de color oscuro [51, 24] en el temple con agua y una gran cantidad de γ retenida, mientras que en aceite la estructura se muestra más gruesa y la cantidad de γ retenida es menor a la del tratamiento en agua, esto se debió a la severidad del medio.

En relación al austemperizado, la evaluación con el temple en agua al parecer manifiesta un mayor parecido a la martensita encontrada en las piezas de austemperizado a bajas temperaturas. Para el tratamiento de austemperizado, son agujas negras en un acomodo alternado similar a un zigzag, por su parte el hierro nodular con temple manifiesta un patrón similar, pero un grosor menor, resultado de una menor saturación de la γ durante la austenización. Sin embargo, esto no ocurre en el Temple en aceite, donde la similitud es muy cercana a la microestructura del austemperizado, un arreglo martensita-austenita retenida similar a la ausferrita obtenida en los austemperizados, junto con una pequeña fracción de fase acicular oscura.

4.2.7 Resultados y análisis de austemperizado a piezas mayores a 1 pulgada de sección: Pieza 1

Usando las condiciones de T_Y y T_{iso} del primer tratamiento a fin de evitar la mayor presencia de martensita en la pieza, los resultados de los dos cortes obtenidos (fig. 3.4 y 3.5) de la Fig. 3.3 se muestran a continuación:

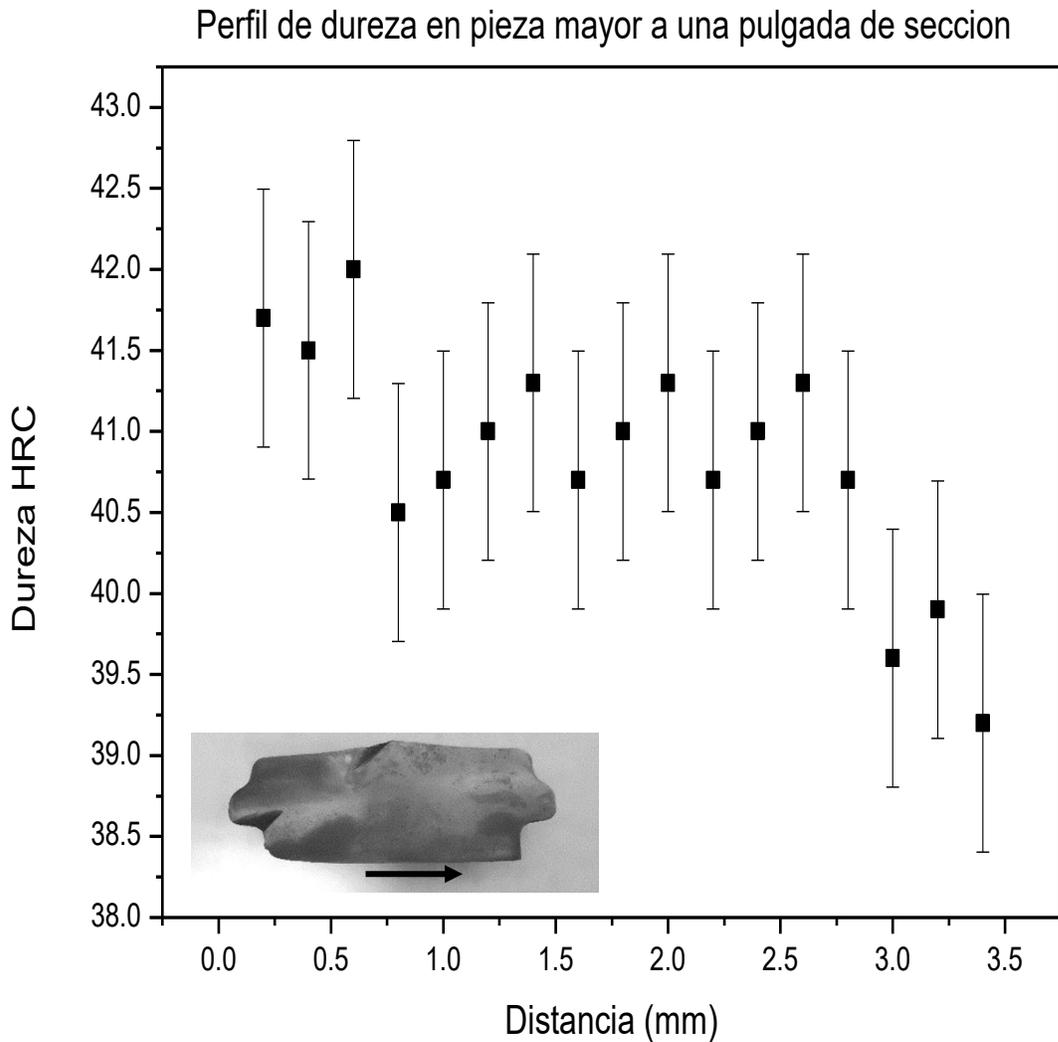


Fig. 4.18 Perfil 1 de dureza HRC en la pieza de sección mayor a 1 pulgada mostrando el corte y dirección de las durezas realizadas

La Fig. 4.18 muestra el perfil de durezas obtenida por el ensayo HRC realizado sobre la pieza que se encuentra en esta figura, dado que la dureza encontrada en la norma ASTM A897 para hierros austemperizados es basado en el ensayo de dureza Brinell, se realizó un gráfico comparativo de las durezas HRC y su equivalencia en HB (Fig. 4.19) para su análisis con las durezas de los distintos grados ADI que estén comprendidos en el intervalo de 360 a 400 HB.

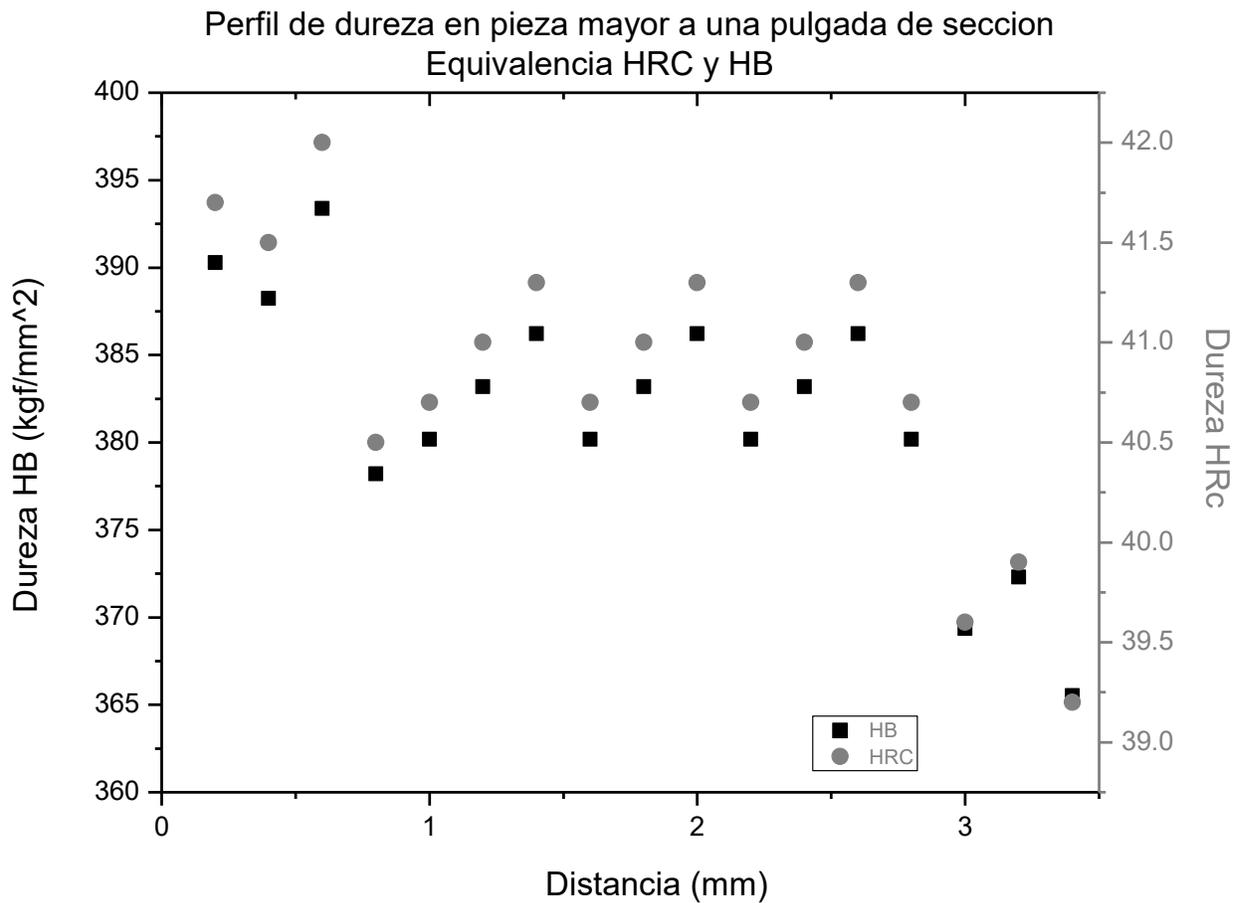


Fig. 4.19 Perfil de dureza HRC y HB en la pieza de sección mayor a 1 pulgada de la Fig. 4.18

La pieza tuvo una dureza más alta en la zona en la superficie de la pieza, mientras que en las secciones interiores, la dureza disminuyó y posteriormente se mantuvo casi constante para después descender, se puede observar por las durezas obtenidas dos zonas de transición, la primera a menos de 1 cm y la segunda a 2.5, siendo esta segunda la que mayor efecto presenta por la caída que se observa (Figs. 4.18 y 4.19). Se afirma que el enfriamiento no fue suficiente para satisfacer el grado alcanzado por las piezas menores a 1 pulgada, en este caso, la temperatura a la cual empezó la transformación fue mayor a los 270°C en los que se realizó el tratamiento y la dureza obtenida se asemeja al grado 1050-750-7 y al Grado 900-650-11.

Las correspondientes metalografías (Fig. 4.20, 4.21, 4.22) fueron marcadas por zonas de acuerdo a las distancias en la dureza, superficie, y zonas 2 (1 cm de distancia [aproximada] de la superficie), zona 3 (2cm de distancia), zona 4 (3 cm de distancia) y zona intermedia.

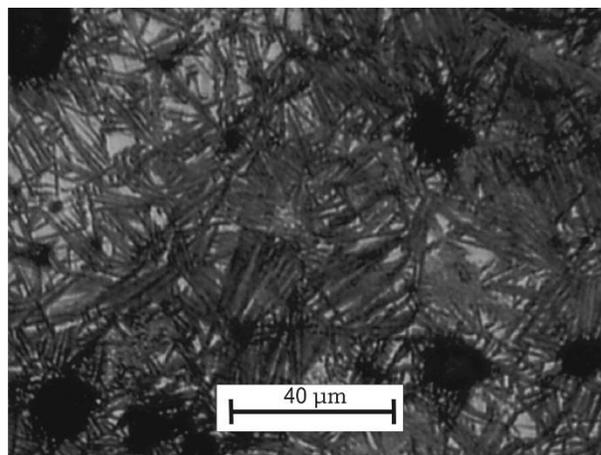
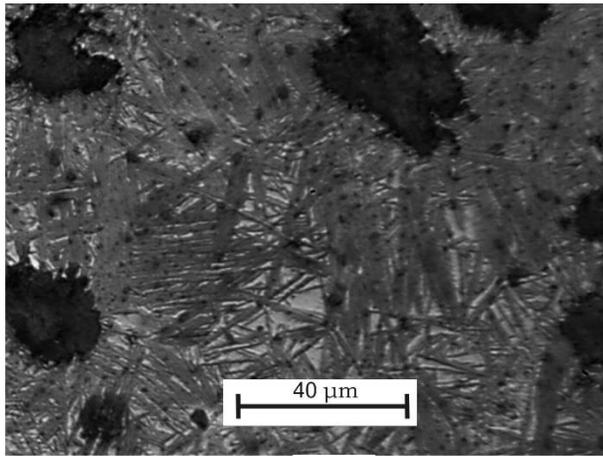
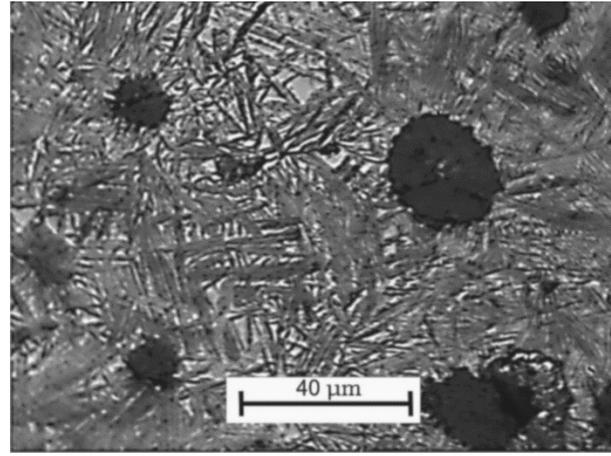


Fig. 4.20 Hierro nodular austemperizado en la superficie 40 μm

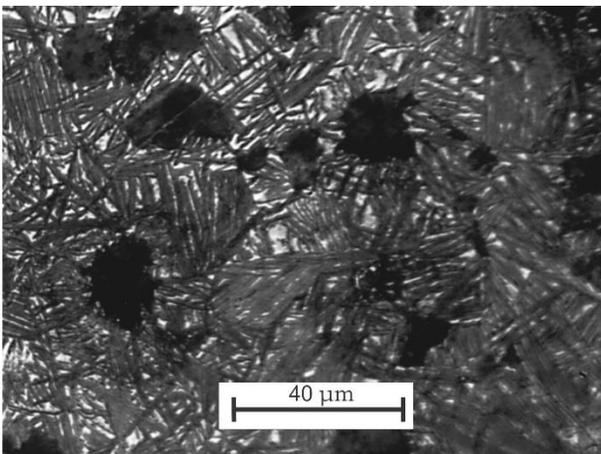


a)

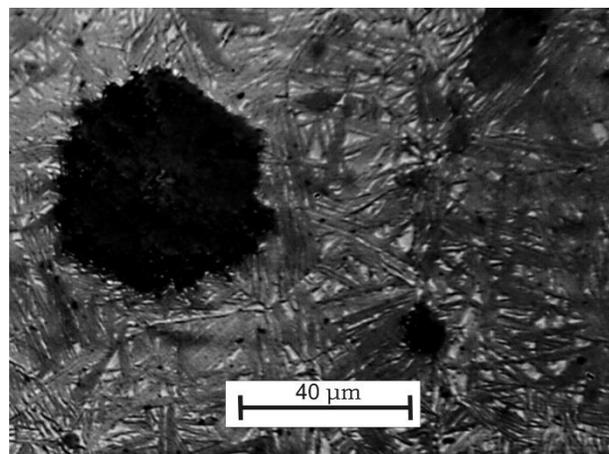


b)

Fig. 4.21 Hierro nodular austemperizado 40 μm, a) zona 2 y b) zona 3



a)



b)

Fig. 4.22 Hierro nodular austemperizado 40 μm a) zona 4 y b) zona intermedia

El hierro nodular austemperizado en esta sección manifestó ausferrita inferior tanto en superficie (Fig. 4.20) y a un centímetro de distancia de esta (Fig. 4.21a), las agujas son claramente marcadas, con una cantidad de γ_{HC} representada por

las zonas blancas entre las agujas de ferrita de la microestructura, la cual es un indicativo de que las durezas obtenidas (fig. 4.18) fueron coherentes en cuanto a que dichas durezas no tenían un aumento o descenso considerable. Sin embargo, en las figs. 4.21b y 4.22 se observa que la ferrita es mayor. El inicio de la transformación se dio a temperaturas más altas que la superficie, lo cual implica el crecimiento de la ferrita y un mayor contenido de carbono en la γ_{HC} , lo cual impacta en las propiedades mecánicas. De esta, la microestructura fina de la superficie tiene una dureza baja y no correspondería a una ausferrita inferior, sino a una superior como en el caso de la ausferrita de las zonas interiores, por tanto, la temperatura real del tratamiento isotérmico fue más alta que la temperatura del baño de sales (270°C).

La Fig. 4.21b muestra entonces la transición del tamaño de la ausferrita, siendo esta por lo menos en 2 cm de distancia de la superficie. Se aprecian tanto agujas finas como gruesas en las estructuras, la temperatura de esta transición debe ser mayor respecto al baño de sales, cabe mencionar que en el tratamiento isotérmico, la inmersión de la pieza no implicó un cambio drástico en la temperatura de las sales, por lo que la severidad de este medio no es suficiente para garantizar la transformación homogénea a lo largo de la pieza.

4.2.8 Resultados y análisis de austemperizado a piezas mayores a 1 pulgada de sección: Pieza 2

La rodaja de hierro se evaluó por ensayo de dureza Rockwell C (Fig. 4.23).

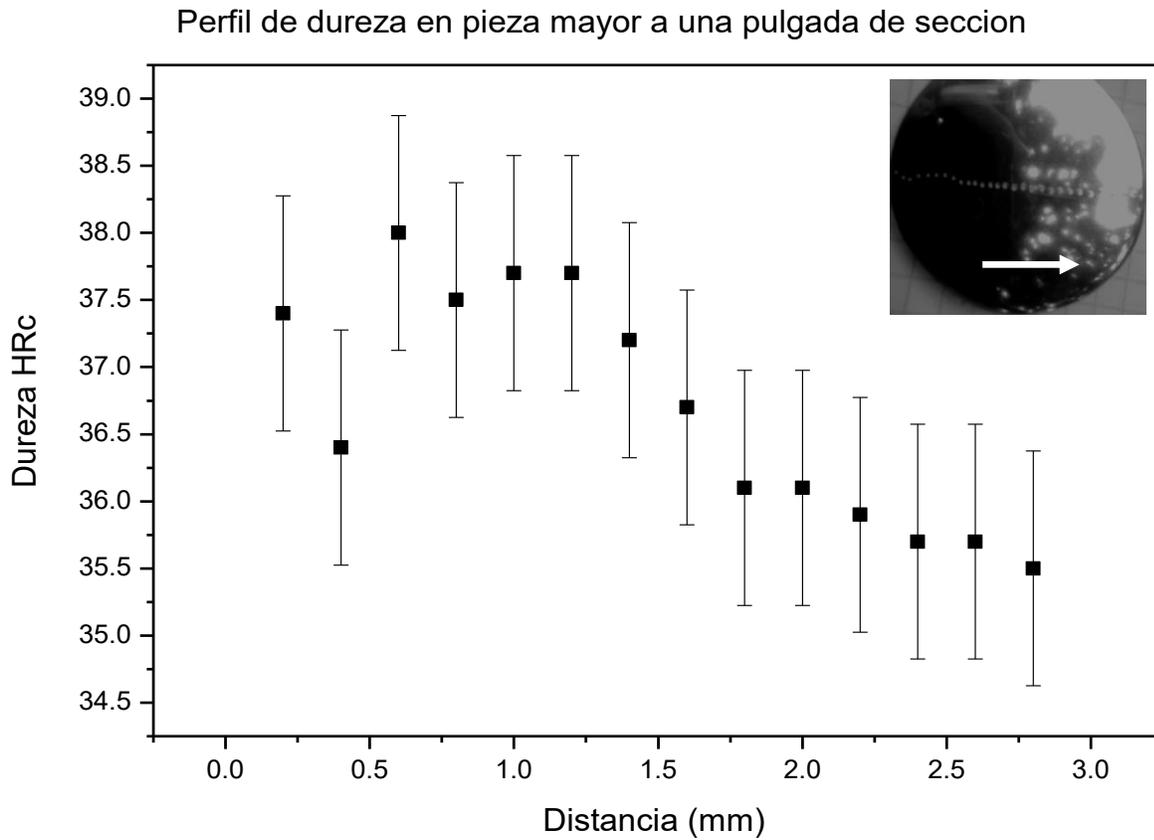


Fig. 4.23 Perfil 2 de dureza HRC en la pieza de sección mayor a 1 pulgada mostrando la figura y dirección de las durezas realizadas

Se realizó un gráfico comparativo de las durezas HRC y su equivalencia en HB (Fig. 4.24) para análisis con las durezas de los distintos grados ADI que estén comprendidos en el intervalo de 320 a 360 HB.

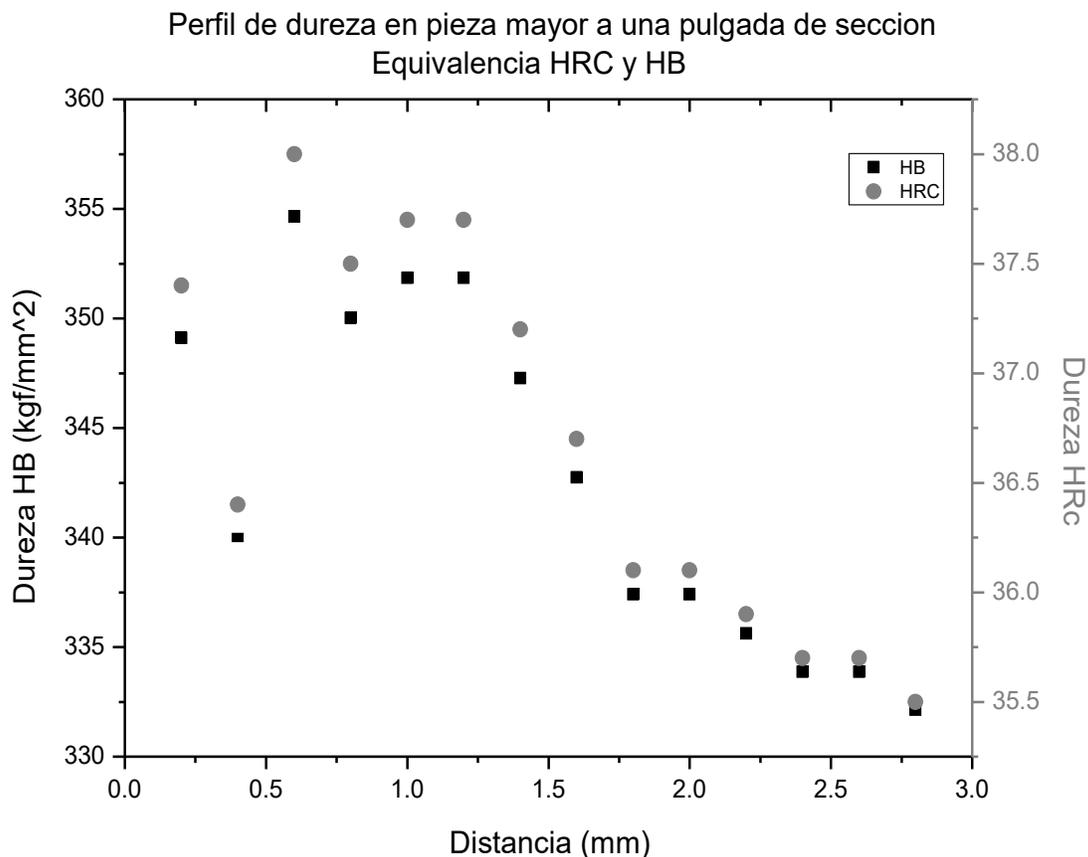
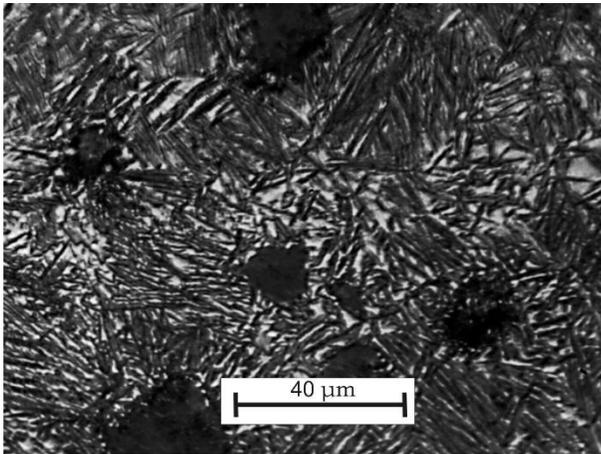


Fig. 4.24 Perfil de dureza HRC y HB en la pieza de sección mayor a 1 pulgada de acuerdo a la fig.4.23

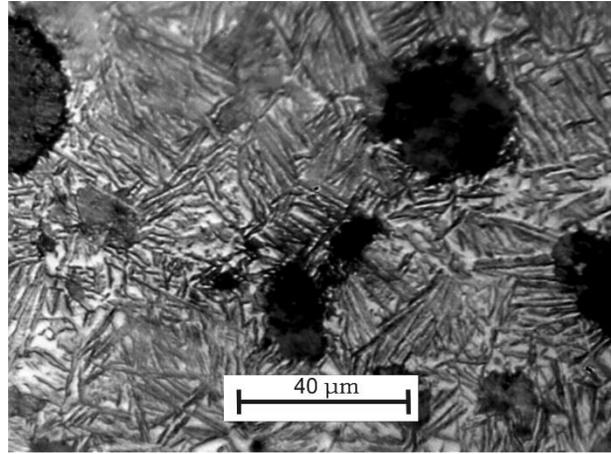
Esta pieza muestra una mayor variación en las durezas (Fig 4.23) en la cual se aprecia un descenso continuo a partir de 1.5 cm de distancia de la superficie, previo a esto, la dureza es constante a excepción de un punto, es importante recordar que la rodaja fue obtenida en una sección de 4 pulgadas de espesor, y que por tanto, los efectos del volumen de la pieza impactan directamente sobre la dureza final obtenida. La dureza obtenida es muy similar a los grados ADI 1050-750-7 y 900-650-11, siendo más representativo el primer grado para las zonas

cercanas a la superficie y el segundo grado para la dureza obtenido en las zonas internas.

La evaluación metalográfica se realizó por zonas a lo largo de la rodaja, la superficie y partiendo de esta a 5 mm por foto respecto a la metalografía (Figs. 4.25, 4.26, 4.27)

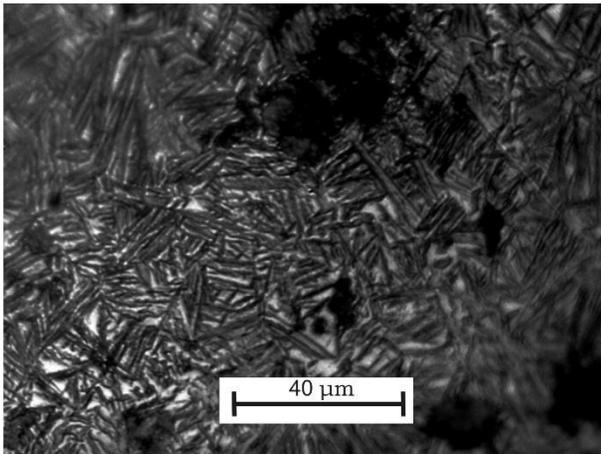


a)

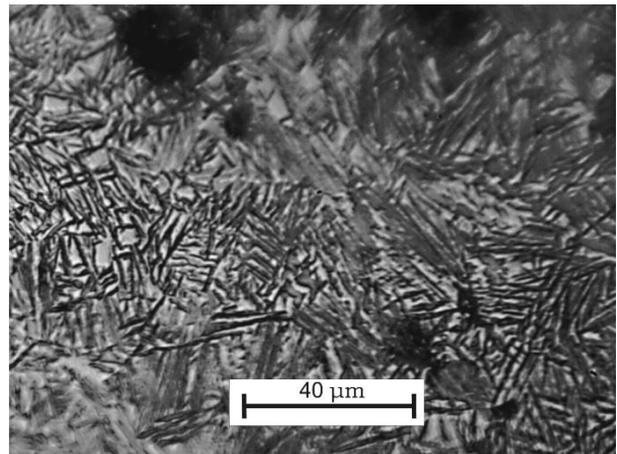


b)

Fig. 4.25 Hierro nodular austemperizado 40 μm en a) Superficie, b) Zona2



a)



b)

Fig. 4.26 Hierro nodular austemperizado 40 μm en a) Zona 3, b) Zona 4

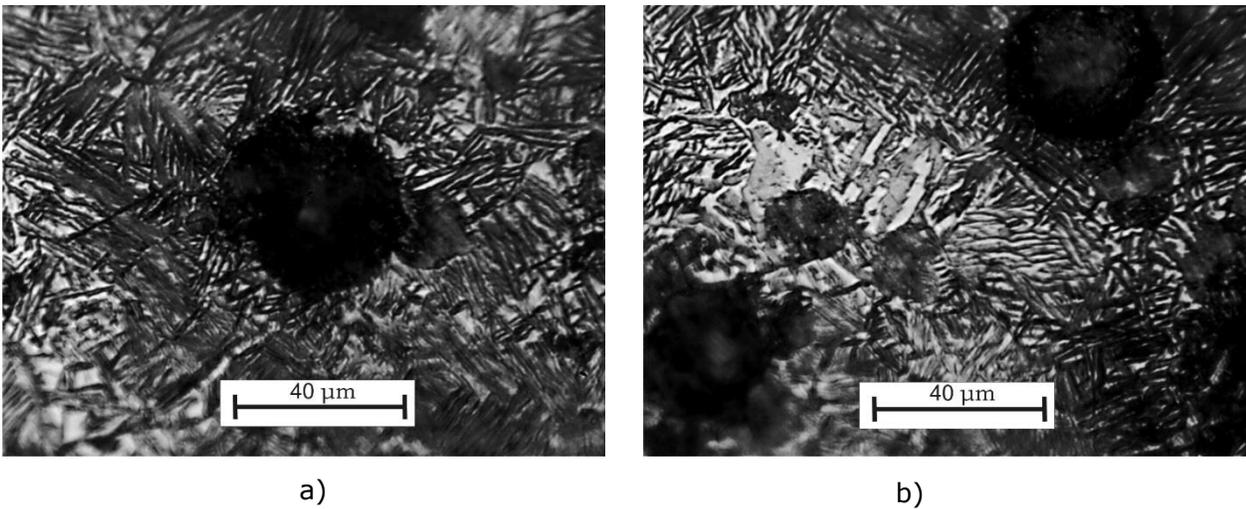


Fig. 4.27 Hierro nodular austemperizado 40 μm en a) Zona 5, b) Zona intermedia

Dado que los resultados de dureza fueron bajos con respecto a la anterior pieza (Figs. 4.19-4.24), la ausferrita encontrada en esta tiene una morfología más gruesa. La ferrita acicular es más gruesa y aumenta el porcentaje de γ_{HC} que son las zonas blancas en cada una de las figuras (Figs. 4.25-4.27). No hay una evidencia clara de una zona de transición dado que la zona 3 (1.5 cm de distancia de la superficie) (Fig. 4.26a) se asemeja mucho a la obtenida en la superficie (Fig. 4.25a), el patrón fino de la ausferrita se pierde en las zonas interiores hasta prácticamente desaparecer (Figs. 4.26- 4.27) mostrando una ausferrita gruesa propia de los grados con menor resistencia a la tensión

4.2.9 Análisis de piezas austemperizadas de sección mayor a 1 pulgada

Las piezas de 1 pulgada de espesor y las piezas mayores a 1 pulgada tuvieron ciertas diferencias, la dureza obtenida durante el tratamiento a piezas de 1 pulgada como ya se mencionó son similares al grado 1400-1100-02, 1600-1300-01 y para las dos piezas de mayor espesor fue cercana al grado 1050-750-07 y grado 900-650-11 (tabla 2.4). Se debe sobre todo al efecto del volumen de la pieza en el baño isotérmico y a la capacidad del enfriamiento del baño de sales.

Al ser un hierro nodular no aleado, la posibilidad de austemperar disminuye de manera drástica, para este tipo de hierros, la austemperabilidad tiene un límite máximo de 0.75 pulgadas (19 mm) [1, 7], aún a pesar de que la pieza posee un alto contenido de Mn que es la fuerte evidencia de una matriz perlítica. También el porcentaje de Cu en el austemperizado es insuficiente debido a que hay un descenso de la dureza y aumento de grosor de la ausferrita, aun cuando la pieza no manifiesta transformación perlítica a lo largo de esta a última.

Tanto cobre como manganeso no tienen un efecto mayor sobre la austemperabilidad del hierro nodular e implican que las propiedades mecánicas son menores de la superficie hacia el interior de la pieza si su sección más delgada excede la pulgada.

De acuerdo a las figuras 4.20, 4.21, 4.22, 4.25, 4.26 y 4.27 el corte en piezas de mayor sección requiere un mayor período de maquinado, y a pesar de esto, ocurre un continuo desprendimiento de nódulos de carbono, lo cual afecta la calidad de la superficie en las metalografías, por lo que un sistema adicional de enfriamiento, junto con velocidades de corte menores evitarían tales efectos sobre las piezas y por ende, una mayor calidad en la evaluación metalográfica.

En ambas piezas se puede observar un patrón acicular propio de la ferrita en la ausferrita y que aumenta en tamaño en zonas interiores de las piezas estudiadas (Fig. 4.22 b y 4.27 b).

Alcanzar la temperatura del baño de sales es mucho más difícil en piezas gruesas (>1 pulgada), por lo que el baño requiere de agitación, o un cambio en la severidad en el medio que permita el enfriamiento súbito necesario en toda la pieza y evitar ese detrimento de las propiedades. Se pueden observar esas variaciones de dureza que impactan en los perfiles de ambas piezas (Figs. 4.18, 4.19 y 4.23, 4.24), los fenómenos de segregación generan la heterogeneidad del material y por tanto, continuas caídas en la curva. Sin embargo, la dureza evaluada no disminuyó hasta el grado 900 como en el caso de la pieza rodaja que se encontraba en la sección más gruesa.

CAPITULO 5

Conclusiones y recomendaciones

5. Conclusiones y recomendaciones

5.1 Conclusiones

a) Para este material, bajo todas las temperaturas de tratamiento isotérmico, una hora de tratamiento es el mínimo tiempo requerido para satisfacer la transformación austenita- ausferrita con pequeñas cantidades de martensita, tales disminuyen con un mayor tiempo de permanencia en el baño de sales.

b) Bajo las condiciones de trabajo de los tratamientos térmicos a piezas del hierro nodular 100-70-03 de sección de 1 pulgada o menores el grado más alto a alcanzar es el 1600-1300-01.

c) A mayor diferencia entre la T_{γ} y la T_{iso} el tamaño de la ferrita acicular es menor, lo que implica que el fenómeno de nucleación en el austemperizado es mayor, a su vez, tal se ve favorecida en la zona circundante al nódulo de grafito y no en la zona intermedia entre nódulos

d) Bajo condiciones de austemperizado, la martensita tiene un patrón característico similar a un zigzag, sin embargo, tal condición en el tratamiento de temple no es perceptible, sobre todo al cambiar el medio con una severidad menor al agua.

e) Los fenómenos de segregación para este tratamiento no se ven disminuidos por la austenización, sobre todo por la presencia de la austenita sin reaccionar que se presenta en la zona intermedia a los nódulos en austemperizados de 1 hora.

f) A pesar del porcentaje de cobre en el hierro nodular, en piezas masivas, la austemperabilidad no se ve beneficiada ya que las propiedades mecánicas

obtenidas en estas muestras son menores que las piezas con sección menor a 1 pulgada, por tanto, no es un material susceptible a austemperizar si la sección supera $\frac{1}{2}$ pulgada.

g) Entre mayor sea la sección, las diferencias en la dureza serán más marcadas, generando zonas de ausferrita muy fina en la superficie, y ausferrita gruesa en las zonas interiores de la pieza, generando heterogeneidad en las propiedades mecánicas.

5.2 Recomendaciones

a) La austemperabilidad de un hierro nodular no aleado o que presenta 0.5 % en Cu, no es suficiente para garantizar las propiedades mecánicas en el tratamiento isotérmico para secciones gruesas, no es recomendable estos hierros nodulares para transformaciones isotérmicas a bajas temperaturas.

b) La necesidad de implementar un sistema de agitación, ya que la extracción de calor sería inmediata, llevando a la transformación de fase deseada.

c) En el maquinado de piezas de sección pesada para un hierro ADI es factible si la diferencia de T_{γ} y T_{iso} no produce ferrita fina, debido a que un material duro implica un mayor desgaste en el herramental así como un mayor tiempo de maquinado, lo cual a nivel industrial se traduce en costos.

d) En piezas austemperizadas para grados altos es importante maquinar previo al tratamiento, si no, deben ser controladas tanto velocidad como alimentación de fluido lubricante-refrigerante para evitar el desprendimiento de nódulos o la transformación martensítica inducida por deformación.

Referencias

[1] (2002) Hayrynen K.L. *The production of Austempered Ductile Iron (ADI)*, World Conference on ADI, 1-6.

[2] (2003) Hayrynen K. L., Keough J. R., *Austempered Ductile Iron- The State of the Industry in 2003* Keith D. Millis Symposium, 1-15.

[3] (1998) Ductile Iron Society, *Ductile Iron Handbook Section IV Austempered Ductile Iron* USA 1998.

[4] (2006) American Society of Testing and Materials *ASTM A897/A897M- 06 Standard Specification for Austempered Ductile Iron Castings* USA.

[5] (2003) Sinha A.K., *Physical metallurgy Handbook*, McGraw Hill Handbooks, 1st edition, USA, 13.86-13.93.

[6] (2009) Ductile Iron Society, *Why do we get more ferrite at sometimes and not others*, USA, Issue #2, 1-3.

[7] (2008) Tun T., *Optimizing the microstructure and Mechanical properties Of Austempered Ductile Iron for automobile diferencial gear*, Journal of Metals, Materials and Minerals, Vol. 18 No.2, 199-205.

[8] (1999) Castillo R., Bermont V., Martínez V., *Relaciones entre la microestructura y las propiedades mecánicas en fundiciones nodulares: revisión bibliográfica*, Revista de Metalurgia, Vol. 35, España, 329-334.

[9] (2007) Umoru, L.E., Ali J.A., *Evaluation of the Influence of Bainitic Transformation on some Mechanical Properties of Calcium Treated Cast iron*, Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering, USA, Vol. 6, No.2, pp 109-120

[10] (2014) Krzyńska A., Kochański A., *Properties and Structure of High-Silicone Austempered Ductile Iron*, Archives of Foundry Engineering, Vol. 14, Issue 2, 91-94.

[11] (2013) Babazadeh M., Hamid P., *Wear Characteristics Of ADI'S; a Comprehensive review on mechanisms and effective parameters*, Journal of Basic and Applied Scientific Research, Vol. 3(2), 646-656

[12] (2007) Myszka D., *Austenite - martensite transformation in austempered ductile iron*, Archives of Metallurgy and Materials, 2007, Vol. 52, Issue 3, 475-480.

[13] (1984) Voigt R.C., *Austempered Ductile Iron – Process control and Quality Assurance*, Journal Heat Treating, Vol.3 No.4 USA, 291 – 303.

[14] (2004) Society of Automotive Engineers, SAE J2477 *Automotive Austempered Ductile (Nodular) Iron Castings (ADI)*, USA, 1-12.

[15] (2005) Shalabi L., *Austempered ductile iron... say what? As a heat treatment option, austempering offers a unique set of characteristics*, OEM off-highway Magazine, USA, 26, 27.

[16] (2014) Akor T., Tuleun, L. T., *Effect of Austempering Time on the Mechanical Properties Of Ductile Iron Austempered in Rubber Seed Oil*, International Journal of Engineering Research and Development, Volume 10, Issue 8, 31-34.

[17] (2012) Kumar A., Suresh R., *Effect Of Copper On The Properties Of Austempered Ductile Iron (ADI)*, International Journal Of Mechanical Engineering and Robotics Research, Vol. 1(3),113-119.

[18] (2012) Pérez M.J., Cisneros M., *Kinetic Study of the Austempering Reactions in Ductile Irons*, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 21(11), 2460-2466.

[19] (2000) Rousiere D., Aranzabal J., *Development of mixed (ferrito-ausferritic) structure for spheroidal Graphite Irons*, Metallurgical Science and Technology Vol. 18 (1), 24-29.

[20] (2012) Erfanian-Naziftoosi H.R., Haghdadi N., *The Effect of Isothermal Heat Treatment Time on the Microstructure and Properties of 2.11% Al Austempered Ductile Iron*, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 21, No 8, 1785-1792.

[21] (2011) Olofsson J., Larsson D., *Effect of Austempering on Plastic Behavior of some ADI Alloys*, Metallurgical and Materials Transactions A, 42(13), 3999-4007.

[22] (2001) Yescas M.A., Bhadeshia H.K., *Estimation of the amount of retained austenite in Austempered ductile irons using neural networks*, Materials Science and Engineering A311, 2001, 162-173.

- [23] (2010) Amran Y., Katsman A., *Influence of Copper Addition and Temperature on the Kinetics of Austempering in Ductile Iron*, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 41B,1054-1058.
- [24] (2008) Krzyńska A., Kaczorowski M., *The studies of nodular graphite cast iron early stages austempering*, Archives of Foundry Engineering, Vol. 8, Issue 4, 87-92.
- [25] (2010) Keough J.R., Harynen K.L., *Designing with Austempered Ductile Iron (ADI)*, AFS Proceedings, American Foundrymen's Society, 2010, Paper 10-129, 1-15.
- [26] (2005) International Standard, ISO 17804:2005(E) *Founding-Ausferritic spheroidal graphite Cast Irons- Classifications 2005 Switzerland*, 1-30.
- [27] (1990) Kovacs B.V., *Austempered Ductile iron: Fact And Fiction*, Modern Casting, 38-41.
- [28] (2014) Kochański A., Krzyńska A., *Highsilicone Austempered Ductile Iron*, Archives of Foundry Engineering, Vol. 14, Issue 1, 55-58.
- [29] (2015) Myszka D., Wieczorek A., *Effect of phenomena accompanying wear in dry corundum abrasive on the properties and Microstructure of austempered ductile iron with different chemical composition*, Archives of Metallurgy and Materials, Vol. 60, Issue 1,483-490.

[30] (2009) Diez C.J., Fernández G.R., *Efecto del conteo de nódulos en la resistencia al desgaste por abrasión de los hierros dúctiles austemperados*, Ingeniería Mecánica, Vol. 12. No.2, 69-76.

[31] (2010) Aranda Villada V.A. *Efecto de la temperatura y tiempo de Austenización en la disolución de carburos en un hierro nodular blanqueado*, Tesis Licenciatura, Facultad de Química, UNAM.

[32] (2015) Sadighzadeh A., *Effect of alloying elements on Austempered ductile iron (ADI) properties and its process: Review*, China Foundry, Vol.12 No.1, 54-70.

[33] (2003) Susil K., Putatunda B., *Investigations on the fracture toughness of austempered ductile iron alloyed with chromium*, Materials Science and Engineering, A346, 254-265.

[34] (2002) Sun D., Zhou Z., *Effect of Si, Mn and Al on the microstructure and mechanical properties of ADI weld metal*, Journal of materials science and technology, Vol.18, No. 3, 271-274.

[35] (2010) American Society of Testing and Materials ASTM A247-10 Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings USA.

[36] (2015) Vivek K., Rajendra U., *Investigation of Microstructural aspects and Wear behaviour of Cryotreated Austempered Ductile Iron (ADI)*, International Advanced Research Journal in Science, Engineering and Technology, Vol. 2, Issue 6, 87-94.

[37] (2013) Datt J., Batra U., *Influence of Composition and Austempering Temperature on Machinability of Austempered Ductile Iron*, International Journal of Chemical, Molecular, Nuclear, Materials and Metallurgical Engineering, Vol.7, No.2, 132-137.

[38] (2007) Myszka D., Borowski T., *Influence of cryogenic treatment on microstructure and hardness of austempered ductile iron*, Proceedings of the 5th IASME/WSEAS Int. Conference on Heat Transfer, Thermal Engineering and Environment, Greece, 123-128.

[39] (2006) Navea L., Mannheim R., Garín J., *Transformación martensítica mediante deformación en frío de fundiciones nodulares austemperadas* Revista de la Facultad de Ingeniería, Universidad De Atacama, Chile, 21-16.

[40] (2013) Yang C., Chang L., *Ameliorated Austenite Carbon Content Control in Austempered Ductile Irons by Support Vector Regression*, Mathematical Problems in Engineering Hindawi Publishing Corporation, Vol. (2013) ,1-9.

[41] (2002) Yescas M.A., Bhadeshia H.K.D.H., *Model for the maximum fraction of retained austenite in austempered ductile cast iron*, Materials Science and Engineering, A333, 60-66.

[42] (2011) Keough J.R. *Austempered Ductile Iron (ADI) – A Green alternative*, American Foundry Society Paper, 1-9.

[43] (2004) ADI Treatments Ltd, *ADI solutions aid vehicle design*, Foundry Trade Journal International, 54-56.

[44] (2013) Nofal A., *Advances in the Metallurgy and Applications of ADI Journal of Metallurgical Engineering (ME), Vol. 2, Issue 1, 1-18.*

[45] (2009) Nofal A., Jekova L., *Novel Processing Techniques And Applications Of Austempered Ductile, Iron Journal of the University of Chemical Technology and Metallurgy, Bulgaria, Vol.44, No. 3, 213-228.*

[47] (2001) American Society of Testing and Materials, ASTM E10-01 Standard Test Method for Brinell hardness of Metallic Materials. USA.

[46] (1984) American Foundrymen's Society *Foundrymen's guide to ductile iron microstructures, USA, 3-39.*