



**FACULTAD DE METALURGIA ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

TRATAMIENTO TÉRMICO DE AUSTEMPERIZADO A UN HIERRO DÚCTIL DE MATRIZ FERRÍTICA-PERLÍTICA

Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Ing. Eider Mora Terrero

Moa - 2022



**FACULTAD DE METALURGIA ELECTROMECAÁNICA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA**

TRATAMIENTO TÉRMICO DE AUSTEMPERIZADO A UN HIERRO DÚCTIL DE MATRIZ FERRÍTICA-PERLÍTICA

Tesis en opción al título de Máster en Electromecánica

Autor: Ing. Eider Mora Terrero

Tutor: Prof. Tit. Tomás Hernaldo Fernández Columbié, Dr. C.

Moa - 2022

Declaración de autoridad

Yo: Ing. Eider Mora Terrero

Autor de esta tesis de maestría, certifico su propiedad intelectual a favor de la Universidad de Moa “Dr. Antonio Núñez Jiménez”, la cual podrá hacer uso de la misma con la finalidad que estime conveniente.

Eider Mora Terrero

Dr. C. Tomás H. Fernández Columbié

“Fíate de Dios de todo tu corazón, Y no te apoyes en tu propia prudencia.”

Proverbios 3:5

“Estamos doblemente armados si luchamos con fe”

Platón

“Nunca consideres el estudio como una obligación, sino como la oportunidad para penetrar en el bello y maravilloso mundo del saber.”

Albert Einstein

“Nuestro sentido de lo maravilloso aumenta exponencialmente; cuanto mayor es el conocimiento y más profundo el misterio, más intentamos conocer y mayores enigmas acabamos por crear.”

E. O. Wilson

Agradecimientos:

Gracias a Dios y a mis mejores esfuerzos por permitirme alcanzar esta meta.

A mi tutor por confiar en mí, en la realización de este trabajo, el Dr. C. Tomás Fernández Columbié.

Al especialista en ensayos mecánicos de la Empresa Mecánica del Níquel Yoel Ochoa Mcintosh y al Ms.C. Serrano por el apoyo brindado en la realización de la técnica experimental de este trabajo.

A mi amada esposa por su tiempo y dedicación

A mis familiares que me apoyaron en los momentos de mi vida en que más los necesitaba.

A mis colegas que siempre creyeron en mí.

A los que de una forma u otra me apoyaron y ayudaron en la realización de este trabajo.

Dedicatoria:

Quiero dedicar este trabajo a mis familiares.

***A mi madre: Eleine Terrero Cala y mi esposa Elianis
de Mora.***

A mis abuelos.

A mis colegas, para que les sirva de ejemplo.

A mis amigos y vecinos.

RESUMEN

Este trabajo tiene como objetivo establecer el comportamiento microestructural de una fundición nodular sometida a tratamiento térmico de austempering. En el plan experimental se seleccionaron cuatro probetas, una sin tratamiento térmico y tres a las que le fueron aplicados dos tratamientos; primero un austenizado a 900 °C durante dos horas y luego un austempering a 450 °C en un tiempo de una hora con lo cual se logró obtener la fase ausferrita (bainita) que incrementa la dureza en el hierro nodular. Antes del tratamiento térmico, la fundición presentaba fases del tipo perlita-ferrita y nódulos de grafito, lo cual se modificó luego del austempering. El porcentaje de microconstituyentes determinados en la muestra sin tratamiento es de 47,84 % de perlita y luego un 60,65 % de ausferrita. Al analizar la dureza, la misma incrementa desde 250 HV hasta 482,6 HV, con lo cual se garantiza el mejoramiento de las propiedades mecánicas de la fundición nodular. Se realiza la determinación de los costos del proceso de manufactura y el impacto medio ambiental relacionado con el efecto negativo de los tratamientos térmicos.

ABSTRACT

This work has as objective to establish the behaviour microstructural from a subjected nodular foundry to thermal treatment of austempering. In the experimental plan four test tubes were selected, one without thermal treatment and three to those that were applied him two treatment; first an autenizad to 900 °C during two hours and then an austempering to 450 °C at one time of one hour with that which was possible to obtain the phase ausferrite (bainit) that increases the hardness in the nodular iron. Before the thermal treatment, the foundry presented phases of the type pearl-ferrite and graphite nodules, that which modified after the austempering. The microconstituyent percent determined in the sample without treatment is of 47.84 % pearl and then 60.65 % ausferrite. When analyzing the hardness, the same one increases from 250 HV until HV 482.6 HV, with that which the improvement of the mechanical properties of the nodular foundry is guaranteed. He is carried out the economic valuation and the half environmental impact related with the negative effect of the thermal treatments.

TABLA DE CONTENIDOS	Pág
INTRODUCCIÓN	I
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1. Introducción	5
1.2. Fundiciones nodulares	5
1.2.1. Características principales y clasificación de las fundiciones nodulares	7
1.2.2. Composición típica de la fundición con grafito nodular esférico	10
1.3. Rango de temperatura crítica en el tratamiento térmico	13
1.4. Austemperizado de las fundiciones nodulares	14
1.4.1. Tratamiento térmico de austemperizado	16
1.4.2. Microestructura del hierro nodular austemperizado	19
1.5. Influencia de la temperatura de austenización sobre los tratamientos térmicos	21
1.6. Cinética de la transformación ausferrítica	22
1.7. Conclusiones del capítulo 1	24
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	25
2.2. Composición química de la fundición nodular	25
2.3. Cálculo del carbono equivalente	26
2.3.1. Contenido de carbono y silicio en la fundición	26
2.3.2. Control del índice de saturación	28
2.4. Plan experimental para el tratamiento térmico	29
2.4.1. Tratamiento térmico de austenizado y austempering	30
2.4.2. Tiempo para el tratamiento térmico	31
2.5. Preparación metalográfica de las muestras	33
2.5.1. Observación microscópica del hierro nodular	34
2.5.2. Ensayo de dureza Vickers	35
2.5.3. Horno empleado para el tratamiento térmico	36
2.5.4. Microscopio óptico para el análisis de imágenes	38
2.5.5. Obtención del porcentaje de microconstituyentes	39
2.5.6. Conteo de nódulos en la fundición	41
2.6. Conclusiones del capítulo 2	43

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción	44
3.2. Análisis de la composición química	44
3.3. Análisis de la susceptibilidad del hierro nodular	45
3.4. Análisis del ciclo de tratamiento térmico	48
3.5. Análisis microestructural sin tratamiento térmico	49
3.5.1. Nodularidad de la fundición antes del tratamiento térmico	51
3.5.2. Comportamiento de las fases presentes de la fundición	52
3.5.3. Microestructura con tratamiento térmico de austempering	53
3.5.4. Fases presentes luego del austemperizado	55
3.5.5. Nodularidad de la fundición después del tratamiento térmico	56
3.6. Análisis de las durezas	57
3.6.1. Análisis de varianza	58
3.7. Determinación de los costos del proceso de manufactura	60
3.8. Impacto medio ambiental	62
3.9. Conclusiones del capítulo 3	63

CONCLUSIONES GENERALES

RECOMENDACIONES

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

INTRODUCCIÓN

En la industria en general y especialmente en la del níquel y la automotriz, se utiliza la fundición de hierro nodular para la fabricación de piezas que forman parte de los sistemas de generación de potencia, transmisión, suspensión y freno, también, para miembros estructurales de maquinaria pesada, siendo muchos de estos componentes de alta responsabilidad. Las técnicas de fabricación de piezas fundidas ha sido un arte transmitido de generación en generación. Sin embargo, las crecientes exigencias y requerimientos en cuanto a las propiedades tecnológicas de los materiales fabricados han supuesto la aplicación generalizada de métodos científicos con el fin de optimizar los procesos de producción y garantizar el control de las características de las piezas obtenidas.

Debido a que las piezas de fundición son obtenidas por colada y moldeo, es posible lograr dimensiones muy próximas a las requeridas, lo que permite disminuir el trabajo de mecanizado posterior y de esta manera, reducir los costos de producción. Esta ventaja, sumada a las propiedades mecánicas que se han alcanzado, le ha permitido a la fundición nodular reemplazar a otros materiales más tradicionalmente utilizados. Las propiedades mecánicas pueden cubrir un amplio rango de valores, y posibilitar su empleo en numerosos tipos de aplicaciones. Los valores específicos para una determinada aplicación se obtienen mediante tratamientos térmicos. Entre ellos, los más empleados son el recocido, el normalizado, el templado y el austemperizado. El austemperizado fue el último en ser desarrollado y con él se obtiene la denominada fundición de hierro nodular austemperizada o ADI por su nombre en inglés (*Austempered Ductile Iron*).

La fundición nodular austemperizada tiene, además, una conveniente relación peso-tensión de fluencia en comparación con la de otros materiales utilizados en las mismas aplicaciones. Algunos componentes producidos con esta fundición tienen un costo 20 % menor, por unidad de peso, que los fabricados en acero y un 50 % menor que los realizados en aluminio.

Se han identificado variados aspectos que influyen sobre la microestructura y las dimensiones finales de la pieza de hierro nodular, al ser austemperizada. Entre los que se pueden mencionar está el tamaño y la geometría, la composición química y la microestructura inicial, relacionados con la pieza, mientras que otros, como las temperaturas y los tiempos de tratamiento, tienen que ver con los parámetros que caracterizan al tratamiento térmico. Por

otro lado, los tiempos mínimos requeridos, para obtener una fundición nodular austemperizada con una matriz final completamente ausferrítica, dependen de las mismas variables.

La producción por fundición es la base fundamental en la elaboración de producto en la construcción de maquinarias. A pesar del desarrollo que se observa en la producción de los llamados métodos especiales de producción de piezas fundidas, como: fundición en coquilla, a presión, en cáscara, aún la forma más empleada para obtenerla es por el método de moldes de arena-arcilla y esta parece ser la tendencia predominante en el futuro inmediato.

Como **situación problemática** se plantea:

La respuesta al endurecimiento en las fundiciones nodulares, depende de la cantidad de carbono contenido en solución sólida en la austenita antes de templear. Esta cantidad se incrementará con la temperatura de austenización y decrecerá con el aumento del silicio en la fundición. Si el tiempo de mantenimiento por encima del rango crítico es el adecuado para el calentamiento en horno, la microestructura de la matriz o el carbono combinado antes del calentamiento no son significativos. Con un tiempo de mantenimiento corto, como en el temple a la llama, la microestructura previa al calentamiento es un factor dominante que determina el contenido de carbono combinado en la austenita en el temple, ya que la difusión del carbono desde el grafito a la matriz se dificulta y no se alcanza la dureza total.

En caso de que no ocurran las transformaciones expuestas anteriormente, entonces se incurre en alto consumo de energía eléctrica, los hornos son altos consumidores, la pieza al no presentar los microconstituyentes establecidos, no cumpliría con la función para la cual fue diseñada, con altos costos económicos.

El **problema** a investigar lo constituye:

El estudio acerca del aspecto térmico, mecánico y metalúrgico de una fundición nodular de matriz perlítica-ferrítica sometida a tratamiento térmico de austemperizado y caracterizado a escala microscópica los microconstituyentes, en la que la microestructura es representada a través de elementos de volumen específico por su nucleación, crecimiento e interacción de las fases presentes, aún no es suficiente.

Como posible solución al problema se establece la **hipótesis** siguiente:

Al someter a tratamiento térmico una fundición nodular de matriz perlítica-ferrítica a temperatura de 845 y 925 °C por encima del punto crítico superior y tiempos de 2 horas para

recarburizar la matriz completamente, en dependencia de su composición y microestructura, con calentamiento gradual de 100 °C por hora, para evitar tensiones térmicas y minimizar la posibilidad de fisuras, con una velocidad de enfriamiento elevada, se puede lograr el austemperizado y obtener mejores propiedades mecánicas en la misma.

El objeto de la investigación es la fundición nodular de matriz ferrítica-perlítica sometida a tratamiento térmico de austemperizado.

El campo de acción es la variación microestructural, la microdureza de la fundición nodular sometida a tratamiento térmico de austemperizado.

En el presente trabajo se define como **objetivo general**:

Establecer el comportamiento microestructural de una fundición nodular de matriz ferrítica-perlítica, su variación en la dureza, así como el conteo nodular luego de ser sometido a un tratamiento térmico de austemperizado.

Objetivos específicos

1. Definir los regímenes de temperaturas a emplear, los cuales permitan establecer el tratamiento térmico de austemperizado en las fundiciones nodulares.
2. Establecer el procedimiento metodológico para la realización del tratamiento térmico de austemperizado de la fundición nodular en función de la variación de sus propiedades mecánicas y metalúrgicas.
3. Fundamentar los resultados obtenidos en base al comportamiento microestructural, la dureza y el conteo de nódulos, obtenidos luego de ser sometida la fundición nodular al tratamiento térmico de austemperizado.

Para dar cumplimiento a este objetivo se consideran las **tareas** siguientes:

1. Establecimiento del estado del arte relacionado con el objeto de estudio.
2. Planificación, diseño y realización de experimentos.
3. Análisis de los resultados y obtención de las microestructuras resultantes y de la dureza luego del proceso de tratamiento térmico de austemperizado de la fundición nodular.
4. Fundamentación de las inestabilidades metalúrgicas que surgen en el proceso de tratamiento térmico de la fundición nodular de matriz ferrítica-perlítica.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de tratamiento térmico.

CAPÍTULO 1

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1. Introducción

La evolución de las variables macroscópicas como la temperatura y los desplazamientos depende de las microscópicas, tales como las fracciones de fase y las concentraciones de carbono y viceversa. Esto determina que los problemas térmicos, mecánicos y metalúrgicos deban resolverse de manera acoplada. El acoplamiento entre problemas planteados en distintas escalas (térmico - metalúrgico y mecánico - metalúrgico) se realiza mediante ecuaciones que vinculan dichas escalas.

Este capítulo tiene como objetivo establecer la búsqueda bibliográfica relacionada con el proceso de tratamiento térmico aplicado a las fundiciones nodulares.

1.2. Fundiciones nodulares

Las fundiciones son aleaciones de hierro con una composición química formada de C (2 al 5 %), Si (2 al 4 %), Mg (hasta 1 %) y un bajo por ciento de S y de P (Alhussein, *et al.*, 2014; Stefanescu, *et al.*, 2003). Se caracterizan por: (a) se pueden vaciar del horno para obtener piezas de diferentes tamaños y complejidades, (b) no pueden ser sometidas a deformación plástica, (c) no son dúctiles ni maleables, (d) poseen baja soldabilidad, (e) buena maquinabilidad, (f) son relativamente duras y (g) son resistentes a la corrosión y al desgaste (Bigueievs, 1977; Chernov, 1950).

Los términos “hierro dúctil”, “hierro nodular”, “hierro con grafito esferoidal”, sirven para designar a las aleaciones de base hierro-carbono multifásicas con contenidos significativos de Si, donde también hay presencia de pequeñas cantidades de Mn y de impurezas como P y S. La adición en cantidades minoritarias, controladas de acuerdo a la composición química, de elementos superficialmente activos principalmente Mg, afectan a la cinética del crecimiento de la fase facetada (grafito) durante la reacción eutéctica termodinámicamente estable. De esta manera ellos facilitan que la morfología del grafito sea nodular en vez de laminar debido a que la cinética del crecimiento del grafito se ve afectada porque esos elementos subversivos influyen sobre las energías interfaciales entre el grafito y el líquido.

En la producción de este tipo de aleación, el líquido de base hierro algunas veces está severamente restringido a contenidos permitidos de elementos minoritarios que interfieren con la formación de grafito esferoidal. El nodulizante más comúnmente utilizado es Mg, que posee una elevada afinidad para reaccionar con el S y con el O para formar compuestos estables. Estos hechos, en la práctica, obligan a tener que realizar operaciones de desulfuración y de refinación del líquido, previas a las adiciones de elementos nodulizantes.

Desde el punto de vista de la teoría de solidificación, la microestructura de celdas eutécticas de hierro nodular, constituidas por esferoides de grafito rodeados de halos de austenita, corresponden a un eutéctico divorciado. Este, es un término utilizado para describir una variedad de microestructuras eutécticas en donde las fases que lo constituyen se nuclean de manera individual sin que exista un arreglo ordenado (Hecht y Rex, 2001), como sucede en el crecimiento acoplado. En la nucleación del eutéctico divorciado, la fase de naturaleza facetada (grafito), requiere de relativamente elevados subenfriamientos, de tal manera que la fase no facetada (austenita) nuclea y crece individualmente a lo largo de la extensión metaestable de las líneas de liquidus hasta que finalmente se forma la fase facetada.

Microestructurales de este comportamiento se comprueban en experimentos de solidificación interrumpida, al utilizar tanto Análisis Térmico Diferencial (DTA) como horno de espejos (*Mirror Furnace*) cuyos resultados han sido presentados por Tinoco y Fredriksson (2001) y por Tinoco *et al.* (2003) y Delvasto (2004), en ensayos realizados a velocidades de enfriamiento de 0,08; 0,15; 0,35; y 30; 55 K/s, respectivamente. Estos resultados son analizados tanto teóricamente como por uso de la termodinámica de no equilibrio en base a defectos reticulares encontrados en la austenita durante el proceso de solidificación (Tinoco, 2001 y Tinoco, 2003). Por otro lado, Nakae y Shin (2001), al utilizar resultados experimentales realizaron cálculos, asumieron que, el diámetro de las celdas está entre 100 y 150 μm en piezas vaciadas de hierro nodular, determinaron que crecen a una velocidad promedio de 0,2 mm/h.

En su solidificación, el hierro esferulítico es un proceso similar al de las fundiciones grises, excepto en la existencia de un apreciable subenfriamiento debido a las fuerzas que conducen a hacer que los núcleos de grafito, en el hierro dúctil, crezcan cristalográficamente de manera diferente al laminar, para finalmente producir esta morfología. El subenfriamiento está constituido por tres contribuciones: cinético, constitucional, y por efectos energéticos. Durante el evento de su crecimiento, el Mg libre, preferencialmente se adsorbe sobre las intercaras de

crecimiento en la dirección del polo del plano prismático de la estructura cristalina del grafito. Al actuar así, produce sustancial reducción de la energía interfacial del plano prismático hasta valores menores a las del basal; en consecuencia, la alta anisotropía del retículo de grafito permite cambios en la dirección de crecimiento hacia el basal y se genera la esferoidización.

1.2.1. Características principales y clasificación de las fundiciones nodulares

Las fundiciones tienen múltiples usos y sus ventajas más importantes son las siguientes: (a) son más fáciles de maquinar que los aceros, (b) se pueden fabricar piezas de diferentes configuraciones geométricas complejas, (c) en su fabricación no se necesitan equipos ni hornos muy costosos, (d) absorben las vibraciones mecánicas, (e) actúan como auto lubricantes, (f) son resistentes al choque térmico, (g) son resistentes a la corrosión, y (h) poseen buena resistencia al desgaste. De acuerdo con la apariencia de su fractura, las fundiciones pueden ser grises, blancas y atruchadas. También pueden clasificarse en fundiciones maleables, con grafito nodular esférico y especial o aleadas (Alhussein, *et al.*, 2014; Chernov, 1950; Sorelmetal, 1996).

Las fundiciones pueden presentar los mismos constituyentes de los aceros, más el eutéctico ledeburita, compuesto de austenita y cementita; el eutéctico ternario de cementita, la esteadita (ferrita y fosfuro de hierro) y el carbono en forma de láminas, nódulos o esferoides de grafito. Su microestructura se basa en el diagrama de estado estable del hierro y el carbono (Jinde, *et al.*, 2013; Qing, *et al.*, 2016; Zhang, *et al.*, 2015). La fundición con grafito nodular esférico (figura 1.1) puede superar al acero en cuanto a sus propiedades de fundición, menor densidad y menor costo de producción. La forma esférica del grafito en su microestructura, reduce la concentración de tensiones y, en consecuencia, el material es mucho más dúctil que la fundición gris. Suele utilizarse en piezas que soportan elevadas cargas (Zhang, *et al.*, 2015).

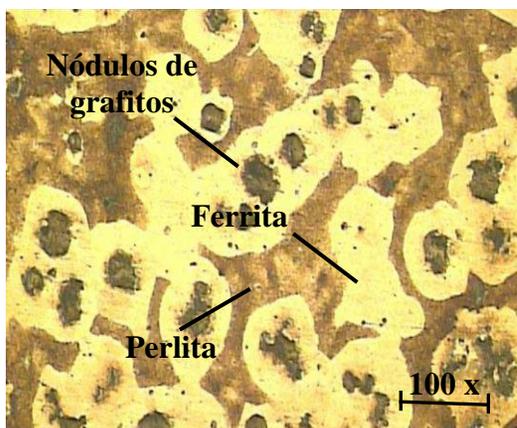


Figura 1.1. Microestructura de la fundición nodular. Fuente: Zhang, *et al.* (2015).

Las fundiciones con grafito nodular esférico se clasifican según la matriz, en perlíticas, ferríticas o ferrítica-perlíticas, con un porcentaje compartido en la matriz. Las perlíticas presentan mayor resistencia, pero menor ductilidad y maquinabilidad que las fundiciones con grafito nodular esférico ferríticas (Bockus y Zaldarys, 2011). Cuando el grafito se agrupa en forma de nódulos o esferas no se rompe la continuidad de la matriz, ni se provoca el efecto de entalla, lo que hace aumentar sensiblemente las características mecánicas en comparación con las que presentaría una fundición corriente con grafito en láminas (Gorshkob, 1978; Theuwissen, *et al.*, 2016).

En la figura 1.2 se observa que el control de la matriz, obtenidos en hierro dúctil convencional o bien "en bruto de colada" a través de una combinación de la composición y el control del proceso o por medio de tratamiento térmico, da la posibilidad de seleccionar el grado de hierro dúctil, que proporciona la combinación más adecuada de propiedades.

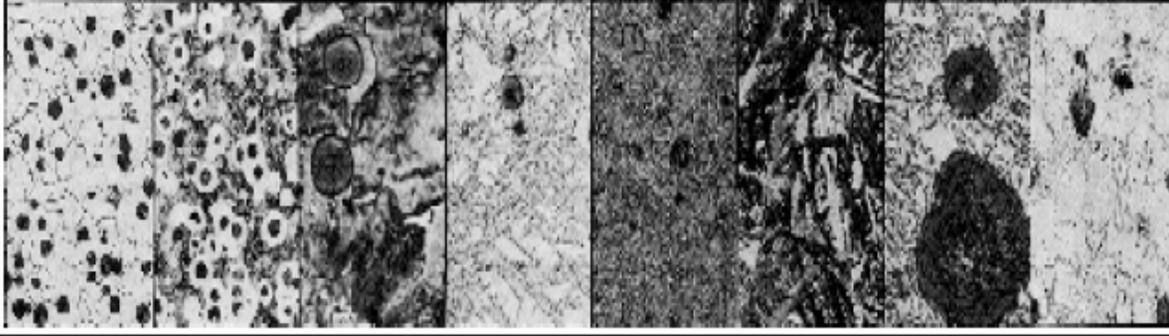
Matriz							
Ferrítico Grado 5	Ferrítico-perlítica Grado 3	Perlítico Grado 1	Martensítico (Con austenita retenida)	Templado martensítico	ADI grado 150	ADI grado 230	Austenítico
60.000 psi (414 MPa)	80.000 psi (552 MPa)	100.000 psi (690 MPa)	NA *	115.000 psi (793 MPa)	150.000 psi (1050 MPa)	230.000 psi (1600 MPa)	45.000 psi (310 MPa)
							
* Resistencia última a la tracción aproximada de 87.000 psi (600 MPa) duro y quebradizo. (Tenga en cuenta que los aumentos son diferentes.)							

Figura 1.2. Control de la matriz que se obtiene en el hierro dúctil. Fuente: Apraiz (1963).

La figura muestra la gama de resistencia, ductilidad y dureza ofrecido por hierro dúctil convencional. Los hierros de alta ductilidad, ferríticos proporcionan un alargamiento en el intervalo de 18 - 30 por ciento, con resistencias a la tracción equivalentes a las encontradas en acero de bajo carbono.

Hierros dúctiles perlíticos, como se observa en la figura 1.2, tienen resistencias a la tracción superior a 120 ksi (825 MPa), pero ductilidad reducida. El hierro dúctil Austemperado (ADI), ofrece aún mayores propiedades mecánicas y resistencia al desgaste, según el grado proporciona resistencia a la tracción superior a 230 ksi (1600 MPa). Hierros dúctiles aleados, puede ser seleccionado para proporcionar a la fluencia y resistencia a la oxidación a altas temperaturas, resistencia a los ciclos térmicos, la resistencia a la corrosión, propiedades magnéticas especiales o tenacidad a baja temperatura (Ordoñez *et al.*, 2013).

De esta forma, la resistencia a la tracción supera los 400 MPa, pudiendo alcanzar hasta los 1 200 MPa. En cuanto al alargamiento relativo, puede llegar hasta un 30 % en las ferríticas y la dureza Brinell que se puede obtener está entre 140 y 500 unidades. Todo ello sin perder las propiedades que caracterizan a la fundición con grafito en láminas (Sertucha, *et al.*, 2012; Callister, 2015).

La nodularidad, como característica, integra las propiedades mecánicas de resistencia y elongación relativa. Además, existe una fuerte correlación entre el deterioro de las propiedades mecánicas y la desviación de las esferas. Una elevada cantidad de esferas resulta deseable para algunas propiedades mecánicas y es uno de los beneficios de una inoculación efectiva en el proceso de producción de la fundición con grafito nodular esférico. Por otra parte, disponer de una mayor cantidad de esferas facilita la provisión de suficientes centros de nucleación para disolver el C a fin de precipitar el grafito antes que el Fe_3C en la fundición. Este comportamiento está justificado en el caso del sobreenfriamiento preventivo por debajo de la temperatura eutéctica metaestable, donde se forman las estructuras frágiles de fundición blanca (Metzaer y Seifert 2015).

Gonzaga (2013); Gonzaga y Carrasquilla (2005); Dasgupta *et al.* (2011) han referido que, la nodularidad del grafito determina el límite de cedencia y la elongación relativa, e identificaron el efecto perjudicial del exceso de Mn y de P en las fundiciones ferríticas con grafito nodular esférico. Con similares resultados Riposan *et al.* (2007) recomendó como porcentajes óptimos para obtener una estructura ferrítica en la fundición con grafito nodular esférico, una cantidad menor del 0,03 % en peso de P y no más del 0,2 % de Mn. Sin embargo, de acuerdo con Gonzaga y Carrasquilla (2005), el alto por ciento de Si en la fundición con grafito nodular esférico nulifica el efecto adverso combinado del Mn y el P en la composición (Alhussein *et al.*, 2014).

Liu *et al.* (1999); Luffe (1995); Stefanescu (2005b) coinciden en el resultado de sus investigaciones, afirmando que, las propiedades de la fundición con grafito nodular esférico son influenciadas por la microestructura de la matriz y la morfología de los nódulos de grafito, que a su vez están asociados a los parámetros del proceso de fundición.

1.2.2. Composición típica de la fundición con grafito nodular esférico

Las fundiciones son utilizadas en diversas aplicaciones donde es esencial la combinación de las propiedades mecánicas de resistencia mecánica y ductilidad. En comparación con la fundición gris ordinaria, las fundiciones con grafito nodular esférico poseen el doble de resistencia mecánica y una elongación relativa, mayor a 200 veces. Estas propiedades se le atribuyen principalmente a la composición química de las fundiciones con grafito nodular esférico, que puede variar en dependencia de las coladas y puede ser influida por un nivel de chatarra pura menuda de metal que se use en la carga de las fusiones. La composición típica de la fundición con grafito nodular esférico consiste de C, Si, Mn, P y S. La inclusión de otro elemento a la composición química está en dependencia de los requerimientos del cliente, de la composición deseada y de las prácticas habituales de la colada (Batista-Cabrera, 2003).

De los elementos principales, el Si es una adición esencial porque es un fuerte promotor de ferrita. El Si incrementa la dureza, la resistencia a la tracción y el límite de rotura (Batista-Cabrera, 2003; Lekakh, 2015). Además, hace decrecer las tendencias al blanqueo en las fundiciones, la solubilidad del carbono en la austenita (eutecticidad), incrementa la precipitación del grafito y eleva la temperatura de transición dúctil/frágil. Un contenido más elevado de Si en la composición aumenta la resistencia de la ferrita y reduce la resistencia al impacto. También promueve una alta resistencia a la oxidación en alta temperatura de la fundición (Lin *et al.*, 2003).

Los niveles beneficiosos del Mn son recomendados por debajo de 0,2 % en peso de la pieza vaciada, porque posee riesgos de segregación en los límites de los granos y promueve carburos y una perlita más dura. La cantidad de Mn y de S en la composición se deben tener en cuenta, cuando se selecciona la chatarra de hierro para la fusión, constituye un factor preocupante para la producción de las fundiciones (Gundlach *et al.*, 2015). El P por encima de 0,05 % en peso es similarmente un riesgo de segregación y produce carburos y compuestos fosfóricos.

También fragiliza a la fundición por variación de la ductilidad a la temperatura de fragilidad. Constituye una necesidad básica controlar la inclusión de S en las fundiciones con grafito

nodular esférico, para poder hacer posible la nodularización, por lo que se convierte en un factor crítico. Su exceso va en detrimento de las propiedades mecánicas, ya que facilita la formación de grafitos pobres o casi diseminados. El porcentaje de adición de S en el rango de cerca de 0,015 % en peso ha sido comúnmente usado y recomendado en la producción de fundición con grafito nodular esférico (Elmabrouk *et al.*, 2012; Stefanescu *et al.*, 2009).

Una adición deliberada de Mg, Ce, Ca o Y (Batista-Cabrera y Ordóñez, 2003; Mannion, 1991) actúa como un agente nodulizante y es una actividad extremadamente esencial en la producción de fundición con grafito nodular esférico, porque son los responsables de la precipitación del grafito como esferitas. La aleación FeSiMg es ampliamente utilizada hoy en día en las fundiciones por su relativo bajo costo y gran aplicabilidad para variadas fundiciones con diferentes secciones y valores de carbono equivalente (Batista-Cabrera y Ordóñez, 2003). Es por esto que se hace necesario comprender y usar estos elementos principales en forma moderada, basado en cada aplicación, evitando los peligros de la introducción de Pb, que empobrecería las propiedades de la fundición.

De acuerdo con Alhussein *et al.* (2014) las fundiciones de hierro con una microestructura enteramente perlítica o de martensita revenida, responderán correctamente a una rápida austenización y temple como se produce en el temple la llama o por inducción. Las fundiciones con matriz ferrítica también responderán al endurecimiento, pero solamente si se mantiene por encima del rango crítico un tiempo suficiente para permitir la solución del carbono grafitico en la austenita. Podría requerir desde 1 a 10 minutos a temperatura, o más en algunos casos dependiendo de los espacios entre grafitos, la temperatura de austenización y la presencia de aleantes.

Según Igarashi y Okada (1998); Batista-Cabrera (2003), generalmente la fundición con grafito nodular esférico tiene composiciones químicas que van de eutéctico hasta el hipereutéctico, cuanto más hipereutéctica es la composición, mayor es la cantidad de grafito que aparece en el líquido. El grafito nodular esférico se obtiene mediante la adición de elementos nodulizantes, que evitan que el azufre y el oxígeno cambien la forma de crecimiento del grafito. Los nodulizantes más comunes son el Mg, el Ce, el Ca y metales de las tierras raras. El más utilizado es el Mg, a través de una aleación del tipo FeSiMg.

En la fundición gris el grafito se encuentra en forma de hojuelas dentro de la matriz metálica. Estas hojuelas actúan como concentradores de esfuerzos y puede ocurrir flujo plástico

localizado en sus extremos, aún con bajos esfuerzos aplicados. Esta deformación plástica (microplasticidad) produce una disminución continua de la pendiente en la curva esfuerzo deformación con el aumento de esfuerzo Sánchez *et al.* (2000).

Como resultado, se obtiene un material que no presenta comportamiento elástico verdadero, es decir que no obedece a la ley de Hooke, como se muestra en la figura 1.3. Adicionalmente, la fundición gris falla sin presentar deformación plástica significativa, cuando es sometida a tensión, por lo que es considerado un material frágil; las hojuelas de grafito actúan como grietas en la matriz metálica, facilitando la fractura frágil del material (Larrañaga *et al.*, 2006).

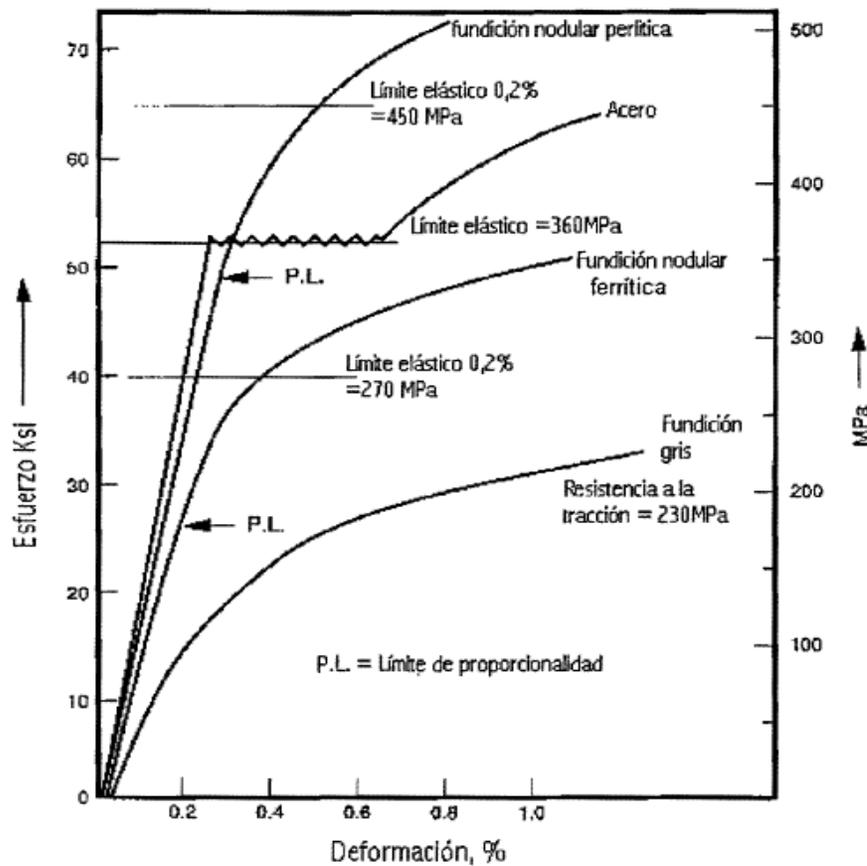


Figura 1.3. Comportamiento elástico y de cedencia para acero, fundición gris, nodular ferrítica y nodular perlítica. Fuente: Sánchez *et al.* (2000).

Con una composición química base similar a la de la fundición gris, pero con la adición de cantidades controladas de cerio o magnesio al baño líquido antes del vaciado en el molde, se produce una modificación de la forma del grafito precipitado. En lugar de la forma laminar (en hojuelas) propia de la fundición gris, el grafito crece en forma esferoidal (Çetinarslan y Genç, 2014) obteniéndose un material denominado fundición con grafito esferoidal o fundición nodular. Con esta modificación en la forma del grafito se produce un cambio importante en las

propiedades mecánicas, obteniéndose mayor resistencia a la tracción y mayor ductilidad que en la fundición gris de composición similar.

1.3. Rango de temperatura crítica en el tratamiento térmico

Un importante factor metalúrgico en el tratamiento térmico del hierro dúctil es el rango de temperatura crítica. La composición del hierro determina el límite superior a inferior del rango, el carbono es el elemento dominante en el tratamiento térmico del acero, pero en el hierro fundido tiene pequeño efecto. Los más importantes elementos en el hierro dúctil son: Si, Mn, Ni y P (Gumienny y Gietka, 2015).

Gumienny y Gietka (2015) han expuesto que los dos primeros son de gran importancia porque ellos están normalmente presentes en grados variables y tienen un efecto contrarrestador, el Ni tiene mayor efecto que los otros. Niveles de fósforo en el hierro dúctil son bajos y usualmente no es un factor en hierros norteamericanos. Estos son algunos conflictos en valores citados para la temperatura crítica en hierros. Sin embargo, las diferencias en valores para una composición dada y velocidad de enfriamiento no son comercialmente significantes.

El rango de temperatura crítica puede ser determinado por ensayos en el hierro dúctil de una composición dada. Pequeños blocks de hierros son calentados a varias temperaturas de austenización de 760- 927 °C y templados directamente en agua. En la figura 1.4 se muestra los resultados y estructuras para 2,66 %Si; 0,3 %Mn en hierros dúctiles.

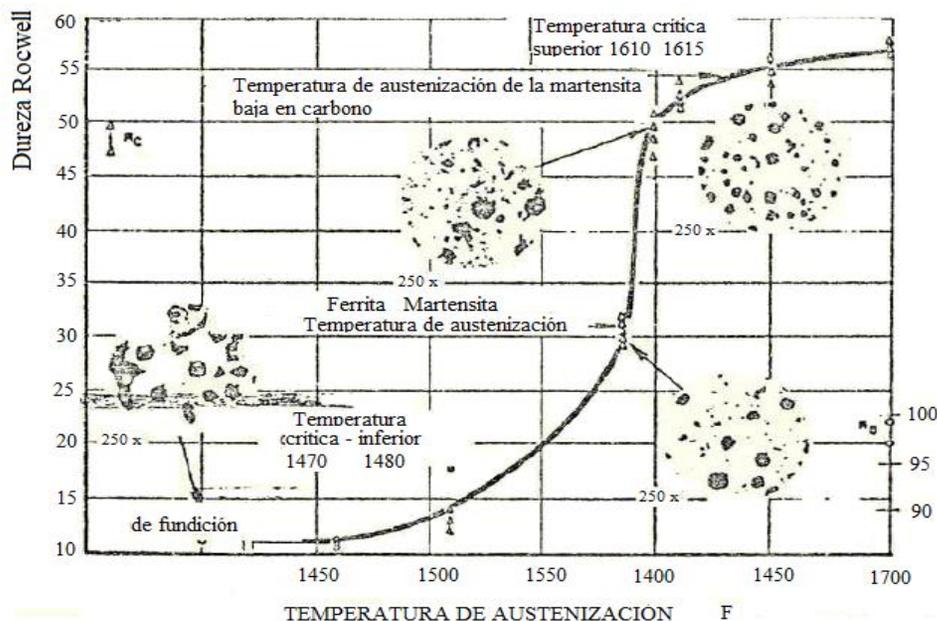


Figura 1.4. Determinación de superior y baja temperatura crítica para hierro dúctil.

Fuente: Baydogan *et al.* (2009).

El límite superior del rango de temperatura crítica en un enfriamiento lento es definido como la temperatura a la cual primeros trazos de ferrita aparecen en una matriz de austenita. La parte inferior es a la cual los últimos trazos de austenita desaparecen en una matriz ferrítica.

Temperaturas debajo del calentamiento crítico bajo pueden ser usadas solo para revenir, refino o descompone perlita o martensita. A temperaturas dentro del rango crítico, las microfases formadas son mixtas de austenita, ferrita y grafito. Las propiedades de ferrita, perlita o martensita pueden ser formadas en función de la temperatura lograda dentro del rango y de la velocidad de enfriamiento. Temperaturas sobre el rango crítico forma austenita la cual puede ser transformada 1) martensita por temple 2) perlita por rápido enfriamiento 3) ferrita, controlando el enfriamiento debajo de la baja temperatura crítica (Lekakh, 2015).

Cuando la fundición esferoidal es del tipo ferrítico, al someterse a temple no alcanza valores de dureza elevados, puede, no obstante, mejorarse la dureza, aletargando los tiempos y aumentando la temperatura de austenización.

1.4. Austemperizado de las fundiciones nodulares

El tratamiento de austemperizado permite obtener una excelente combinación de propiedades mecánicas (Gundlach y Janowak, 1985): resistencia a la tracción entre 850 y 1 600 MPa, límite elástico entre 550 y 1 300 MPa, y alargamiento entre 1 y 10 %. La resistencia a la tracción alcanzada en la fundición nodular austemperada (FNA) puede ser el doble de la resistencia de la fundición nodular en estado de colada, para el mismo nivel de tenacidad. La resistencia al impacto, medida en probetas sin entalla, varía entre 30 y 120 J. La resistencia a la fatiga y la resistencia al desgaste conseguida con el material austemperado son excelentes (Ordoñez-Hernández *et al.* 2013).

Las propiedades anteriormente mencionadas han incentivado el estudio de la reacción de austemperado en la fundición nodular, para ampliar su conocimiento y encontrar aplicaciones que permitan sustituir algunos aceros de alta resistencia en la fabricación de componentes de maquinaria. Otros aspectos importantes, además de las propiedades mecánicas, son la menor densidad y costo de producción de las piezas fabricadas en fundición nodular austemperada, cuando se compara con los aceros forjados o fundidos. Piezas de geometría complicada pueden ser producidas, usando técnicas avanzadas de fundición (molde metálico o "*lost-foam molding*") (Enríquez-Berciano, 2012), permitiendo disminuir los costos de maquinado para llegar a las dimensiones finales.

El ciclo térmico de austemperado de la fundición nodular se muestra en la figura 1.5. Este es similar al aplicado en el tratamiento de austemperado de los aceros. El primer paso consiste de un calentamiento del material hasta la temperatura de austenización, en la cual debe mantenerse por un tiempo suficiente para permitir una completa homogeneización de la composición de la austenita (Ghergu *et al.*, 2012).

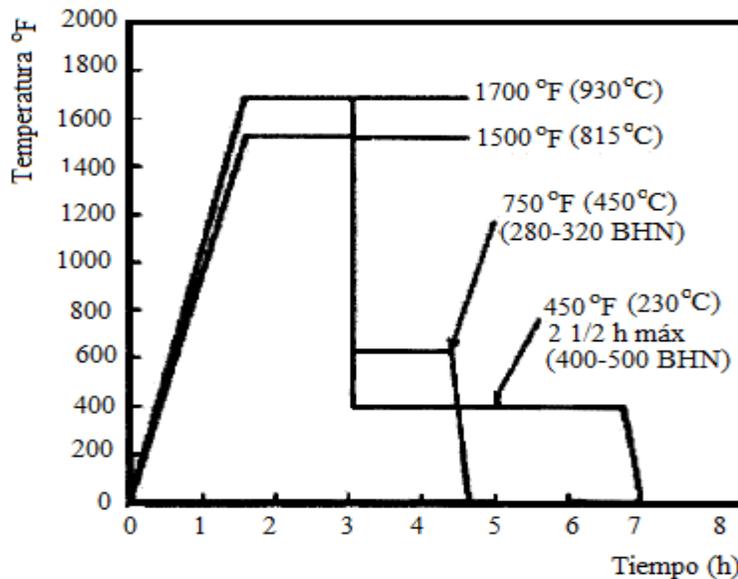


Figura 1.5. Ciclos térmicos típicos de austemperado aplicados a la fundición nodular.

Fuente: Ghergu *et al.* (2012).

Fras *et al.* (2012) refieren que, inmediatamente de realizar el tratamiento térmico, el componente debe ser rápidamente transferido a un baño de sal líquida manteniéndolo a una temperatura en el rango entre 250 y 450 °C, donde permanece por un tiempo necesario para finalizar la transformación de acuerdo al diagrama de transformación isotérmica del material. La velocidad de transferencia de un medio a otro debe ser tan rápida como sea necesario para evitar la formación de perlita durante el enfriamiento hasta la temperatura de austemperado. Finalmente, el componente es enfriado en agua o al aire hasta temperatura ambiente.

La microestructura resultante es constituida por una mezcla de ferrita bainítica y austenita estabilizada (enriquecida en carbono) a temperatura ambiente, que da al material una combinación excelente de resistencia a la tracción y tenacidad; para valores semejantes de dureza y resistencia a la tracción, la elongación del material austemperado es superior a la obtenida en tratamientos de normalizado o de temple más revenido (Guzmán *et al.*, 2013). La dureza máxima obtenida con la FNA es del orden de 550 HV, pero con valores de tenacidad mayores a los conseguidos con el proceso de temple más revenido.

1.4.1. Tratamiento térmico de austemperizado

En la actualidad las piezas de fundición de hierro nodular austemperizadas pueden obtenerse industrialmente, utilizando los procesos siguientes:

- ✚ Tratamiento térmico de austemperizado de tres pasos (Thomson *et al.*, 2000, Putman y Thomson, 2003, Fras *et al.*, 2012).
- ✚ Tratamiento térmico de austemperizado in situ (Yoo *et al.*, 1999; Mendez *et al.*, 2015).

El tratamiento térmico de tres pasos, de uso corriente, permite austemperizar piezas que generalmente ya han sido total o parcialmente mecanizadas, aprovechando así la baja dureza que tiene el material antes de dicho tratamiento. En piezas con pequeñas tolerancias en las dimensiones es necesario un mecanizado postratamiento para corregir cambios dimensionales ocurridos durante el austemperizado. El proceso está formado por tres pasos más un posterior enfriamiento desde la temperatura de austemperizado hasta la temperatura ambiente; el correspondiente ciclo térmico se muestra en la figura 1.6.

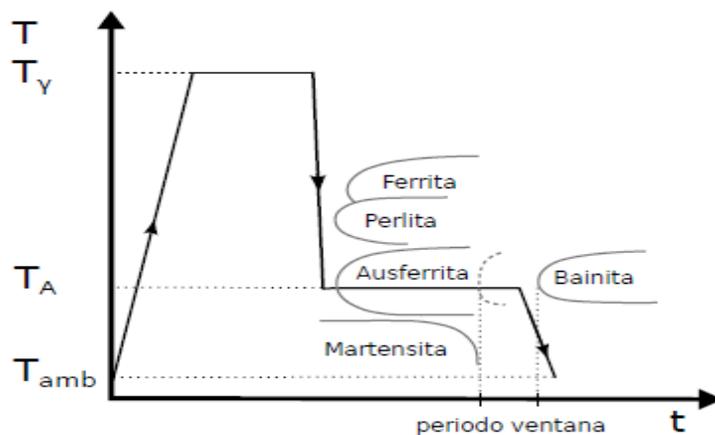


Figura 1.6. Ciclo térmico del tratamiento de austemperizado de tres pasos.

Fuente: Fras *et al.* (2012).

El primer paso consiste en calentar la pieza, obtenida por el método clásico de colado y moldeo, desde la temperatura ambiente (T_{amb}) hasta la de austenizado (T) con el objetivo de obtener una matriz completamente austenítica y con una concentración de carbono apropiada.

El segundo paso consiste en enfriar rápidamente la pieza desde la temperatura de austenizado hasta la de austemperizado (T_A). Por último, en el tercer paso se mantiene la pieza a la temperatura de austemperizado con el objetivo de obtener una matriz ausferrítica.

El tratamiento de austemperizado denominado in situ, de desarrollo más reciente, permite obtener piezas austemperizadas directamente desde el proceso de solidificación.

En él se combinan parte del proceso de colado y moldeo, y parte del tratamiento térmico de tres pasos como se observa en la figura 1.7.

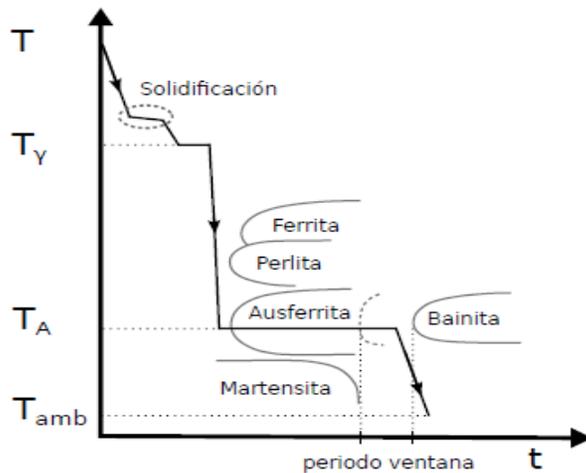


Figura 1.7: Ciclo térmico del tratamiento de austemperizado in situ.

Fuente: Yoo *et al.* (1999; Méndez *et al.* (2015).

Las piezas coladas, ya solidificadas, se desmoldan en caliente y se enfrían hasta la temperatura de austenizado requerida. Luego, el proceso continúa, siguiendo los pasos dos y tres del tratamiento de tres pasos, más el posterior enfriamiento hasta la temperatura ambiente. Las piezas obtenidas por medio del tratamiento in situ, en comparación con las obtenidas mediante el de tres pasos, tienen menor costo de producción porque es posible ahorrar el calentamiento desde la temperatura ambiente hasta la de austenizado. Como contrapartida, el mecanizado se realiza en condiciones más severas debido a que las piezas tienen una elevada dureza en todas las etapas del mecanizado.

Las temperaturas de austenizado y austemperizado generalmente utilizadas están comprendidas en los rangos de $850\text{ }^{\circ}\text{C} < T < 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $250\text{ }^{\circ}\text{C} < T_A < 450\text{ }^{\circ}\text{C}$, respectivamente. Los tiempos de austenizado y austemperizado para obtener una matriz completamente ausferrítica varían con el tipo de microestructura inicial, las temperaturas de austenizado y austemperizado, la composición química y el tamaño y la geometría de la pieza (Thomson *et al.*, 2000, Yescas *et al.*, 2001).

Experimentalmente se ha observado que, durante el tratamiento isotérmico llevado a cabo a la temperatura de austemperizado, se desarrollan las siguientes etapas (Achary y Venugopalan, 2000; Yescas *et al.*, 2001; Putman y Thomson, 2003; Amran *et al.*, 2010):

- ✚ Etapa I: en esta etapa parte de la matriz austenítica se transforma en subunidades de ferrita por medio de la transformación ausferrítica. Al final de esta etapa, la fracción de ferrita y la concentración de carbono de la austenita son máximas.
- ✚ Etapa II: esta etapa comienza con la precipitación de carburos de hierro en la austenita. De esta forma, la fracción de austenita y su concentración de carbono disminuyen.

Entre las etapas I y II se encuentra el denominado periodo ventana (figuras 1.5 y 1.6, durante el cual las fracciones de las fases y sus concentraciones de carbono se mantienen prácticamente constantes. Su duración depende de la composición química de la fundición, de los patrones de microsegregación de los elementos de aleación y de las temperaturas de austenizado y austemperizado (Thomson *et al.*, 2000; Yescas, 2001).

Si el tiempo de austemperizado está comprendido dentro de la etapa I, parte de la austenita se transformará en martensita durante el enfriamiento hasta la temperatura ambiente (Yescas y Bhadeshia, 2002) como se observa en la figura 1.8; mientras que si el tiempo está comprendido dentro de la etapa II existirán precipitados de carburos de hierro dentro de la austenita obteniéndose una matriz similar a la de los aceros bainíticos de baja concentración de silicio (Yang y Putatunda, 2005).

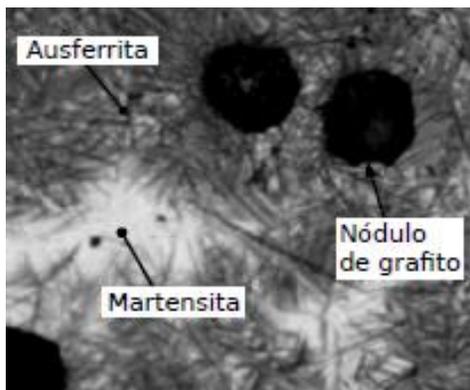


Figura 1.8: Microestructura de una fundición de hierro nodular con una matriz ausferrítica-martensítica. Fuente: Yang y Putatunda (2005).

De forma experimental se ha observado que el tiempo óptimo de austemperizado de la fundición nodular se encuentra dentro de su periodo ventana, porque permite obtener una matriz completamente ausferrítica, es decir sin formación de martensita ni de carburos de hierro. En una pieza de gran espesor no siempre es posible obtener una matriz ausferrítica en todas sus regiones. Su núcleo suele tener una matriz ferrítica-perlítica y/o perlítica, mientras que en la región próxima a la superficie exterior es ausferrítica.

Se ha desarrollado un concepto denominado austemperabilidad de la fundición nodular, el cual caracteriza cualitativamente la posibilidad de evitar la transformación de austenita en ferrita o perlita, cuando el material es enfriado desde la temperatura de austenizado a una determinada velocidad de enfriamiento. Si durante este enfriamiento es posible evitar la formación de ferrita y perlita en todo el volumen de una pieza significa que el material tiene buena austemperabilidad; de lo contrario significa que la misma no es la apropiada, pudiendo mejorarse mediante el agregado de determinados elementos de aleación (Sohi *et al.*, 2010).

1.4.2. Microestructura del hierro nodular austemperizado

La microestructura característica de la fundición de hierro nodular austemperizada está formada por nódulos de grafito embebidos en una matriz ausferrítica. La ausferrita es un compuesto microestructural formado por pequeñas subunidades de ferrita (con forma de láminas, placas o discos (Kovacs, 1994) y austenita con alto contenido de carbono.

Las subunidades se encuentran agrupadas en los denominados fajos. Un fajo está formado por una determinada cantidad de subunidades, separadas entre sí por finas láminas de austenita. Todas las subunidades que forman parte de un mismo fajo tienen la misma orientación cristalina (Yescas, 2001). La austenita que forma dichas láminas tiene una elevada concentración de carbono. Los fajos están separados entre sí por los llamados bloques de austenita. Si la transformación ausferrítica se desarrolla por completo, los bloques de austenita son pequeños y con una concentración de carbono similar a la que tienen las láminas de austenita. En la figura 1.9 se observan las fases que componen a la microestructura de la fundición nodular austemperizada, con una matriz completamente ausferrítica.

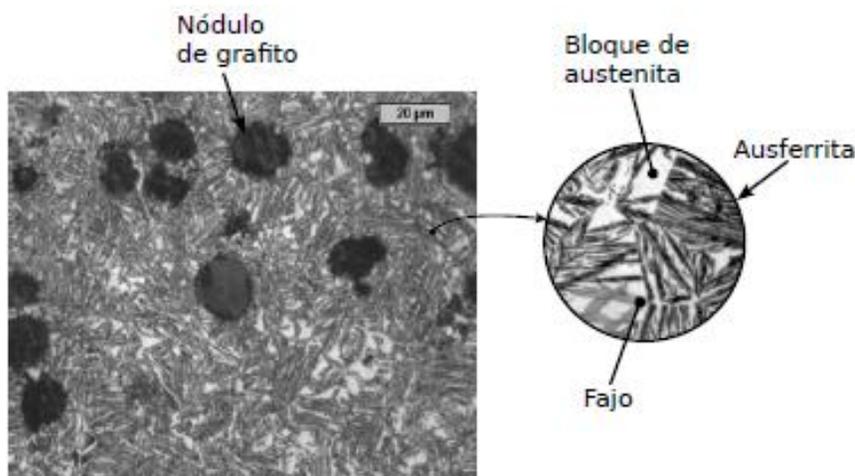


Figura 1.9. Fases de la microestructura de una fundición de hierro nodular austemperizada, con una matriz completamente ausferrítica. Fuente: Yescas (2001).

El tamaño y la constitución de las subunidades dependen, principalmente, de la temperatura de austemperizado TA. Temperaturas de austemperizado elevadas (mayores a 300 °C) dan lugar a subunidades grandes, denominadas subunidades de ferrita superior. Las temperaturas de tratamiento bajas (menores a 280 °C) originan subunidades pequeñas, en las que aparecen finos carburos de hierro y que son llamadas subunidades de ferrita inferior. Los finos carburos mencionados son del tipo metaestables, como por ejemplo el denominado ϵ carburo, debido al elevado contenido de silicio que tiene la fundición nodular (Ahmadabadi, 1998). Se ha observado que la formación de estos carburos es independiente del tiempo de austemperizado y de la composición química de la fundición. La temperatura de transición entre ambos tipos de subunidades generalmente se encuentra en el intervalo $280 \leq TA \leq 300$ °C (Yescas, 2001).

La fundición de hierro nodular austemperizada se caracteriza por tener buenos valores de ductilidad y resistencia al desgaste, como así también elevada tensión de fluencia y resistencia a la fatiga. Los valores de estas propiedades tienen un amplio rango de variación, siendo uno de los principales motivos por los cuales la ADI es empleada en un gran número de aplicaciones (Yoo *et al.*, 1999; Yang y Putatunda, 2005).

Existe una estrecha relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas de la fundición nodular austemperizada, motivo por el cual ambas dependen de las mismas variables. Experimentalmente se ha encontrado que la temperatura de austemperizado tiene una gran influencia en las propiedades mecánicas porque esta define el tipo de subunidades que se formarán. Para temperaturas bajas de austemperizado (microestructura con subunidades de ferrita inferior) el material tiene elevados niveles de dureza y tensión de fluencia, haciendo que sea apto para piezas sometidas a elevadas tensiones de contacto.

A elevadas temperaturas de austemperizado (microestructura con subunidades de ferrita superior) el material tiene elevada ductilidad y tenacidad con buenos valores de dureza (260 – 350 HB), haciendo que sea apto para miembros estructurales (Yescas, 2001). Se ha observado que los defectos comunes de las piezas de fundición de hierro tales como rechupes, escorias atrapadas, segregaciones y ciertos productos eutécticos no deseados, pueden disminuir los beneficios que la matriz ausferrítica les confiere a las piezas de ADI (Yescas, 2001).

Se ha encontrado relación entre los cambios de dimensiones y los parámetros del tratamiento térmico tales como el tipo de matriz inicial, el tiempo de austemperizado, las temperaturas de austenizado y austemperizado, el conteo de nódulos de grafito y el tamaño de la pieza

(Moncada y Sikora, 1996; Sosa *et al.*, 2004). Cuando el tiempo de austemperizado es el adecuado para obtener una matriz completamente ausferrítica, el parámetro que más influye en el cambio de dimensión es el tipo de matriz inicial.

Cuando la matriz inicial es perlítica, la expansión de la pieza es mayor que la que se produce, cuando la matriz inicial es ferrítica (Sosa *et al.*, 2009). La variación en las dimensiones tiene un rol importante, cuando las tolerancias de las piezas son muy estrechas, como ocurre en el caso de los sistemas de transmisión de potencia. En algunas ocasiones las dimensiones quedan fuera de tolerancia por falta y no por exceso de material, hecho que conlleva directamente al rechazo de las piezas.

1.5. Influencia de la temperatura de austenización sobre los tratamientos térmicos

La influencia de la temperatura de austenización sobre los tratamientos térmicos puede ser observada a través de los cambios que ocurren en las microestructuras obtenidas después de ser templados y revenidos desde diversas temperaturas de austenización (Niu *et al.*, 2003).

Cuando los hierros nodulares son llevados a temperaturas de austenización sobre el rango de temperaturas críticas al ser templados y revenidos generan una matriz de martensita revenida con alto contenido de carbono, siendo mayor el carbono en la austenita a altas temperaturas, puesto que la solubilidad del carbono en la austenita aumenta conforme aumenta la temperatura de austenización. El carbono es tomado de la descomposición de la cementita, siendo mayor al desaparecer completamente la cementita, también parte del carbono puede disolverse desde el grafito presente en la austenita hasta llegar a la saturación (Velez, 2006).

Cuando el hierro nodular es llevado dentro del rango de temperaturas críticas, donde existe austenita, ferrita y grafito y luego se le efectúa el temple las estructuras obtenidas son mixtas de martensita y ferrita, disminuyendo el contenido de martensita y aumentando el de ferrita a medida que decrece la temperatura. Para hierros nodulares con alto contenido de Si la aparición de ferrita ocurre a temperaturas de austenización más elevadas porque el Si es acelerador de ferrita (Serrucha y Suárez, 2004).

A las altas temperaturas de austenización se forma la grafitización secundaria, aumentando a medida que aumenta la temperatura de austenización. Para hierros con alto contenido de Si la formación de grafito secundario es mucho mayor en relación con hierros nodulares, teniendo bajo contenido de Si. Cuando la elevación de temperaturas no sobrepasa el límite crítico inferior, las estructuras resultantes después del temple no contienen martensita y son ferríticas.

1.6. Cinética de la transformación ausferrítica

Yescas (2001); Garín y Mannheim (2003) en estudios realizados sobre el tema refieren que, cuando una fundición de hierro nodular con una matriz total o parcialmente austenítica es sometida a un tratamiento isotérmico a la temperatura de austemperizado, parte de la austenita se transforma en subunidades de ferrita, plantean además que esta transformación requiere de un proceso continuo de formación de subunidades. En la formación de cada subunidad se pueden identificar las tres etapas siguientes (Bhadeshia, 1981; Yescas, 2001):

- ✚ Nucleación de la subunidad.
- ✚ Crecimiento de la subunidad de ferrita sobresaturada en carbono.
- ✚ Difusión del carbono desde la subunidad hacia la austenita.

Las subunidades son capaces de nuclear en dos regiones de la austenita. La primera región está compuesta por la austenita que se encuentra alrededor de los nódulos de grafito (Fras y Górný, 2010; Fras *et al.*, 2012; Górný *et al.*, 2014) y la segunda está compuesta por la austenita que se encuentra próxima a las puntas de las subunidades existentes. La nucleación que ocurre en la segunda región se denomina nucleación autocatalítica (Rees y Bhadeshia, 1992a; Matsuda y Bhadeshia, 2004; Santofimia *et al.*, 2006; Gaude-Fugarolas y Jacques, 2006). Las láminas de austenita de los fajos, que se encuentran próximas a las puntas de las subunidades, no forman parte de ninguna de las dos regiones de nucleación, debido a que su elevada concentración de carbono impide la nucleación y el crecimiento de nuevas subunidades.

La nucleación comienza en la superficie de los nódulos de grafito. A medida que se van formando las subunidades de ferrita, se suma la nucleación autocatalítica, siendo esta la que le permite al fajo adquirir su forma característica. La formación de un núcleo estable de ferrita no es instantánea, sino que requiere un tiempo de incubación. Se ha observado que el tiempo de incubación aumenta con (a) el aumento de la concentración de carbono en la austenita y (b) la disminución de la temperatura de austemperizado (Rees y Bhadeshia, 1992a; Matsuda y Bhadeshia, 2004).

Algunos investigadores han propuesto una explicación del crecimiento de las subunidades de ferrita basada en una difusión de largo alcance del carbono, la teoría más ampliamente aceptada para el crecimiento de las subunidades de ferrita es la displaciva (Rees y Bhadeshia, 1992a; Thomson *et al.*, 2000; Bhadeshia, 2001). Esta teoría propone que, durante el crecimiento de la subunidad, la austenita y la ferrita involucradas tienen la misma composición

química, es decir, no hay difusión de largo alcance de carbono u otro tipo de elemento de aleación entre dichas fases.

El crecimiento de una subunidad se produce por el avance de la intercara ferrita-austenita. Este avance ocurre si existe una fuerza capaz de generar una tensión mayor a una tensión de fricción τ , siendo esta última la que se opone al movimiento de la intercara. La encargada de proveer esa fuerza es la diferencia de la energía libre entre ambas fases (Bhadeshia y Edmonds, 1980).

El tamaño de la subunidad es limitado porque Al comienzo del proceso de difusión se produce un apilamiento de carbono próximo a la intercara ferrita-austenita, retardando la nucleación de las nuevas subunidades. Este apilamiento es mayor a medida que aumenta la concentración de carbono en la austenita (Rees y Bhadeshia, 1992a; Chang, 1998).

Plantea Kapturkiewicz *et al.* (2003) que no se han reportado cambios apreciables en la fracción volumétrica de los nódulos de grafito durante la transformación ausferrítica. Este hecho indicaría que los nódulos no actuarían como fuente ni como sumidero de carbono durante la difusión de carbono desde la subunidad hacia la austenita.

La temperatura de austemperizado influye en la cinética de la transformación ausferrítica y en el tipo y la fracción volumétrica de subunidades de ferrita. Cuando la temperatura es alta se formarán subunidades de ferrita superior, mientras que si es baja lo harán las subunidades de ferrita inferior. La fracción de subunidades de ferrita aumenta cuando la temperatura de austemperizado disminuye. Esto se debe a que la concentración de carbono en la austenita aumenta, permitiendo que se prolongue la transformación. La velocidad de la transformación ausferrítica aumenta cuando la temperatura de austemperizado también lo hace, siendo uno de los motivos la mayor movilidad del carbono en las zonas de nucleación de las subunidades (Thomson *et al.*, 2000; Yescas, 2001; Hupalo *et al.*, 2012; Fras *et al.*, 2012).

1.7. Conclusiones del capítulo 1

- ✚ Se pudo establecer que la denominación de hierro dúctil, hierro nodular, hierro con grafito esferoidal, es un grupo de hierro fundido que presenta mejores propiedades que los grises y que los mismos se pueden clasificar según la matriz, en perlíticas, ferríticas o ferríticas-perlíticas, con un porcentaje compartido en la matriz.
- ✚ En las fundiciones con grafito esferoidal, la forma esférica del grafito en su microestructura, reduce la concentración de tensiones y, en consecuencia, el material es más dúctil que la fundición gris y suele utilizarse en piezas que soportan elevadas cargas y temperaturas y sus propiedades pueden ser mejoradas a través de los tratamientos térmicos.
- ✚ Se determinó que la aplicación del tratamiento de austemperado o austempering en la fundición nodular permite obtener una excelente combinación de propiedades mecánicas como son: resistencia a la tracción, límite elástico mejor alargamiento, donde la resistencia a la tracción puede ser el doble de la resistencia de la fundición nodular en estado de colada, para el mismo nivel de tenacidad.

CAPÍTULO 2

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

La fundición esferoidal (a excepción de la blanca) se diferencia del acero debido que en su estructura hay inclusiones de grafito cuya cantidad, forma, tamaño y distribución varían dentro de unos límites muy amplios y da lugar a diferentes fundiciones. Estas fundiciones son un material compuesto de grafito, y de otro material matriz que frecuentemente está compuesto por un intermetálico cerámico (cementita) y otro material (ferrita) que es metálico. El segundo capítulo desarrolla los conceptos fundamentales relacionados con el proceso de tratamiento térmico de austempering de la fundición nodular, así como las variables que le caracterizan con sus niveles.

En este capítulo se plantea como objetivo establecer el procedimiento metodológico para realizar el proceso de tratamiento térmico de la fundición nodular.

2.2. Composición química de la fundición nodular

La composición química estándar de la fundición nodular según *Alloy Casting Institute (ACI)*, muestra la designación adoptada por la AISI y SAE, de la *American Society for Testing Materials – ASTM* y la SAE, se muestran en la tabla 2.1.

Tabla 2.1. Composición química del hierro nodular, % en masa

Fundición	C	P	S	Fe
Nodular	3,3 -3,6	0,020-0,080	0,008-0,020	Resto
	Si	Mn	Cr	
	2,6 - 3,3	0,1 - 0,3	0,07 máx	

Los principales elementos de aleación son el Si, Mn, Ni y P. Los dos primeros son de importancia porque ellos están normalmente presentes en grados variables y tienen un efecto contrarrestador. El Ni tiene una mayor influencia que los otros. Niveles de fósforo en el hierro dúctil son bajos. Estos son algunos conflictos en valores citados para la temperatura crítica en hierros.

El silicio es un elemento acelerador de ferrita, en cantidades superior al 1,5 %. Por ser acelerador de la ferrita es el más energético elemento en ambos casos de la elevación y ensanchamiento del rango de temperatura de formación perlítica. El rango usual de silicio en el hierro dúctil varía de 1,8 a 2,8 %. Algunos tipos de hierros resistentes a la oxidación contienen hasta 6,0 %. Es empleado con el cromo para aumentar a reducir los esfuerzos.

2.3. Cálculo del carbono equivalente

El contenido de carbono recomendado para producir una solidificación adecuada de la fundición nodular esta alrededor de 3,5 %. Esa cantidad puede variar de acuerdo con el contenido de silicio de la fundición, procurando mantener el carbón equivalente en un valor cercano a la composición eutéctica, aproximadamente 4,3 % C. Este está relacionado con la composición según la ecuación siguiente (Velez *et al.*, 1996).

$$\%C_{eq} = \%C + \frac{(\%Si + \%P)}{3} \quad (2.1)$$

Donde:

$\%C_{eq}$ - carbono equivalente; %

$\%C$ - carbono; %

$\%Si$ - silicio; %

$\%P$ - fósforo; %

Adicionalmente, la cantidad de carbono afecta las propiedades mecánicas debido a que la fracción volumétrica de grafito está directamente relacionada con el contenido de C; el aumento de la fracción de esa fase genera una disminución de la resistencia a la tracción del material austemperado.

La influencia combinada del carbono y el silicio normalmente se evalúa como:

$$C_{eq} = \%C + 0,3(\%Si) + 0,33(\%P) - 0,27(\%Mn) + 0,4(\%S) \quad (2.2)$$

Donde:

$\%Mn$ - manganeso; %

$\%S$ - azufre; %

El cálculo del C_{eq} permite evaluar el efecto de la composición de los elementos en las fundiciones no aleadas. Proporciona estimar si una determinada fundición será hipo o hipereutéctica durante la solidificación.

2.3.1. Contenido de carbono y silicio en la fundición

A efectos de determinar el contenido de C y Si del metal base se utilizan las curvas de enfriamiento ya que los hierros fundidos son considerados aleaciones ternarias de hierro, carbono y silicio. El contenido de C y Si de una fundición solidificada metaestablemente puede calcularse en función de los valores temperatura de transformación eutéctica (C_{ET}) y

temperatura de arresto de líquidos (T_{AL}), en base a las ecuaciones siguientes, según Dardati *et al.* (2006).

$$\%Si = \left[\frac{2\,085,4 - C_{ET}}{22,7} \right] \quad (2.3)$$

$$\%C = \frac{(2\,994 - T_{AL} - 53,07 \cdot \%Si)}{212,3} \quad (2.4)$$

$$T_{AL} = 1\,569 - 97,3 \left(C + \frac{1}{4} Si \right) \quad (2.5)$$

Donde:

C_{ET} - carbono equivalente total; %

T_{AL} - temperatura del líquido de la austenita; °C

La presencia de silicio en el sistema Fe-C produce una disminución de la solubilidad del carbono en la austenita inicial. El contenido de carbono en la austenita, como una función de la temperatura de austenización y del contenido de silicio puede ser determinado por la ecuación siguiente, de acuerdo con (Darwish y Elliot, 1993).

$$C_{\gamma^o} = \frac{T_{\gamma}}{420} - 1,7 (\%Si) - 0,95 \quad (2.6)$$

En la cual, C_{γ^o} es el contenido de carbono y T_{γ} es la temperatura de austenización.

Para una determinada temperatura de austenización, el aumento del contenido de silicio genera una mayor velocidad de la reacción durante la primera etapa como consecuencia de la disminución del contenido de carbono en la austenita inicial. El Si promueve la nucleación y el crecimiento de la ferrita bainítica en la matriz de austenita e inhibe la formación de carburos durante la reacción de austemperado de la fundición nodular.

El contenido de manganeso varía en función de la matriz deseada, típicamente, puede ser tan baja como 0,1 % para hierros ferríticos y tan alta como 1,2 % para hierros perlíticos, ya que el manganeso es un fuerte promotor de la perlita.

$$\%Mn = 1,7 (\%Si) + 0,15 \quad (2.7)$$

Se determina la cantidad de manganeso en la fundición, este puede modificar la microestructura del grafito ya que incide sobre su proceso de crecimiento. Cuando hay presencia de manganeso, promueve la resistencia a la grafitización; por lo tanto, el contenido

necesario para reaccionar con azufre, sirve para retener microestructuras perlíticas, generando así las matrices perlíticas en las fundiciones de hierro.

La influencia de este elemento en la reacción de austemperado contempla dos aspectos. su efecto sobre la solubilidad del carbono en la austenita y la manera como su segregación afecta la cinética del proceso. La solubilidad del carbono en la austenita inicial (C_{γ^0}) es aumentada con el incremento de Mn.

2.3.2. Control del índice de saturación

Según el diagrama Fe - Fe₃C generalmente, una aleación de hierro con un $C_{eq} = 4,3$ solidifica de manera eutéctica (directamente de líquido a sólido). Las fundiciones de hierro hipereutécticas tienen un valor de $C_{eq} > 4,3$, mientras que en las hipoeutécticas es menor a 4,3.

Se han estudiado ecuaciones para representar la proporción más ventajosa de carbono en la fundición. La más aceptada es la de considerar como base la relación entre la cantidad de carbono que debe existir para obtener una concentración eutéctica y la que efectivamente hay, teniendo en cuenta una corrección debida a la influencia del porcentaje de los otros elementos presentes. Esta relación toma el nombre de grado de saturación y se expresa por:

$$S_c = \frac{[C_t]}{4,3 \cdot 0,312(\% Si) \cdot 0,33(\% P) \cdot 0,66(\% Mn)} \quad (2.8)$$

Donde S_c es el grado de saturación, en % y C_t es el carbono total; en %.

En el intervalo de un grado de saturación entre 0,75 y 0,95 la estructura de la base será casi totalmente perlítica. Pero no solo el porcentaje de los elementos químicos influye en la formación de la perlita. Hay otras causas que actúan sobre las estructuras de la matriz, como son: la naturaleza de las materias empleadas, la conducción de la fusión, la presencia de centros de cristalización, la velocidad de enfriamiento. En este rango de valor del grado de saturación es el que se debe alcanzar para obtener la mayor resistencia mecánica.

El índice de saturación se determina como:

$$IS = \frac{\%C}{4,3 - \frac{(\%Si + \%P)}{3}} \quad (2.9)$$

Donde IS , es el índice de saturación, en %.

De acuerdo con estos métodos de control, si se conoce el valor de estos índices, se puede determinar con aproximación el posible comportamiento de las fundiciones en piezas de diferentes espesores. El carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición se determina como:

$$C_{eut} = 4,3 - \frac{\%Si}{3} \quad (2.10)$$

$$C_{eutect} = 0,9 - \frac{\%Si}{9} \quad (2.11)$$

Los contenidos en carbono de las aleaciones eutécticas y eutectoides del diagrama estable varían con el contenido en silicio de las fundiciones y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable.

2.4. Plan experimental para el tratamiento térmico

Para el desarrollo del plan experimental se prepararon tres probetas de hierro nodular, las cuales fueron sometidas a condiciones de tratamiento térmico de austempering. En la tabla 2.2 se muestra el diseño de experimentos empleado para determinar la dureza obtenidas para diferentes tiempos establecidos. El enfriamiento se realizó en sales de nitrato de potasio (KNO_3), 20g disueltos en 500 ml de H_2O destilada.

Tabla 2.2. Matriz de planificación de experimentos

Probeta	Temperatura °C	Tiempo (h)	Dureza (HV)
Austenizado			
1	32	-	HV1
2	900	2	HV2
3	900	2	HV3
4	900	2	HV4
Austempering			
1	450	1	HV5
2	450	1	HV6
3	450	1	HV7

En la tabla se puede observar que, la temperatura para el tratamiento térmico de austenizado es de 900 °C con un tiempo de 2 horas, lo cual constituye el primer escalón del tratamiento térmico, luego se varía a 450 °C con un enfriamiento en el horno por una hora, para el tratamiento térmico de austempering. La muestra uno es la muestra patrón para determinar las variaciones luego de aplicado el proceso.

Se seleccionaron esta temperatura a partir de las propuestas de Thomson *et al.*, (2000); Yescas *et al.* (2001) ya que la de austenizado y austemperizado generalmente utilizadas están comprendidas en los rangos de $850\text{ }^{\circ}\text{C} < T_{\gamma} < 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $250\text{ }^{\circ}\text{C} < T_A < 450\text{ }^{\circ}\text{C}$, respectivamente. La temperatura de austenizado determinará la concentración de carbono que va a tener la austenita al inicio de la transformación ausferrítica, ya que modifica la solubilidad del carbono de la misma. Mientras mayor es la temperatura de austenizado, mayor es la concentración de carbono en la austenita.

Los tiempos de austenizado y austemperizado para obtener una matriz completamente ausferrítica varían con el tipo de microestructura inicial, las temperaturas de austenizado y austemperizado, la composición química y el tamaño y la geometría de la pieza.

La dureza es uno de los parámetros más importantes de los materiales, se admite también que es el más relevante en cuanto a la influencia en la resistencia al desgaste abrasivo, adhesivo y a la fatiga por contacto superficial (Rodríguez, 2009). Esta variable define el comportamiento del proceso, se medirá al concluir el tratamiento térmico de austemperizado.

2.4.1. Tratamiento térmico de austenizado y austempering

El objetivo del austenizado fue producir una matriz austenítica con el porcentaje de carbono lo más uniforme posible, antes del proceso térmico. Para una fundición hipereutectoide típica, se debe superar la temperatura crítica superior para estar en el campo bifásico austenita-grafito. Esta temperatura varía con el contenido de aleación. El contenido de carbono de equilibrio de la austenita, se incrementa, cuando aumenta la temperatura de austenización. Son normales las temperaturas de austenización entre 845 y $925\text{ }^{\circ}\text{C}$ y tiempos de aproximadamente 2 h para recarburizar la matriz completamente. La temperatura de austenización, a través de su efecto sobre el carbono de la matriz, afecta significativamente la templabilidad. La temperatura más alta con su mayor contenido de C, proporciona un aumento en la templabilidad que causa una menor velocidad de transformación isotérmica de la austenita.

El tratamiento térmico de austempering se realizó para obtener una estructura de alta resistencia al desgaste, con ductilidad. La temperatura de austempering es la determinante primaria de la microestructura y consecuentemente de la dureza y resistencia del producto austemplado. Cuando la temperatura se incrementa, la resistencia y tenacidad varían. Lograr la máxima ductilidad para una dada temperatura es una función sensible del tiempo. Un

austempering más prolongado sirve para reducir la ductilidad y causa descomposición en el producto de equilibrio bainita. Los tiempos de austempering típicos varían entre 1 y 4 h.

2.4.2. Tiempo para el tratamiento térmico

Para el análisis de las microestructuras de las muestras luego del tratamiento térmico, se consideró las etapas empleadas en el TT de austempering como se muestra en la figura 2.1.

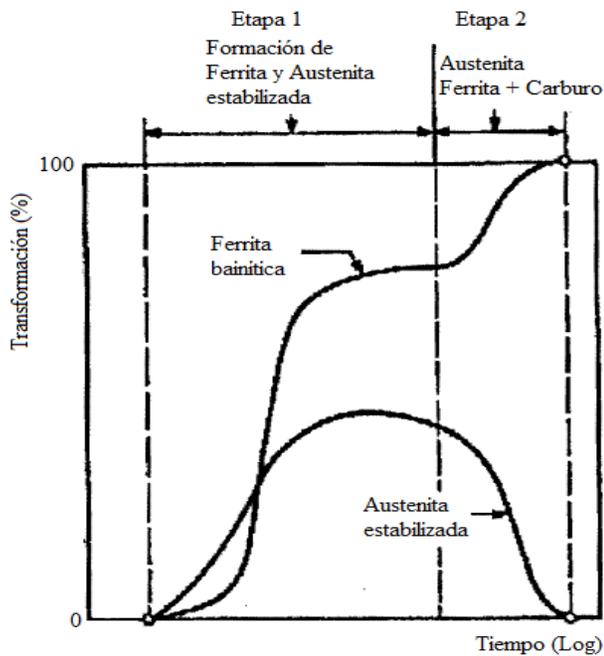


Figura 2.1. Etapas de la transformación en el tratamiento de austemperado.

Si el tratamiento es interrumpido luego de finalizar la primera etapa, la microestructura estará formada por ferrita bainítica y austenita estabilizada, en cantidades que varían principalmente con la temperatura de tratamiento de austemperado, dando como resultado un material con una excelente combinación de propiedades mecánicas - tenacidad y resistencia a la tracción, difíciles de conseguir con otros tratamientos térmicos de las aleaciones hierro-carbono. Esta primera etapa es llamada como etapa de tenacidad.

La segunda etapa de la reacción, consistente en la descomposición de la austenita de alto carbono en ferrita y carburos, origina un aumento de la fracción volumétrica de ferrita bainítica y una reducción de la austenita estabilizada. Los resultados de algunos investigadores en aceros al silicio sugieren que se pueden presentar diferentes tipos de carburos y que su precipitación ocurre dentro de la austenita. La segunda etapa de la reacción produce una caída en las propiedades mecánicas principalmente la tenacidad y la ductilidad, es conocida como etapa de fragilización.

La microestructura encontrada en estas fundiciones austemperadas a temperaturas altas, al final de la primera etapa de la reacción, es diferente a la bainita en los aceros al carbono sometidos a tratamiento similar. La ferrita bainítica es acompañada por austenita estabilizada y la fase carburo de hierro puede estar ausente. Por esta razón no es oportuno exponer la formación de bainita en la fundición nodular al final de la primera etapa, pues tanto su microestructura como sus propiedades difieren fuertemente de los aceros.

La microestructura obtenida al final de la segunda etapa de la reacción, producto de la descomposición de la austenita enriquecida en carbono, estará formada por ferrita y carburos precipitados, lo que corresponde más a la descripción de la bainita superior encontrada en los aceros al carbono sometidos a ese tratamiento. En el proceso de formación de la microestructura durante el austemperado de la fundición nodular debe ocurrir según la secuencia que se muestra en la figura 2.2, en la cual se observa que hay un paso por la microestructura ausferrita antes de alcanzar la condición bainítica.

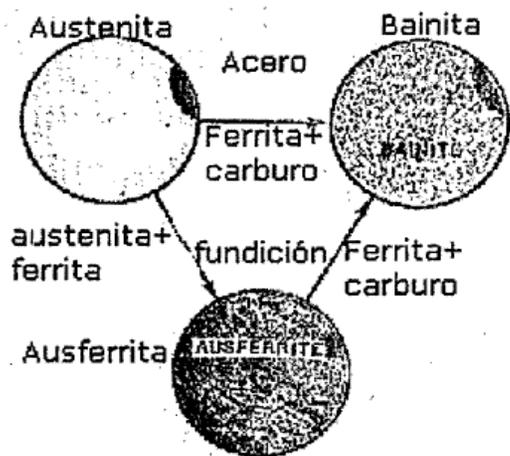


Figura 2.2. Secuencia de transformación de la austenita durante la reacción de austemperado de la fundición nodular.

En el caso de tratamientos a temperaturas bajas correspondientes a bainita inferior, el ratio de nucleación de la ferrita es alta, pero su crecimiento es lento debido a la baja difusividad del carbono en la austenita en esas temperaturas. La microestructura resultante es un arreglo fino de láminas de ferrita bainítica distribuidas uniformemente en la matriz, con austenita retenida entre ellas. En este rango de temperaturas, menores a 350 °C, los investigadores coinciden en afirmar que, el crecimiento de la ferrita es acompañado por la precipitación de carburos (ϵ o cementita) al interior de las laminas de ferrita o en la intercara α/γ en movimiento.

2.5. Preparación metalográfica de las muestras

La preparación defectuosa de las probetas puede arrancar las inclusiones importantes, destruir los bordes de grano, revenir un acero templado o en general, originar una estructura superficial distorsionada que no guarda ninguna relación con la superficie representativa y características del metal. Las operaciones se resumen en el siguiente orden, según la norma NC 10 - 56:86 y ASTM E 3 - 95.

1. Selección de la muestra.
2. Montaje y preparación de la muestra.
3. Ataque de la muestra.
4. Análisis microscópico.
5. Obtención de microfotografías.

En la figura 2.3 se muestra la selección de las muestras metalográfica antes del tratamiento térmico. Las mismas se someterán a las condiciones de tratamiento según la matriz de experimentos establecido.

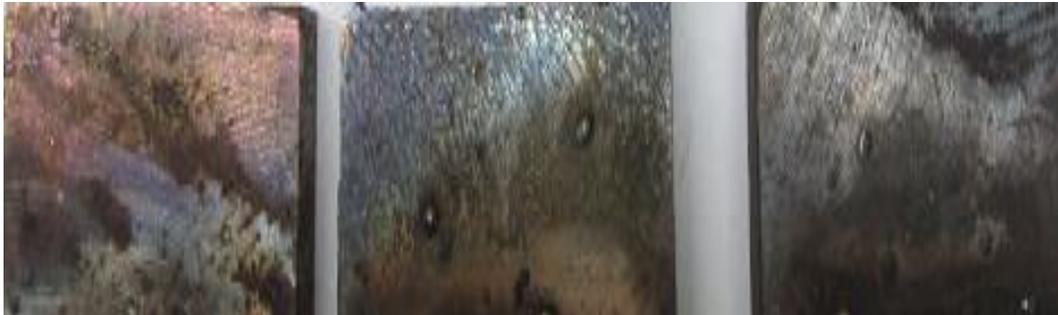


Figura 2.3. Muestras metalográficas para el tratamiento térmico.

Las muestras seleccionadas presentan dimensiones de 50 x 50 x 10 mm. Luego del tratamiento térmico, las muestras serán cortadas para su análisis microestructural. Las operaciones de corte para la toma de las probetas, se realizaron en una fresadora del tipo 6 M 12 L. los regímenes de corte empleados son número de revolución de 40 r/min y avance de 25 mm/rev, las dimensiones de las muestras son de 15 x 15 mm. Durante el trabajo se refrigeró constantemente la pieza para evitar el calentamiento por efecto de la fricción.

El desbaste se realizó después del corte, en una debastadora de cinta rotativa del tipo Montasupal, sobre papeles abrasivos de diferentes grados, colocados sobre discos giratorios. Se giró al pasar de un abrasivo a otro para ir borrando por completo las huellas del abrasivo anterior, se utilizaron la serie de abrasivos: 220, 280, 320, 400, 500 y 800, se

lavaron las probetas con agua abundante, el empleo de utilizar abrasivos entre 220 y 320 fue con el objetivo de evitar dañar los nódulos de grafitos. Las características de la máquina son las siguientes:

Tensión:	250 V
Corriente	2,5 A
Número de revoluciones	300 – 1 000 r/min
Potencia del motor	3,7 kW

En el pulido se eliminaron las rayas finas producidas en la última operación de desbaste hasta que se logró una superficie con acabado espejo. Se pulió con el apoyo de la cara desbastada de la probeta sobre un paño embebido con una suspensión acuosa de óxido de cromo el cual se aplicó sobre el disco de la pulidora, el paño utilizado fue de fieltro, luego del pulido se lavaron las probetas con alcohol y secada finalmente con aire seco y caliente.

En el ataque se empleó como reactivo químico el nital al 2 %, en un tiempo de 30 segundos, se tomó la probeta con la pinza y se sumergió con la cara pulida hacia abajo en el reactivo contenido en el cristizador. Se extrajo, se lavó con alcohol y se secó con aire seco y caliente.

2.5.1. Observación microscópica del hierro nodular

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM – 100, ubicado en el laboratorio de Ciencia de los Materiales de la Universidad de Moa, dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio se colocaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de estas. Es de fabricación china, presenta objetivo acromático de 10 X, 80 X, 100 X, para el caso objeto de estudio, la observación se realizará a 100 X.

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón del hierro nodular. Se empleará para establecer el comportamiento del material de las muestras después de haber sido sometida a tratamiento térmico. La figura 2.4 se corresponde con la muestra patrón del hierro fundido nodular.

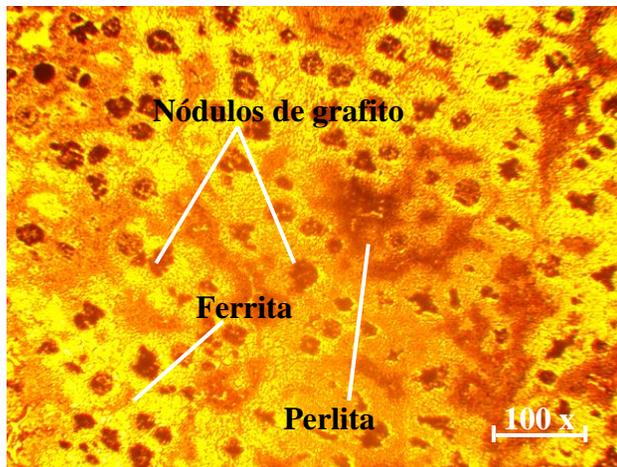


Figura 2.4. Microestructura del hierro fundido nodular.

La microestructura se corresponde con la muestra patrón de la aleación después del ataque, se observan los nódulos de grafito en formas de esferas en una matriz ferrítica-perlítica. El grafito se encuentra en forma de nódulos, encontrándose con formas tanto bien redondeadas como algo degeneradas. El tamaño de los nódulos no es homogéneo y se puede observar como algunos nódulos se encuentran degenerados.

Esta distribución se debe al criterio de temperatura mínima utilizado para la nucleación, que se da en dos etapas; la primera origina los nódulos grandes ya que tienen más tiempo para crecer y la segunda los nódulos chicos y según la American Foundry Society (AFS) este tipo de estructura presenta un conteo nodular promedio de 22 nod/mm².

La ferrita, se encuentra alrededor de los nódulos de grafito. En las zonas donde se encuentra la perlita alejadas de los nódulos, por ser las últimas en solidificar, la segregación producida durante la solidificación, favorece la presencia de elementos promotores de perlita.

Las propiedades físicas y en particular las mecánicas varían en intervalos, respondiendo a factores como la composición química, rapidez de enfriamiento después del vaciado, tamaño y espesor de las piezas, práctica de vaciado, tratamiento térmico y parámetros microestructurales como la naturaleza de la matriz y la forma y tamaño de los nódulos de grafito.

2.5.2. Ensayo de dureza Vickers

El ensayo de dureza Vickers se aplica para la determinación de la dureza de volúmenes microscópicamente pequeños de metal. Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: PMT-3 N0 168 del laboratorio de Ciencias de los Materiales de la Universidad de Moa. La superficie de la probeta se preparó de la misma manera que para el análisis microestructural

(desbaste y pulido). Consta de un dispositivo especial, con un mecanismo de carga con punta de diamante de 360°. El número de dureza (HV) se determinó por el tamaño de las huellas como se muestra en la figura 2.5, obtenidas en las diagonales.

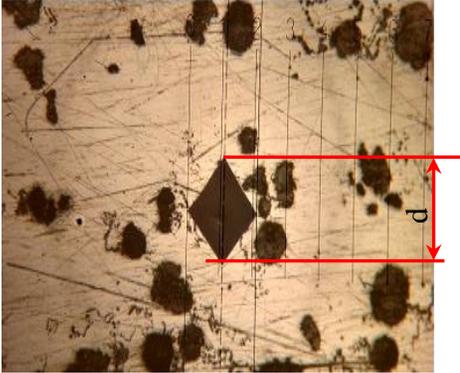


Figura 2.5. Huella de indentación para la medición de la dureza.

Para calcular la dureza (VH) se utilizó las ecuaciones siguientes:

$$HVN = 1,854 \cdot \frac{P}{d^2} \left[\frac{kg}{mm^2} \right] \quad (2.12)$$

$$\text{Diámetro medio} = \bar{d} \text{ (mm)} \quad \bar{d} = \frac{(d_1 + d_2)}{2} \quad (2.13)$$

$$\text{Dureza promedio: } \overline{VHN} = \frac{\sum VHN_1 + VHN_2}{2} \left[\frac{kg}{mm^2} \right] \quad (2.14)$$

Donde:

1,854 - constante

P - peso, N

Para determinar la dureza (HV) de las probetas de análisis se realizó el ensayo para una carga de 10 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 10 segundos, las medidas se tomaron para cinco puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas.

2.5.3. Horno empleado para el tratamiento térmico

El horno empleado para el tratamiento térmico de las muestras es de mufla, en el mismo se puede generar elevadas temperaturas y sirve para calentar materiales que son sometidos a distintos procesos de tratamiento térmico, se encuentra ubicado en el laboratorio de química de la Universidad de Moa. Es un horno eléctrico con aplicaciones de procesos de incineración, secado, disgregación, recocido, tratamientos térmicos con temperatura máxima de +1 100 °C.

Los hornos muflas calientan las probetas por acción directa o indirecta del flujo eléctrico, para el calentamiento se debe tomar en cuenta el tamaño, la forma y la temperatura de la probeta a ser tratada térmicamente. En la figura 2.6 se muestra dicho horno.



Figura 2.7. Horno de mufla (TT de austenizado y austempering).

Las características fundamentales es que tiene un recinto interior compuesto por placas de refractario ligero de alta calidad, de gran contenido en alúmina y exentas de amianto y óxido de hierro. Elementos calefactores distribuidos uniformemente con hilo especial de elevado punto de fusión y recocido por alta frecuencia, asegurando una duración excepcionalmente larga. Excelente aislamiento térmico de fibrocerámica de baja densidad y conductividad térmica. Consumo reducido a máximo rendimiento.

En este tipo de hornos la energía se intercambia en forma de calor entre distintos cuerpos o entre diferentes partes de un mismo cuerpo que están a distinta temperatura. Los hornos mufla transfieren su calor mediante convección, radiación o conducción. El calor se transmite a través de la pared del horno fundamentalmente por conducción, la radiación existirá cuando el horno se encuentre en temperaturas altas como es los 900 hasta los 1 000 °C y si la temperatura del horno es baja aquí la convección sería mayor.

Luego de aplicado el tratamiento térmico, se enfriaron en sales de nitrato de potasio agitada manualmente de forma rápida ya que durante el enfriamiento desde la temperatura de austenizado hasta la temperatura ambiente, y según sea el desarrollo del mismo en relación con algunas características del material, pueden ocurrir diferentes transformaciones de fase

mediante las cuales la austenita puede transformarse en ferrita, en perlita, en ausferrita y/o en martensita.

Para el enfriamiento se utilizó un recipiente de acero inoxidable como se muestra en la figura 2.7, con el propósito de evitar durante este proceso afectaciones en las muestras. El empleo de un recipiente de acero al carbono pudiera provocar alteraciones en las superficies.



Figura 2.7. Enfriamiento de las muestras.

El proceso de enfriamiento desde la temperatura de austenizado (T_{γ}) hasta la temperatura ambiente (T_{amb}) es propio de cada uno de ellos. El austemperizado requiere de una velocidad de enfriamiento igual a la del templado hasta la temperatura de austemperizado (T_{γ}), seguido de una etapa isotérmica a dicha temperatura, luego de la cual el material se enfría hasta la temperatura ambiente con una velocidad moderada.

2.5.4. Microscopio óptico para el análisis de imágenes

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB como se muestra en la figura 2.8. Está ubicado en el laboratorio de Materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa, dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la fotografía en el computador.

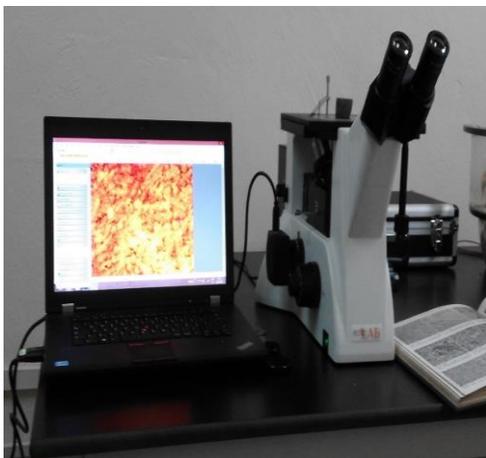


Figura 2.8. Microscopio óptico reflexivo.

Realiza la reflexión de la luz de una probeta ya pulida con el objetivo de evaluar los microconstuyentes con una cámara digital acoplada, la cual va desde el microscopio hacia una laptop marca LENOVO en la cual se encuentra un programa analizador de imágenes tomadas desde la cámara donde se evalúan las fases, tamaño del grano, inclusiones, afectaciones en los granos, en la misma se elabora un reporte técnico con estas características.

En este microscopio se determinó el comportamiento microestructural de las muestras de fundición nodular, así como el conteo del porciento de los microconstituyentes presentes. Para colocar las probetas en el microscopio y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de las muestras.

2.5.5. Obtención del porciento de microconstituyentes

El porciento de microconstituyentes fue determinado en el microscopio reflexivo. Este tipo de microscopio funciona básicamente por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. En este ensayo los granos van a presentar colores diferentes, lo que indica que poseen una microestructura diferente. Adicionalmente los átomos en los límites de grano son más reactivos durante el ataque químico y se disuelven en mayor cantidad que el grano mismo, por ello la reflexividad cambia y se acrecienta su visibilidad.

Las etapas consideradas para el procesamiento digital de imágenes son una constante para los distintos softwares, y su aplicación va en función del producto deseado. En la figura 2.9 se muestra las etapas empleadas, propuesta por Fan *et al.* (2001).

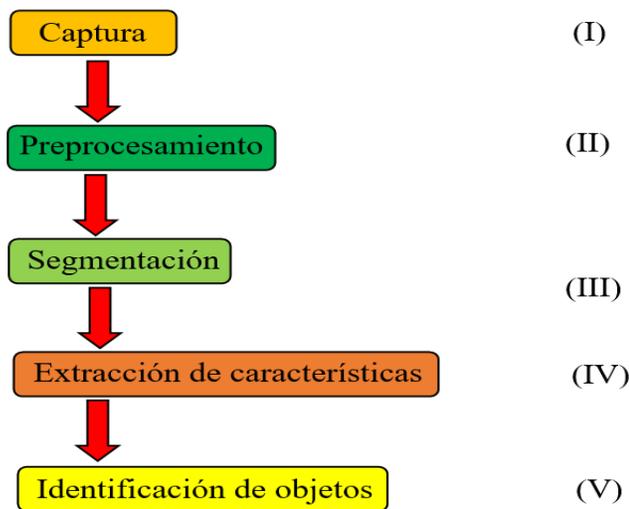


Figura 2.9. Etapas del procesamiento digital de imágenes. Fuente: Wainschenker *et al.* (2011)

En la primera etapa es la adquisición de las imágenes (captura), para la cual se requirió de un sensor y un elemento digitalizador. En el proceso como tal, se convirtió el objeto (muestra metalográfica), en una representación apta para ser procesada por una computadora. La conversión se realizó por medio de una cámara fotográfica. En esta etapa se realizó el diseño de las propiedades de la captura, se seleccionó la distancia al objeto, el formato, y otros parámetros necesarios para la captura.

Luego de que la imagen digital ha sido obtenida, la etapa II es el preprocesamiento de la misma, dentro de lo que se engloban una serie de técnicas que comprenden operaciones cuyo origen es una imagen y cuyo resultado final es otra mejorada. El valor del píxel en la imagen de salida estuvo en función del valor que tenía la de entrada, con relación a los valores de sus vecinos o del valor de todos los puntos de la imagen de entrada.

La tercera etapa en el procesamiento de la imagen, es la segmentación, mediante la cual se dividió la imagen en regiones o segmentos manipulables. Este paso se desarrolló en relación con la base teórica, es decir, el reconocimiento en la imagen de la información que se deseaba obtener, separando de la imagen propiedades o regiones con una textura dada.

En este paso se segmentó la imagen en regiones que tienen niveles de gris similares o en regiones donde existen cambios abruptos en los cambios del nivel de gris, detectando las fronteras o bordes de la imagen, para lograr esto se utilizó operadores diferenciales que detectan los cambios en los gradientes de los niveles de gris.

El paso siguiente fue la extracción de características, etapa IV, también conocido como representación y descripción. Es en esta etapa es donde la aplicación de algoritmos permite que lo seleccionado en la segmentación, tome una forma definitiva como paso previo al análisis por parte de la computadora. El proceso de descripción, referido a las tareas de reconocimiento de los elementos seleccionados en la segmentación, de modo que se pudo obtener información a partir de agrupar dichos elementos u objetos en grupos con características particulares tales como: tamaño, forma, características geométricas para diferenciarlas de otras que también son parte del análisis total. En esta etapa se extrajo las características apropiadas para la identificación de los objetos deseados.

La última etapa, reconocimiento e interpretación, relacionado a procesos de reconocimiento automatizado, en el cual todo lo desarrollado, es capaz de ser comparado con una base de datos o algoritmo de toma de decisiones, provista por la persona que ejecutó la tarea de procesamiento digital de imagen. En la tabla 2.3 se muestra el procedimiento para el análisis de los microconstituyentes según la norma ASTM A 247.

Tabla 2.3. Procedimiento para el análisis de los microconstituyentes.

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área	Área %
1	Área 1	Área 1 %
2	Área 2	Área 2 %
3	Área 3	Área 3 %
4	Área 4	Área 4 %

El análisis de imagen fue necesario para caracterizar el tipo de grafito, así como para estimar las proporciones de los microconstituyentes presentes en la fundición y poder evaluar el porcentaje de carbono en la aleación. Se consideró los nódulos de grafito con el fin de evitar excesivas partículas pequeñas que se encuentran segregadas a lo largo de la matriz, afectando significativamente en el tamaño promedio de los nódulos.

2.5.6. Conteo de nódulos en la fundición

El conteo de nódulos se realizó según el criterio de INC. (1992), expresado en número de nódulos por milímetro cuadrado (Nod/mm²). El conteo se realizó en micrografías a 100X con incrementos de 25 y 50 Nod/mm². El método de estimación manual se efectuó por comparación con micrografías con conteos de nódulos estándar. Para una mayor precisión en el valor se analizó las micrografías en un analizador de imágenes.

En el microscopio óptico reflexivo se adquirieron imágenes en tres sectores de la probeta. Fueron procesadas con el programa de imágenes que permite realizar una segmentación de las mismas para realizar un conteo de nódulos exacto. El resultado arrojado por el programa es posteriormente filtrado, al eliminar partículas cuya área fuera inferior al 20 % del área promedio del total de los nódulos. Finalmente, el conteo de nódulos por milímetro cuadrado fue determinado mediante la ecuación siguiente:

$$Cn = \frac{Nn}{\dot{A}_{imag}} \quad (2.15)$$

Siendo:

Cn - conteo de nódulos

Nn - números de nódulos

\dot{A}_{imag} - área de la imagen

Entre otros resultados que arroja el análisis de imágenes se encuentra el grado de redondez y el porcentaje de porosidad. El grado de redondez es el factor de forma que establece qué tan cercano al círculo se encuentra la imagen 2D tomada al nódulo y está determinado por:

$$Gr = \frac{4\pi \cdot A}{P^2} \quad (2.16)$$

Donde:

Gr - grado de redondez

A - área, mm^2

P - perímetro, mm

Es importante resaltar que al determinar matemáticamente la cercanía que tiene la forma de un nódulo de grafito al círculo, se obtiene un valor inferior al que se alcanzaría si la evaluación se realizara por el método tradicional de comparación visual, porque estos resultados son subjetivos según la experticia del evaluador.

2.6. Conclusiones del capítulo 2

- ✚ Quedó establecido el procedimiento metodológico relacionado con el tratamiento térmico de austempering de la fundición nodular, caracterizado por las diferentes etapas que se tienen en cuenta para lograr las transformaciones en la matriz de dicha aleación.
- ✚ En correspondencia con el tamaño de las muestras, para el proceso de tratamiento térmico de las mismas, se seleccionó un horno mufla, donde se puede generar elevadas temperaturas, así como la aplicación del tratamiento de austempering en la fundición nodular.
- ✚ Quedó establecido el comportamiento microestructural de la fundición nodular, constituida por nódulos de grafitos, perlita y ferrita, la misma será empleada para determinar los cambios microestructurales que se originan en la aleación luego del tratamiento térmico de austempering en sus dos etapas, así como su procesamiento con el software imagen.

CAPÍTULO 3

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

El hierro dúctil no es un solo material, sino una familia de hierros fundidos versátiles que exhibe una amplia gama de propiedades que se obtienen a través de control de la microestructura. La característica microestructural más importante y sobresaliente de todos los hierros dúctiles es la presencia de nódulos de grafito, que actúan como "crack pararrayos" dando ductilidad y tenacidad, superior a otras fundiciones. La matriz en la que los nódulos de grafito se dispersan juega un papel significativo en la determinación de las propiedades mecánicas. El control de la matriz, obtenidos en hierro dúctil convencional o bien "en bruto de colada" a través de una combinación de la composición y el control del proceso, o por medio de tratamiento térmico, da la posibilidad de seleccionar el grado de hierro dúctil, que proporciona la combinación más adecuada de propiedades.

El objetivo del capítulo es realizar el análisis de las variaciones microestructurales de un hierro nodular sometido a tratamiento térmico de austempering, así como el proceso de solidificación a través de las curvas del diagrama Fe - C.

3.2. Análisis de la composición química

La composición química se tomó del resultado de tres chispas para obtener el promedio de cada una de ellas, se realizó en un espectrómetro cuántico de masa, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de fundición de la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", Moa. En la tabla 3.1 se muestra la composición química del hierro fundido nodular.

Tabla 3.1. Composición química del hierro fundido nodular, en %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mg	Fe
3,36	1,65	1,0	0,17	0,034	0,95	1,71	0,03	91,13

En correspondencia con la composición química establecida por las normas y la determinada por análisis espectral, se puede plantear que los elementos presentes en el hierro fundido nodular (C y Mg) se ajustan a las mismas, sin embargo, los otros elementos están fuera de parámetros, con la presencia del elemento níquel, debido a que este tipo de fundición está diseñada para soportar cargas, vibraciones y altas temperaturas según Navea *et al.* (2009).

3.3. Análisis de la susceptibilidad del hierro nodular

El incremento de grafito debido a la inoculación produce disminuciones relativamente pequeñas en los valores de la resistencia y elongación, se establece una disminución del módulo de elasticidad y un decrecimiento de la densidad; en general esos efectos son pequeños comparados con las consecuencias sobre otras variables, por que el carbono equivalente contenido en el grafito esferoidal no constituye la mayor variable y generalmente se mantiene cercana al valor eutéctico. Por la ecuación 2.1 se determinó el carbono equivalente para la fundición nodular; el mismo es de 3,9 % C; que la clasifica como hipoeutéctica.

El rango de carbón presente en los hierros dúctiles comerciales está entre 3 a 4 %. Solo una menor influencia es ejercida en las propiedades mecánicas por el carbón, por sí mismo; sin embargo, este tiene efecto en la formación de la microestructura, lo que es básico para las propiedades mecánicas. El rango deseable de C está entre 3,6 a 3,8 % en el hierro final para una buena fluidez, baja contracción y un alto número de nódulos, reportado por Gregorutti y Grau (2014). El carbono equivalente calculado para la fundición nodular, objeto de estudio, cumple con los parámetros establecidos por estos autores.

Sustituyendo en la ecuación 2.2 se determinó el carbono equivalente de la fundición nodular, en función de la composición química, el mismo es de 3,65 %, que también justifica que, en la fundición, el tipo de solidificación es hipoeutéctico.

Los elementos Si y P sustituyen una parte del carbono. El carbono equivalente expresa cuantitativamente esta sustitución y permite citar una fundición sobre el diagrama binario Fe - C para relacionarlo con el eutéctico binario ($C_{eq} = 4,3 \%$). Permite, por lo tanto, conocer aproximadamente sus temperaturas de inicio y fin de solidificación, evitando recurrir a los diagramas ternarios. Así mismo, las propiedades de las fundiciones se pueden expresar en función del carbono equivalente. Este valor indica cuan próximo está un análisis dado de la composición eutéctica, según lo refiere Al-Ghonamy *et al.* (2012).

Los tres constituyentes de los hierros fundidos que más afectan la resistencia y dureza son el carbono (C), el silicio (Si) y el fósforo (P), por lo tanto, es necesario introducir el término carbono equivalente (CE) el cual combina los efectos de estos elementos (Brown, 2000). Si el silicio y el fósforo están presentes, el contenido de carbono en el punto eutéctico es menor.

Considerando que la fundición nodular, en su composición de carbono equivalente, es de carácter hipoeutéctico, se determinó la influencia que ejerce el silicio y el carbono en la

fundición por las ecuaciones 2.3 y 2.4, para ello se tuvo en cuenta la temperatura de líquidus de la austenita; el % de silicio es de 0,91; el contenido de carbono calculado con una T_{AL} de 1 201,1 °C; es de 0,08 %.

Independientemente que el silicio afecta al carbono equivalente, también lo hace en el número de esferoides y la flotación del grafito, el incremento del porcentaje de silicio desplaza el eutéctico hacia la izquierda. Cuando se enfría una aleación hipoeutéctica fundida, se precipitan dendritas de austenita hasta que se llega a la temperatura eutéctica, el líquido restante puede solidificar como eutéctico metaestable de austenita y cementita o como un eutéctico estable de austenita y grafito. Un silicio alto trae consigo la formación directa del grafito del producto estable, reportado por Qing, *et al.* (2016).

El contenido de carbono en la austenita, como una función de la temperatura de austenización y del contenido de silicio se determinó por la ecuación 2.6, se establece que, durante el proceso de solidificación, el contenido del carbono es de 1,61 %. La solubilidad del carbono en la austenita (eutecticidad), incrementa la precipitación del grafito y eleva la temperatura de transición dúctil/frágil. Un contenido más elevado de Si en la composición aumenta la resistencia de la ferrita y reduce la resistencia al impacto. También promueve una alta resistencia a la oxidación en alta temperatura de la fundición, de acuerdo con Lin *et al.* (2003).

El contenido de manganeso se calculó por la ecuación 2.7, donde el mismo es de 0,2 %; para la fundición nodular objeto de estudio. Con niveles de Mn entre el 0,5 % al 0,8% resulta suficiente para estabilizar la formación de perlita, cuando la rigidez es más deseable que la ductilidad.

Como el manganeso es derivado principalmente de la chatarra usada en la carga metálica, se emplea como un estabilizador de los carburos por tender a que el carbono esté en forma combinada. Los efectos del azufre están íntimamente asociados al manganeso presente y al solvente hierro. Con el hierro forma sulfuro de hierro (FeS), que tiende a segregarse en la intercara líquido-sólido durante la solidificación y precipita en las últimas etapas de dicho proceso. Cuando hay presencia de manganeso, se forma MnS o sulfuro complejo hierro-manganeso, que depende del contenido de este elemento.

Los sulfuros de manganeso empiezan a precipitar en las etapas primarias de la solidificación y continúan haciéndolo durante todo el proceso y, por lo tanto, se encontrará distribuido al azar en la microestructura. Como MnS, el azufre fuertemente pierde su acción estabilizadora de la perlita. El manganeso como elemento, tiene efectos aleantes que promueven la resistencia a la

grafitización; por lo tanto, el contenido de manganeso por sobre el azufre, sirve para retener la microestructura perlítica, según lo expuesto por Dasgupta *et al.* 2011.

El grado de saturación calculado por la ecuación 2.8 es de 0,9 %; con lo cual se puede plantear que la estructura perlítica estará presente en la fundición nodular. El grado de saturación permite la determinación de las propiedades tecnológicas de la fundición, teniendo su incidencia en el porcentaje de carbono eutéctico y por lo tanto sobre las características finales del material.

El índice de saturación determinado por la ecuación 2.9 es de 0,9 %; lo cual solidifica como fundición hipoeutéctica. Serán hipoeutécticas cuando el valor es inferior a 1, eutécticas con el índice de saturación igual a 1 e hipereutécticas cuando es superior a 1.

En Showman y Aufderheide (2004) se menciona que la cantidad de nódulos son mayores al aumentar la velocidad de solidificación ya que son capaces de crecer por la difusión del grafito en el hierro aún en estado líquido, seguido de su precipitación empieza el crecimiento de la austenita lo que impide que los nódulos continúen su crecimiento y por lo tanto en la última zona en solidificar la cantidad de nódulos tenderá a disminuir.

Las propiedades mecánicas del material se relacionan directamente con la microestructura final del mismo que se obtiene después de la última transformación de fase, cuando la pieza ya alcanzó la temperatura ambiente. Por las ecuaciones 2.10 y 2.11 se determinó el carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición nodular. Los resultados obtenidos se muestran en las figuras 3.1 (a) y 3.1 (b), los cuales son diagramas establecidos para la determinación del carbono eutéctico (a) y el carbono eutectoide (b).

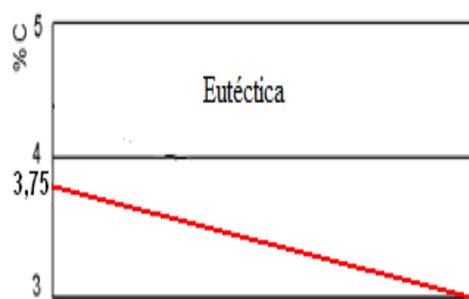


Figura 3.1 (a). Carbono eutéctico.

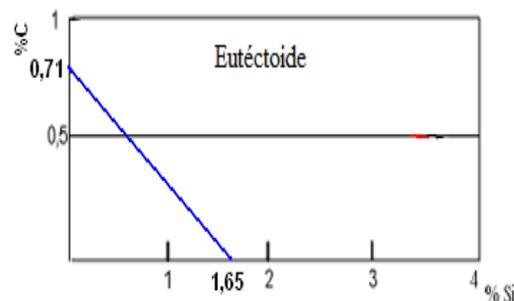


Figura 3.1 (b). Carbono eutectoide.

Los contenidos en carbono de las aleaciones eutécticas y eutectoides del diagrama estable varían con el contenido en silicio de las fundiciones y son inferiores a los que corresponden al diagrama metaestable. En las transformaciones del diagrama estable, para una temperatura

determinada, la austenita es capaz de disolver menor cantidad de carbono que el que disuelve, a la misma temperatura, cuando las transformaciones se hacen de acuerdo con el diagrama metaestable. En las fundiciones esferoidales se encuentran en el rango de 1,7 al 2,7 % de Si y desde el 3,1 al 4,1 % en C.

Sin embargo, el proceso de solidificación también tiene una gran importancia en las características físicas de la fundición, pues condiciona la transformación eutectoide posterior a través de factores tales como las microsegregaciones, el tamaño y la morfología de los granos.

3.4. Análisis del ciclo de tratamiento térmico

Las diferentes clases de hierro nodular son producidas controlando la matriz alrededor del grafito en la fundición o por un subsecuente tratamiento térmico. Existen solamente diferencias menores en la composición entre las clases regulares, y estos ajustes son hechos para promover la matriz deseada. Se pueden añadir aleantes al hierro nodular para ayudar en el control de la matriz en la fundición o para proporcionar ciertas respuestas a los tratamientos térmicos. En la figura 3.2 se muestra el ciclo térmico aplicado a las muestras de fundición nodular.

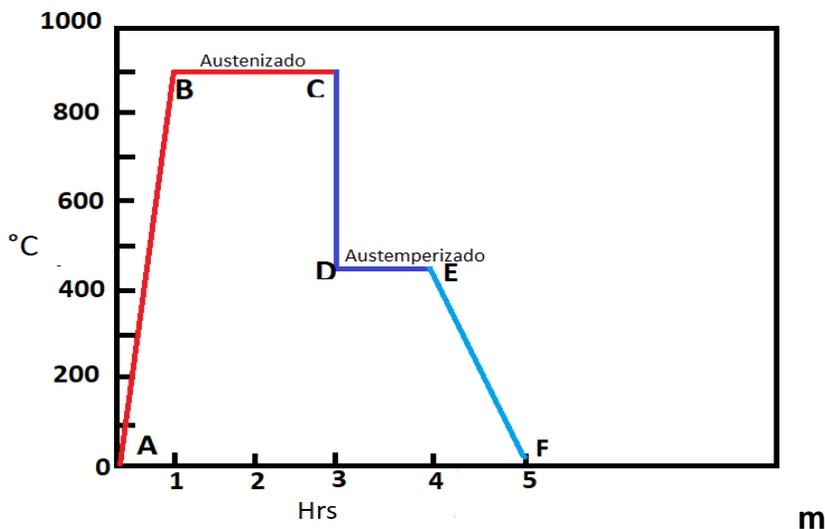


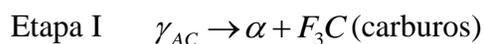
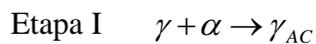
Figura 3.2. Ciclo de tratamiento térmico para la fundición nodular.

En la figura se observa como el segmento AB representa calentamiento desde la temperatura A hasta la temperatura B (temperatura de austenitizado), a 900 °C, ahí se mantiene la pieza por un tiempo representado por el segmento BC (2 h). Alcanzada la completa austenitización en el tiempo C. Ahí comienza el enfriamiento de austemperizado representado por el segmento CD, este descenso de la temperatura se mantiene en la temperatura D (450 °C) por un tiempo marcado por el segmento DE (1 h). El segmento EF representa el enfriamiento a temperatura ambiente desde la temperatura de austemperizado.

El proceso de austemperizado aplicado al hierro nodular consistió en proporcionar a las piezas la temperatura de austenización (punto crítico superior) y sostenerla durante un tiempo de una hora por 25,4 mm de espesor y a continuación se efectuó un súbito enfriamiento hasta la temperatura de 450 °C en baño de sales y se mantuvo isotérmicamente hasta obtener la transformación completa a ausferrita.

El recocido requiere una velocidad de enfriamiento baja para que de este modo la austenita pueda transformarse completamente en ferrita. El normalizado requiere una velocidad de enfriamiento moderada para que la austenita pueda transformarse completamente en perlita. El templado requiere una velocidad de enfriamiento elevada para que sea posible evitar la transformación eutectoide y, así, transformar la austenita en martensita. El austemperizado requiere de una velocidad de enfriamiento igual a la del templado hasta la temperatura de austemperizado (TA), seguido de una etapa isotérmica a dicha temperatura, luego de la cual el material se enfría hasta la temperatura ambiente con una velocidad moderada, reportado por Yang y Putatunda (2005).

El balance de propiedades mecánicas del ADI se logró mediante el control de la microestructura que se produce durante el austempering. Durante transformación isotérmica, se estableció la descomposición de la austenita en dos etapas:



El producto resultante de la etapa I está constituido por una mezcla de ferrita acicular (α) y austenita con alto porcentaje de carbono (γ_{AC}). A esta mezcla actualmente se le designa como ausferrita. La obtención de una microestructura de ausferrita óptima, que es la responsable de proporcionar una combinación de resistencia, ductilidad y tenacidad en un ADI, requiere llevar a su máximo desarrollo a la reacción de la etapa I, limitando lo más posible, el desarrollo de la etapa II. Si el desarrollo de la etapa I se interrumpe antes del tiempo óptimo, la ductilidad y tenacidad se verán disminuidas debido a la presencia de martensita y zonas de austenita sin transformar.

3.5. Análisis microestructural sin tratamiento térmico

Normalmente las composiciones empleadas en la producción son cercanas a la eutéctica, de manera que, durante el enfriamiento del material, desde la temperatura de colada hasta la

temperatura ambiente, se producen dos cambios de fase fundamentales: la solidificación del eutéctico y la transformación eutectoide (sólido - sólido). Cada una de ellas se desarrolla mediante procesos de nucleación y crecimiento de fases, esto ocasiona que la aparición de ferrita y perlita en la transformación sólido - sólido produzca la desaparición de la fase austenita originada en la solidificación. En las figuras 3.3a, 3.3b y 3.3c; se muestran las microestructuras de las muestras de fundición nodular antes del tratamiento térmico.

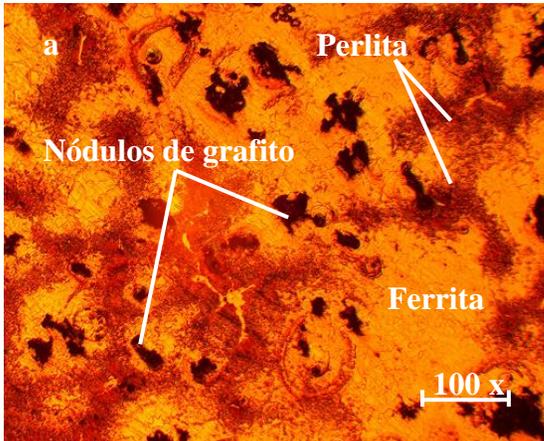


Figura 3.3a. Muestra No 1.

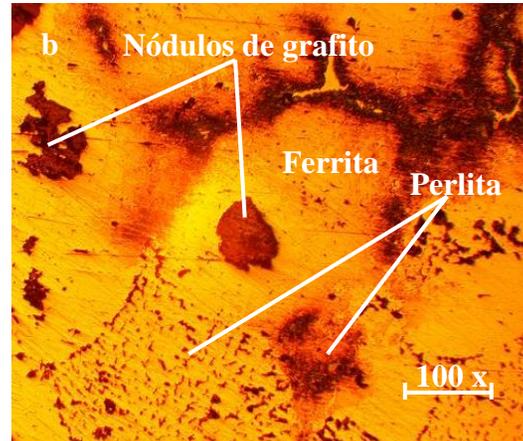


Figura 3.3b. Muestra No 2.

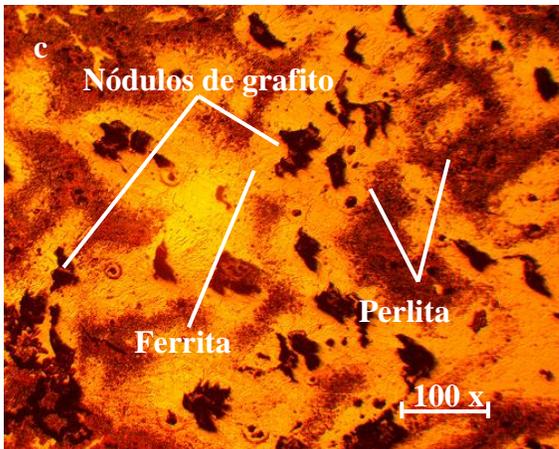


Figura 3.3c. Muestra No 3.

Al realizar el análisis microestructural de las muestras sin tratamiento térmico, se puede observar; en primer lugar, que, existe diferencia en cuanto a la distribución de las fases sobre la matriz. Las tres muestras de las probetas sin tratamiento, están compuestas por estructuras ferrítica - perlítica y nódulos de grafitos del tipo degenerado. Este tipo de fundición es el grado más común de hierro dúctil y se producen normalmente en condición de colada en bruto. Los esferoides de grafito están en una matriz que contiene tanto ferrita y perlita. Las propiedades son intermedias entre los ferríticos y perlíticos, con buena maquinabilidad y bajo costo de producción. La ASTM 536 la clasifica como fundición nodular grado 80-55-06.

La nodularidad depende en gran medida del nivel de desulfuración y de la presencia de magnesio residual en el hierro. El contenido de nódulos y su tamaño dependen de la efectividad de inoculación, así como de la velocidad de enfriamiento durante el proceso de solidificación, según lo expuesto por Qing, *et al.* (2016).

3.5.1. Nodularidad de la fundición antes del tratamiento térmico

Si la microestructura y las propiedades mecánicas de las fundiciones esferoidales pueden predecirse y optimizarse previamente a la producción, se facilita notablemente el diseño de la colada y el control de calidad. Así se podría, estudiar la forma de incrementar el conteo nodular en alguna pieza o parte de ella, con el fin de promover la solidificación de acuerdo al diagrama estable, o de obtener una reducción en la tendencia a la formación de grafito no esferoidal. Se realizó el conteo de los nódulos de la fundición antes el tratamiento térmico. En la figura 3.4 se muestra este comportamiento.

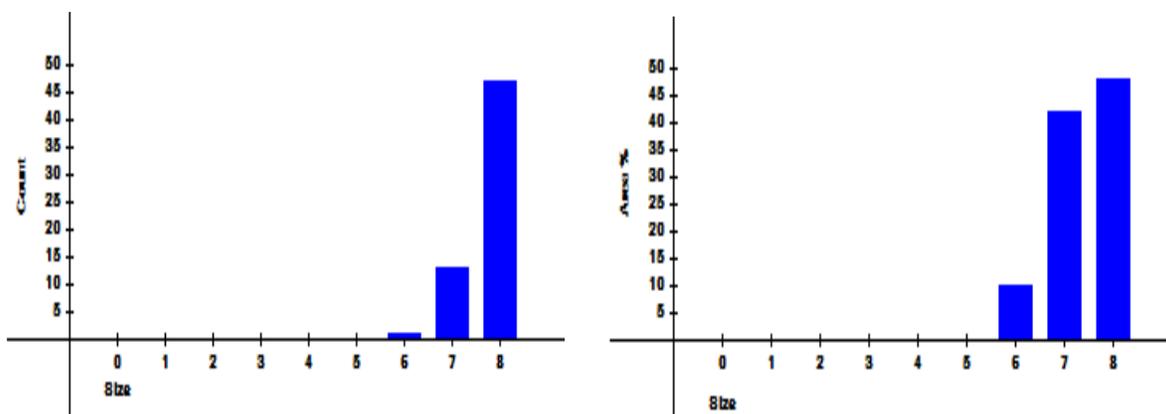


Figura 3.4. Nodularidad. a) conteo y b) área de distribución.

Los resultados obtenidos de esta prueba para un 1 $\mu\text{m}/\text{pixel}$ son los siguientes:

Longitud máxima de los nódulos: 26

Tamaño de clase correspondiente: 6

Longitud media de los nódulos: 9

Conteo de nódulos: 61

Conteo medio de otro grafito: 23

Conteo de otro grafito: 468

Longitud media de todo el grafito: 21

Conteo de todo el grafito: 539

Grafito total en %: 20,82

Nodularidad %: 59,33

% de nódulos por área: 1

% de nódulo por conteo: 12

Densidad del nódulo (mm de Count/sq): 72

% nódulo por área: 0,25

Las fundiciones hipoeutécticas presentan un conteo nodular menor que las hipereutécticas, por poseer menor contenido de carbono. Se observa que en el conteo nodular no se supera los 100 nod/mm², la diferencia radica en el aumento de los tiempos de solidificación para este tipo de fundición. El factor que más influye en el tiempo requerido para que la fracción en volumen de austenita alcance su máximo valor y para finalizar la transformación ausferrítica depende del conteo de nódulos de grafito, de acuerdo al criterio de Borrajo *et al.* (2000).

3.5.2. Comportamiento de las fases presentes de la fundición

Se realizó el análisis de los microconstituyentes presentes en la fundición nodular ASTM 536 grado 80-55-06, para ello se consideró una muestra antes de la aplicación del tratamiento térmico. La figura 3.5b se corresponde con la misma.

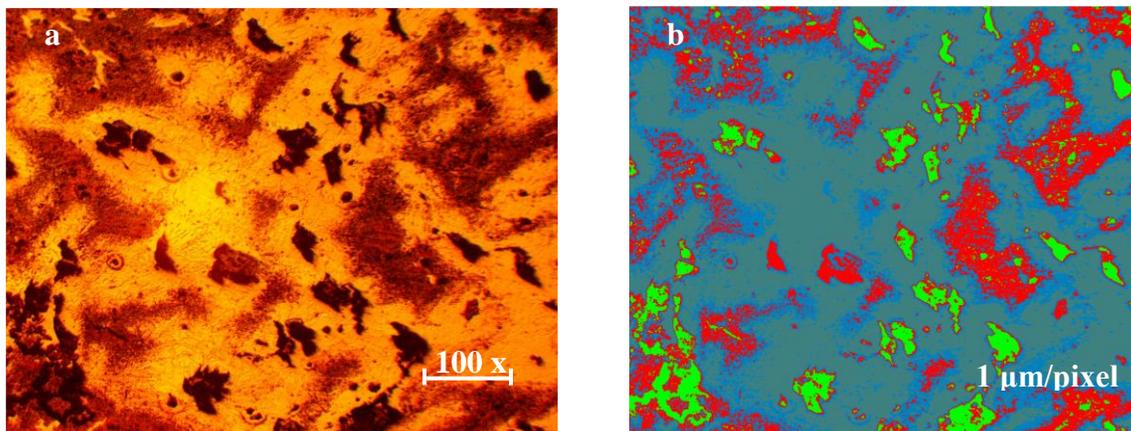


Figura 3.5. Porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra

En la figura 3.5b se muestra la distribución de las fases.

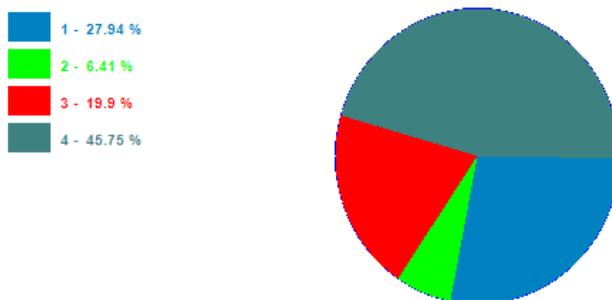


Figura 3.5b. Distribución de las fases.

En la tabla 3.2 se muestran los microconstituyentes con el área que ocupan en la microestructura.

Tabla 3.2. Datos de las fases de los microconstituyentes para la muestra

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Perlita	235 161	27,94
Nódulos de grafito	53 916	6,41
Perlita	167 543	19,9
Ferrita	385 108	45,75

En la figura se muestra el porcentaje de microconstituyentes presentes en la microestructura antes del tratamiento térmico. Como se observa, la matriz de esta fundición es ferrita-perlita.

3.5.3. Microestructura con tratamiento térmico de austempering

Las propiedades relevantes de los hierros nodulares austemperizados son obtenidas por medio de un tratamiento térmico (con un control riguroso de la temperatura y el tiempo del tratamiento) y tiene como objetivo desarrollar una matriz con una estructura de bainita con ferrita (60 %) y austenita retenida (estructura con alto contenido de carbón). La austenita retenida es térmicamente estable a bajas temperaturas, pero es difícil de maquinarse. Sin embargo, bajo condiciones adecuadas de esfuerzos, puede transformarse localmente en martensita (estructura dura y frágil). La ventaja de esta característica hace que los hierros nodulares austemperizados sean utilizados en piezas en las que se desea que la dureza del material aumente conforme se van experimentando tensiones de carga locales.

Las figuras 3.6a, 3.6b y 3.6c, se corresponden con las microestructuras obtenidas de las diferentes muestras, luego de aplicado el tratamiento térmico de austemperizado.

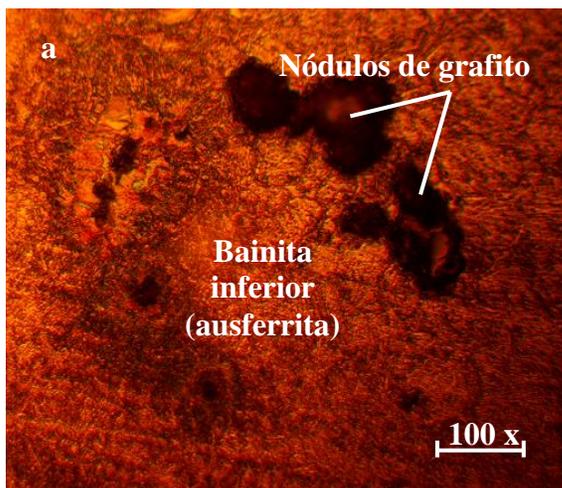


Figura 3.6a. Muestra No 1.

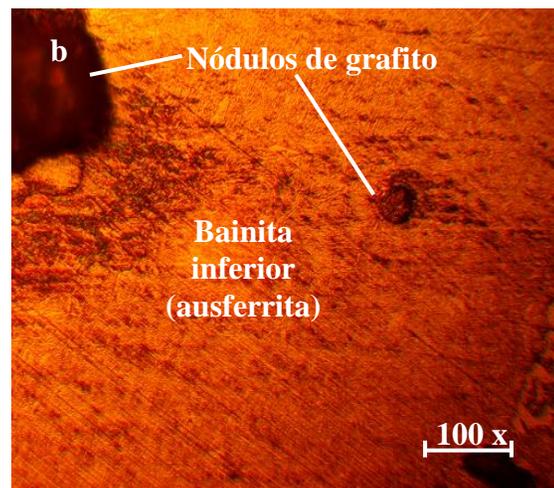


Figura 3.6b. Muestra No 2.

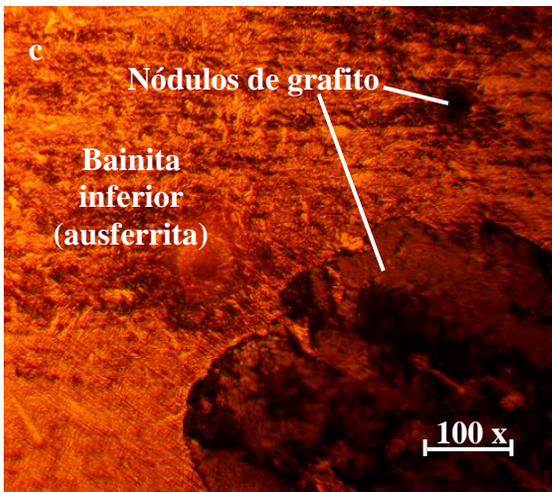


Figura 3.6c. Muestra No 3.

Se observa en las microestructuras que, luego del tratamiento térmico de austempering, existe una mayor homogeneidad en las estructuras ausferríticas (bainita inferior, acicular y fina), donde las zonas de austenita no transformada son más pequeñas y dispersas, la otra fase sólida, el grafito, no sufre transformación.

La temperatura de austemperado define la microestructura de la matriz metálica obtenida al final de la primera etapa, y por lo tanto sus propiedades mecánicas. En temperaturas altas de tratamiento la microestructura consiste de un arreglo formado por láminas gruesas de ferrita bainítica intercaladas con laminas de austenita estabilizada, la disminución de la temperatura produce un refinamiento de la estructura; la homogeneidad en las microestructuras son debidas a su efecto en las ratas de nucleación y crecimiento de la ferrita bainítica a partir de la austenita madre, así como en la difusión del carbono en la austenita, según lo que ha sido expuesto por Jiachen y Xuezhong (2014).

Durante el calentamiento a temperaturas menores de 330 °C la velocidad de crecimiento de los granos de ferrita es relativamente alta y como la velocidad de difusión del carbono es relativamente baja, la estructura resultante estará formada por ferrita acircular con un alto contenido de carbono disuelto; con tiempos cortos de austemperizado, dicho carbono es rechazado por la ferrita precipitando como carburo de hierro Fe_3C o carburo epsilon ($Fe_{2.4}C$) dentro de los granos acirculares de ferrita. Ya que solo una pequeña cantidad de carbono rechazada de la ferrita, es disuelta en la austenita, las cantidades de austenita retenida rica en carbono presente en la matriz a temperatura ambiente serán bajas ($\approx 15\%$ en volumen.). Esta estructura es referida como “bainita inferior”, referido por Wen-Qi *et al.* (2016).

3.5.4. Fases presentes luego del austemperizado

En la figura 3.7b se muestra la distribución de fases en la microestructura de la fundición nodular luego del tratamiento térmico.

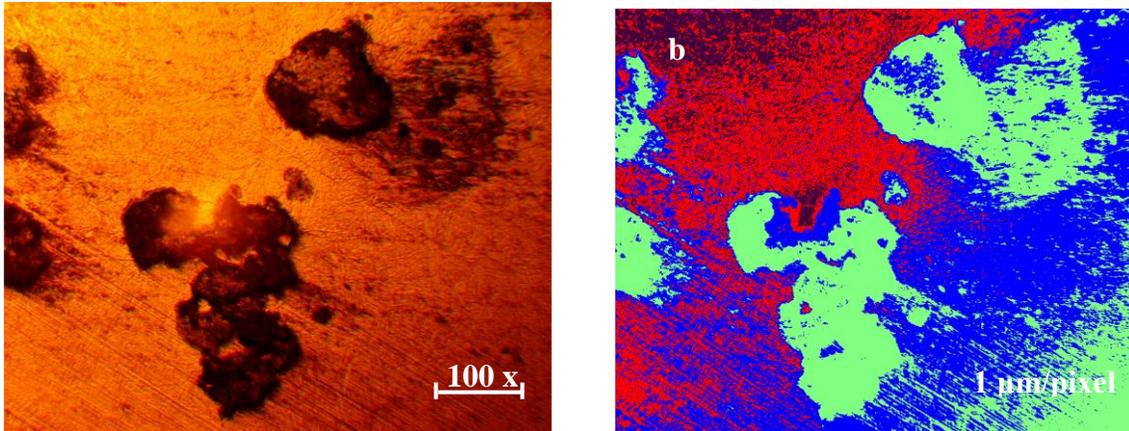
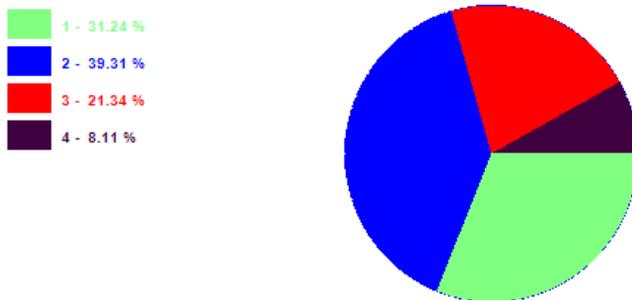


Figura 3.7. Porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra

En la figura 3.7b se muestra la Distribución de las fases.



En el procesamiento de análisis de imagen en las muestras no tratadas y tratadas térmicamente, se hizo necesaria la caracterización del tipo grafito, así como estimar los porcentajes de los microconstituyentes presentes en la fundición con el fin de poder estimar el porcentaje de carbono presente en la aleación. Durante el procesamiento digital de la muestra tratada térmicamente, se determinó las fases de los microconstituyentes. En la tabla 3.3 se muestran los mismos y el área que ocupan.

Tabla 3.3. Fases de los microconstituyentes de la muestra

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Nódulos de grafito	262 980	31,24
Ausferrita	330 900	39,31
Ausferrita	179 587	21,34
Austenita sin transformar	68 261	8,11

En la tabla se muestra el porcentaje de microconstituyentes presentes en la microestructura luego del tratamiento térmico. El área mayor de la matriz está compuesta por un 60,65 % de ausferrita y una pequeña porción (8,11%) de austenita sin transformar.

El tamaño de pixel se define por longitud que representa uno de sus lados en la superficie de la muestra. Por lo tanto, el tamaño depende de la magnificación del objetivo, de los accesorios ópticos de la cámara digital y del tamaño de imagen medida en pixeles. Es común establecer el tamaño de imagen como el número de pixeles que representan el campo rectangular procesado por la computadora. El tamaño de pixel determina la mínima región que puede distinguirse en la imagen, reportado por Novelli *et al.* (2002).

3.5.5. Nodularidad de la fundición después del tratamiento térmico

En la figura 3.8 se muestra el conteo de los nódulos de la fundición después del tratamiento térmico de austemperizado.

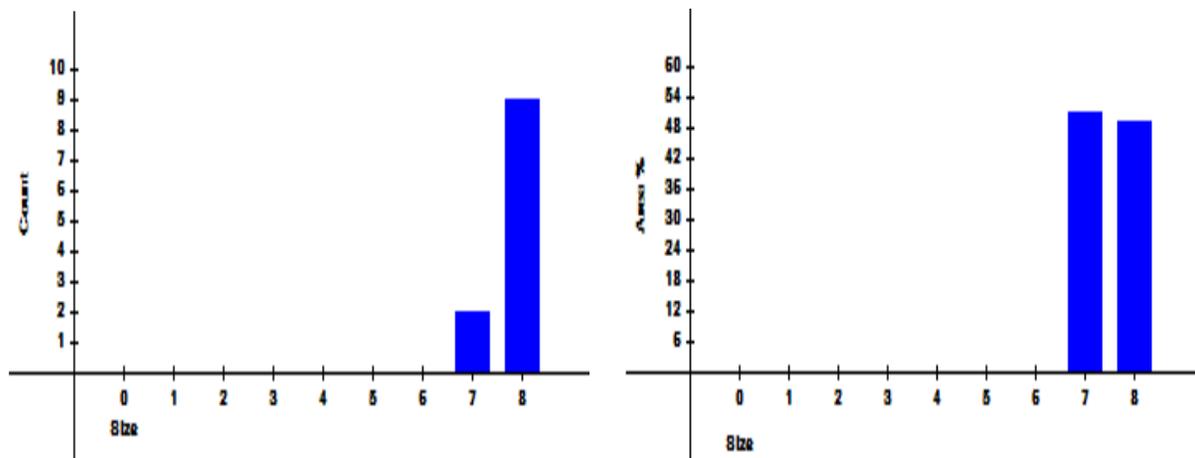


Figura 3.8. Nodularidad. a) conteo y b) área de distribución.

Los resultados obtenidos de esta prueba para un 1 μm /pixel son los siguientes:

Longitud máxima de los nódulos: 19

Longitud media de los nódulos: 8

Conteo medio de otro grafito: 27

Longitud media de todo el grafito: 26

Grafito total en %: 31,91

% de nódulo por conteo: 5

Densidad del nódulo (mm de Count/sq): 13

Tamaño de clase correspondiente: 7

Conteo de nódulos: 11

Conteo de otro grafito: 220

Conteo de todo el grafito: 231

Nodularidad %: 58,66

% nódulo por área: 0,03

Se tomó en cuenta las partículas de grafito de mayor diámetro, con el fin de evitar demasiadas partículas pequeñas que se encuentran segregadas a lo largo de la matriz, que afectan significativamente en el tamaño promedio de los nódulos. Al comparar la muestra no tratada térmicamente y la tratada térmicamente; para la primera, la longitud máxima de los nódulos es de 26 y para la segunda, la longitud máxima de los nódulos es de 19, lo que demuestra que la cantidad de nódulos disminuye con el aumento del tiempo de tratamiento.

En las figuras 3.3 y 3.6 se pueden observar diferentes nódulos con su grado de redondez. En la primera imagen se observan los nódulos que de ser evaluado tradicionalmente se hubiera tomado una redondez de 80 % pero matemáticamente la nodularidad es de 59,33 y 58,66 %. Es por qué el grado de redondez matemático genera la división entre los diferentes tipos de hierro. Un hierro se considera nodular, cuando tiene una nodularidad entre 100 y 65 %, se considera compacto o vermicular, cuando se encuentra entre el 65 y el 45 % y valores por debajo se toma el hierro como gris (Sheikh y Ahmadabadi, 2005) (Imasogie y Wendt, 2004).

3.6. Análisis de las durezas

Las propiedades y el comportamiento de las fundiciones durante su manufactura y el desempeño durante su vida de servicio, dependen de su composición, estructura, historia de procesamiento y del tratamiento térmico al cual han sido sujetos. Propiedades básicas importantes como la resistencia, la dureza, la ductilidad y la tenacidad, son influenciadas de manera importante y modificadas por elementos de aleación y por procesos de tratamientos térmicos. En la tabla 3.4 se muestra el comportamiento de las durezas en correspondencia con la matriz de experimentos establecida en el capítulo 2.

Tabla 3.4. Dureza de las muestras

Probeta	Temperatura °C	Tiempo (h)	Dureza (HV)
Austenizado			
1	32	-	250
2	900	2	410
3	900	2	422
4	900	2	418
	Promedio		416,6
Austempering			
1	450	1	485
2	450	1	483
3	450	1	480
	Promedio		482,6

En la tabla se muestra la variación de la dureza con respecto a la temperatura de transición de la fundición nodular austemperada de acuerdo a los valores de tiempo y temperatura. En la fundición nodular ha existido un incremento de la dureza en un 40 %, luego del proceso de austenizado y un 52 % con el austemperizado, lo cual está asociado a la obtención de la estructura final en este último tratamiento, donde la ausferrita (bainita inferior) tiene un valor de 482,6 HV, aunque puede alcanzar hasta 650 HV.

Estos cambios de dureza sólo se dan si hay cambios microestructurales. Como la dureza aumentó al disminuir la temperatura de ensayo, es predecible que se hubiese dado una transformación de alguna de las fases hacia otra fase de mayor dureza. La ferrita-perlita se transformó a bainita, aunque se pudo constatar que luego del tratamiento, existía aún, algunos rasgos de austenita retenida.

La dureza de las muestras tratadas por tratamiento térmico es mayor que las obtenidas en la muestra suministro y como en este tipo de tratamiento térmico los valores, aunque varían entre sí, existe una correlación entre los valores obtenidos y la variación de temperatura y tiempo de austempering. Las posibles causas de lo anteriormente mencionado se observan en las microestructuras, debido a que las diferencias en los valores de esta propiedad están relacionadas con las mismas.

Por los resultados obtenidos luego de los tratamientos térmicos a diferentes temperaturas y las durezas obtenidas en cada uno de ellos, se considera que el tratamiento térmico de austempering mejora las propiedades mecánicas en la fundición nodular.

3.6.1. Análisis de varianza

Se modeló estadísticamente a través del análisis de regresión, la influencia de las diferentes condiciones de aplicación de las temperaturas, el comportamiento de la dureza que se obtiene en el hierro nodular. Se realizó el análisis de varianza, según el método de Fisher, para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos. En cada una de las probetas sometidas a la acción tratamiento térmico, de acuerdo con el diseño del experimento anteriormente descrito, se consideran tres mediciones de temperatura: la primera a 2 h y la segunda a 1 h, hasta llegar a la temperatura ambiente. En la tabla 3.5 se muestran los resultados del análisis realizado y en la figura 3.9 el gráfico de superficie de respuesta estimado para las variables: temperatura, dureza y tiempo de tratamiento.

Tabla 3.5. Análisis de regresión lineal

Análisis de Regresión Múltiple					
Variable dependiente: Tiempo					
	Error	Estadístico			
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
CONSTANTE	0,0	0,0			
Temperatura	0,00222222	0,0			
Dureza	0,0	0,0			
Análisis de Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	2320,67	1	2320,67	803,31	0,0000
Residuo	20,2222	7	2,88889		
Total (Corr.)	2340,89	8			
R-cuadrado = 99,1361 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = 97,0127 porcentaje					
Error estándar de est. = 1,69967					
Error absoluto medio = 1,30864					
Estadístico de Durbin-Watson = 2,03846 (P = 0,3125)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = - 0,0610501					

La salida muestra los resultados del ajuste al modelo lineal para describir la relación entre Tiempo, Dureza y Temperatura. La ecuación del modelo ajustado es:

$$\text{Tiempo} = 8,9378 E - 14 + 0,00222 \cdot \text{Temperatura} - 1,627 E - 16 \cdot \text{Dureza}$$

Dado que el p-valor en la tabla ANOVA es inferior a 0,01, existe relación estadísticamente significativa entre Dureza y Temperatura para un nivel de confianza del 99 %. El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 97,1361 % de la variabilidad en Dureza. El coeficiente de correlación es igual a - 0,995671, indicando una relación relativamente fuerte entre las variables. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 1,69967. Este valor puede usarse para construir límites de la predicción para nuevo tratamiento térmico de austempering en la fundición nodular.

El error absoluto medio (MAE) de 1,30864 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson (DW) examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero. Dado que el p-valor es superior a 0,05, no hay indicio de autocorrelación serial en los residuos.

La figura 3.9 muestra el gráfico de superficie de respuesta. Las variables consideradas son la temperatura de austempering y la dureza. La estimación es del tipo: $10+2 \cdot X+3 \cdot Y-10 \cdot X \cdot Y$.

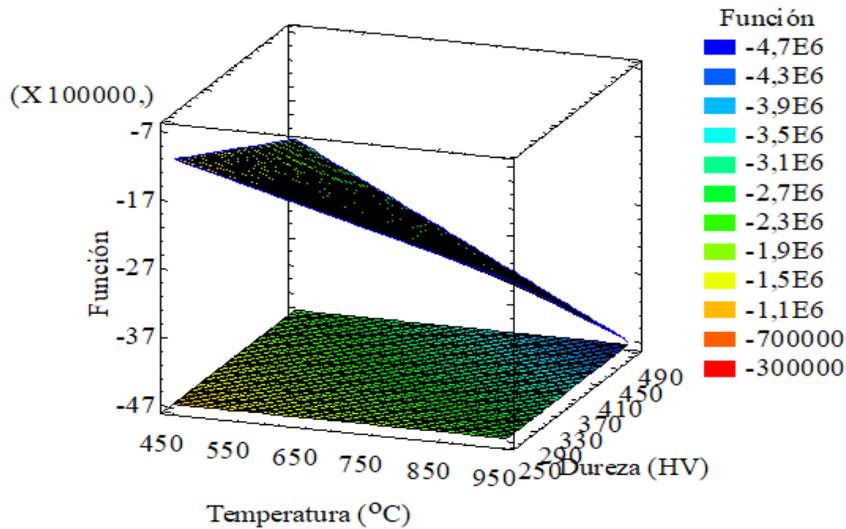


Figura 3.9. Gráfico de superficie de respuesta estimado para las variables.

Al estimar el error del modelo experimental con el calculado existe diferencia estadísticamente significativa entre las medias de las muestras para un nivel de confianza del 95,0 %.

Los resultados expuestos demuestran que, se mantiene la tendencia a incrementar la dureza en la medida que se disminuye la temperatura. Se confirma el incremento del tensionamiento de la red y el aumento de la dureza de la fundición nodular, puesto que el mismo ofrece mayor resistencia a la penetración una vez tratado térmicamente por austemperizado.

Luego de haber realizado los ensayos experimentales, utilizando diferentes tiempos para el austempering del hierro fundido nodular se puede determinar que la utilización del tratamiento térmico satisface específicamente la propiedad de dureza analizada, con la presencia de una estructura de ausferrita.

3.7. Determinación de los costos del proceso de manufactura

Terminada la pieza, es necesario, determinar el costo de producción. El mismo viene dado por el gasto de materiales fundamentales y auxiliares, energía eléctrica y salario de la fuerza de trabajo en la fabricación de esta, durante el proceso de fundición. El análisis económico de este trabajo se realiza sobre la base de las operaciones realizadas para establecer las propiedades del hierro nodular. En la tabla 3.6 se muestra la valoración económica del tratamiento térmico de austempering del hierro nodular.

Tabla 3.6. Costo operacional del tratamiento térmico

Operación	Tiempo	Tarifa	Importe
Austenizado	2	18,85	37,70
Supervisado	1	18,85	18,85
Ayudante	3	18,15	54,45
Austempering	1	18,85	18,85
Supervisado	1	18,85	18,85
Ayudante	2	18,15	36,30
		Total	185

El costo de los materiales directos y equipo se muestra en la tabla 3.7.

Tabla 3.7. Costos de los materiales directos

No	Materiales	Cantidad	Precio material (CUP)	Importe material (CUP)
1	Probetas	3	0,55	1,65
2	Lija de 200	4	0,88	3,52
3	Lija de 600	4	0,85	3,40
4	Lija de 800	4	0,66	2,64
5	Microscopio	1	0,75	0,75
Sub total			3,69	11,96

El costo total del proceso de tratamiento térmico y análisis microestructural es de 196,96 CUP.

3.8. Impacto medio ambiental

El impacto que producen al medio ambiente los procesos tecnológicos de fabricación que se ejecutan en las grandes y pequeñas industrias, así como, en talleres estatales y particulares, en muchos casos no es perceptible para el hombre común, y a veces no lo es ni para aquel que trabaja en los mismos, a pesar del trabajo de divulgación que se hace de los problemas medioambientales que éstos generan y las causas que los ocasionan.

La producción y uso de metales a través de la industria de fundición produce enormes cantidades de residuos como: escorias, polvos, lodos, arenas. Estos residuos causan una gama de problemas y algunos de ellos se tienen que disponer en confinamientos, generando altos costos por disposición.

En los últimos años muchas industrias fundidoras se han dado cuenta que la generación de residuos impacta no solo al medio ambiente, sino que también representa pérdidas de materiales y energía, así como gastos significativos por concepto de control de la contaminación. Tradicionalmente, estas industrias han venido desarrollando como control de

la contaminación, como es tratamiento o disposición final a sus residuos lo que se conoce como tecnologías de “fin del tubo”.

El control de la contaminación vista de esta manera, requiere altas horas de trabajo, energía, materiales e inversiones fuertes. Dentro de la estrategia del “fin del tubo” se encuentran técnicas como tratamiento de aguas residuales, control de la contaminación atmosférica y confinamiento de los contaminantes. Existe el consenso sobre la necesidad de prevenir y controlar los residuos industriales para reducir al mismo tiempo sus impactos sobre la salud humana y el ambiente, en virtud de lo cual se han planeado distintos mecanismos para lograr su administración ambientalmente idónea.

La mayoría de las operaciones de fundición y colado se efectúan al aire, con o sin cubiertas protectoras parciales, pero es necesario tener vacío o una atmósfera de fusión formada de gas noble, si se desea una contaminación mínima. Tales técnicas refinadas se requieren a menudo al fundir metales comunes como cobre, hierro o níquel y son absolutamente necesarias para la mayoría de los materiales reactivos como circonio, titanio y vanadio.

3.9. Conclusiones del capítulo 3

- ✚ Se determinó el comportamiento microestructural de las muestras de la fundición nodular obteniéndose diferentes propiedades de dureza luego de realizado el tratamiento térmico de austempering a diferentes tiempos de temperatura.
- ✚ El ensayo de microdureza identificó las durezas en función de las diferentes temperaturas de tratamiento aplicadas a las muestras según el diseño de experimentos planificado.
- ✚ Se pudo determinar que en los talleres de fundición ocurren afectaciones provocadas por residuos tales como: escorias, polvos, lodos, arenas, los cuales causan serios problemas al medio ambiente y la salud.

CONCLUSIONES GENERALES

- Se estableció la metodología para realizar el tratamiento térmico de austemperizado del hierro dúctil de matriz ferrítica-perlítica, el cual consistió en proporcionar a las piezas una temperatura de austenización de 900 °C por dos (2) horas, con un descenso en la temperatura de 450 °C de una (1) hora con un enfriamiento rápido en baño de sal de nitrato de potasio (KNH₃), mantenido isotérmicamente hasta obtener la transformación completa a ausferrita.
- Al determinar el comportamiento microestructural de las muestras antes del tratamiento térmico, las mismas presentaban una matriz ferrítica - perlítica y nódulos de grafitos del tipo degenerado, luego del tratamiento de austempering se observó la presencia de las estructuras ausferrítica (bainita inferior, acicular y fina) con nódulos de grafitos, siendo esta última estructura de mejores propiedades mecánicas.
- Con la aplicación del tratamiento térmico de austempering en la fundición nodular con intervalos de temperaturas y tiempo de permanencia en el horno, se logró variaciones en las durezas de 250 HV inicial hasta 416,6 HV, la cual se incrementa hasta 482,6 HV al concluir el austempering, que garantiza mejores condiciones mecánicas en la fundición.
- Al realizar el análisis de costos del proceso de fundición donde se consideró la mano de obra, los materiales auxiliares y fundamentales, el consumo de energía eléctrica, el importe es de 196,96 CUP.

RECOMENDACIONES

- Determinar a partir de los microconstituyentes presentes en las fases, el porcentaje de carbono real, ya que el encontrado a partir de estos microconstituyentes, puede ser un tanto mayor que el real de carbono presente en la fundición, debido a que el efecto de pequeñas cantidades de elementos aleantes y las condiciones de enfriamiento tienen influencia en la generación de estos en la matriz.
- Con la nueva aleación de hierro nodular obtenido, someterla a ensayo de desgaste abrasivo, que permita evaluar las nuevas propiedades mecánicas adquiridas luego del tratamiento térmico de austempering.
- En el proceso de austemperizado, considerar el medio de enfriamiento, su volumen y condición deben ser adecuados y realizar una agitación del medio para homogenizar la velocidad de enfriamiento ya que es recomendable el uso de varios recipientes con contenidos iguales de medio de enfriamiento al realiza el temple de varias probetas.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Al-Ghonamy, A.; Ramadan, M.; Fathy, N.; Hafez, K.; El-Wakil, A. Effect of graphite nodularity on mechanical properties of ductile iron for waterworks fittings and accessories, *International Journal of Civil & Environmental Engineering*. 10 (3): 1-5, 2012.
2. Ahmadabadi, M. A transmission electron microscope study of 1 pct Mn ductile iron with different austempering treatments. *Metallurgical and Materials Transactions*. 29 (9): 2297-2306, 1998.
3. Alhussein, A.; Risbet, M.; Bastien, A.; Chobaut, J.; Balloy, D.; Favergeon, J. Influence of silicon and addition elements on the mechanical behavior of ferritic ductile cast iron, *Materials Science and Engineering*. 605 (27): 222-228, 2014.
4. Achary, J; Venugopalan, D. Microstructural development and austempering kinetics of ductile iron during thermomechanical processing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31A: 2575-2585, 2000.
5. Amran, Y.; Katsman, A.; Schaaf, P. Bamberger, M. Influence of copper addition and temperature on the kinetics of austempering in ductile iron. *Metallurgical Transactions B*, 41B:1052-1058, 2010.
6. Bhadeshia, H., Rationalization of shear transformations in steels. *Acta Metallurgica*. 29:1117-1130, 1981.
7. Bhadeshia, H. Bainite in steels, 2nd ed. IOM Communications Ltd, London, 2001.
8. Bhadeshia, H.; Edmonds, D. The mechanism of bainite formation in steels. *Acta Metallurgica*. 28 (6):1265-1273, 1980.
9. Batista-Cabrera, A. Análisis y procedimientos para la obtención de hierro con hierro con grafito esferoidal por el método "In-mold" bajo las condiciones específicas de la industria en Cuba, Ingeniería Mecánica, Universidad de Holguín, Tesis Doctoral, 2003.
10. Batista-Cabrera, A.; Ordóñez, U. Determinación de la granulometría del nodulizante y el parámetro de la cámara más adecuados para la obtención del hierro con grafito esferoidal por el método "In-mold", *Ingeniería Mecánica*. 7 (2): 81-86, 2003.
11. Baydogan, H., Secking I. Successive boronizing and austempering for GGG-40 grade ductile iron. *Journal of Iron and Steel Research International*. 16 (2): 50-54, 2009.
12. Bigueievs, M. *Metalurgia del Acero (en ruso): Metalurgia*, 1977.
13. Bockus, S.; Zaldarys, G. Evaluation of producing technique factors affecting the matrix microstructure of as cast ductile iron castings, *Metalurgija*. 50 (1): 9-12, 2011.

14. Borrajo, J.; Martínez, R.; Boeri, R.; Sikora, J. Predicción del conteo nodular en fundiciones mediante el análisis de curvas de enfriamiento. Jornadas SAM 2000, IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga. 131-138, 2000.
15. Brown, J. Foseco Ferrous Foundryman's Handbook. Great Britain: Butterworth-Heinemann, 2000.
16. Callister, W. Fundamentals of materials science and engineering: an interactive e text. Url: [file:///C:/Users/pachoskie/Desktop/HiSi/CI/Callister 2015](file:///C:/Users/pachoskie/Desktop/HiSi/CI/Callister%2015).
17. Çetinarslan, S.; Genç, K. Study in the variation of mechanical properties of nodular cast iron depending upon section thickness, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. 45 (2): 106-113, 2014.
18. Chang, L. Carbon content of austenite in austempered ductile iron. Scripta Materialia. 39 (1): 35-38, 1998.
19. Chernov, D. Ciencia de los Materiales (en ruso): Metalurgisdat, 1950.
20. Dardati, P.; Godoy, L.; Celentano, D. Microstructural simulation of solidification process of spheroidal-graphite cast iron. Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME. 73 (6): 977-983, 2006.
21. Darwish, N.; Elliot, R. Austempering of low Manganese Ductile Irons, Processing Window. Materials Science and Technology. 9 (1): 572-579, 1993.
22. Dasgupta, R.; Mondal, D.; Chakrabarti, A.; Ganguli A. Microstructure and mechanical properties of as cast ductile irons alloyed with manganese and copper, Journal of Materials Engineering and Performance. 21 (8): 1728-1736, 2011.
23. Delvasto, P. Determinación del calor latente de fusión en aleaciones del sistema Fe-C-Si a diferentes velocidades de enfriamiento. Tesis M.Sc. en Ingeniería de Materiales. Caracas (Venezuela): Universidad Simón Bolívar, 2004.
24. Elmabrouk, O.; Erfan, O.; Kalkanli, A. The effect of magnesium to sulfur ratio on the graphite morphology of graphite cast iron produced at different section thicknesses, Advanced Materials Research. 5880-5885, 2012.
25. Enríquez-Berciano, J. Fabricación de fundición nodular, U. P. d. Madrid, Ed. Madrid, España. 84, 2012.
26. Frás, E.; Górný, M. Thin wall ductile and austempered iron castings. Archives of Foundry Engineering. 10 (3): 5-10, 2010.
27. Frás, E.; Górný, M.; Tyrała, E.; Lopez, H. Effect of nodule count on austenitising and austempering kinetics of ductile iron castings and mechanical propertie, 2012.

28. Garín, J.; Mannheim, R. Strain-induced martensite in ADI alloys. *Journal of Materials Processing Technology*. 143-144:347-351, 2003.
29. Gaude-Fugarolas, D.; Jacques, P. A new physical model of the kinetics of the bainite transformation. *ISIJ International*. 46 (5): 712-717, 2006.
30. Ghergu, R. M.; Sertucha, J.; Thebault, Y.; Lacaze, J. Critical temperature range in standard and Ni-bearing spheroidal graphite cast iron. *ISIJ International*. 52 (11): 2036-2041, 2012.
31. Gorshkob, A. Acerca de la formación del grafito esférico en las burbujas microscópicas durante la cristalización (en ruso): Bishaia, 1978.
32. Gonzaga, R. Influence of ferrite and pearlite content on mechanical properties of ductile cast irons, *Materials Science and Engineering A*. 567 1- 8, 2013.
33. Gonzaga, R.; Carrasquilla, J. Influence of an appropriate balance of the alloying elements on microstructure and on mechanical properties of nodular cast iron, *Journal of Materials Processing Technology*, 162-163 293-297, 2005.
34. Górný, M.; Tyrała, E.; Lopez, H. Effect of copper and nickel on the transformation kinetics of austempered ductile iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 23 (10): 3505-3510, 2014.
35. Gundlach, R.; Janowak, J. Austempered ductile iron combines strength with toughness and ductility. *Metal Progress*, 2015.
36. Gregorutti, R.; Grau, J. Mechanical properties of compacted graphite cast iron with different microstructures. *International Journal of Cast Metals Research*. 27 (5): 275-281, 2014.
37. Gumienny, G.; Gietka, T., Continuous Cooling Transformation (CCT) Diagrams of carbides nodular cast iron, *Archives of Metallurgy and Materials*. 60 (2): 705-710, 2015.
38. Guzmán, D.; Navea, L.; Garín, J.; Aguilar, C.; Guzmán, A. Study of the influence of Cu and Ni on the kinetics of strain-induced martensite in austempered ductile cast iron. *Revista de Metalurgia*. 49 (3): 213-222, 2013.
39. Hecht, U.; Rex, S. Divorced growth modes in ternary alloys. En: *Proceedings de la International Conference: The Science of Casting and Solidification*. Brasov (Romania). 53-59, 2001.
40. Hupalo, M.; Ramos, D.; Rabelo, A.; de Lima, N. Kinetic and microstructural aspects of incomplete bainite transformation in austempered ductile irons. *Revista Escola de Minas*. 65 (2): 217-224, 2012.

41. Igarashi, Y.; Okada, S. Observation and analysis of the nucleus of spheroidal graphite in magnesium-treated ductile iron, *International Journal of Cast Metals Research*. 11 (2): 83-88, 1998.
42. Imasogie B I and Wendt U. Characterization of graphite particles shape in spheroidal graphite iron using a computer-based image analyser [Journal] // *Journal of minerals & Materials Characterization & Engineering*. 3 (1): 1-12, 2004.
43. INC., (AFS) American Foundryman's Society. *Ductile Iron Handbook*. U.S.A.: American Foundryman's Society INC., 1992.
44. Jiachen, C.; Xuezhong, D. Production process and production method for base iron melt eutectic nodular iron. Espacenet. China. Organización: T. C. C. Ltd. 2014-08-13, 2014.
45. Jinde, Y.; Ye, P.; Jinhua, S.; Zhangsong, Z.; Guoxiong, S.; Lixin, C. Control method of as-cast condition heavy section ferrite-based nodular iron casting graphite nodule and matrix structure, 2013. Número de aplicación: CN20121453544 20121113. Espacenet. China. Organización: N. H. M. C. Ltd. 2013-04-03. Patente No. CN103014219 (A).
46. Kapturkiewicz, W; Burbelko, A.; Lelito, J.; Frasz, E. Modelling of ausferrite growth in ADI. *International Journal of Cast Metals Research*. 16 (1-3): 287-292, (2003).
47. Kovacs, B., On the terminology and structure of ADI. *AFS Transactions*. 83:417-420, 1994.
48. Larrañaga, P.; Sertucha, J.; Suárez, R. Análisis del proceso de solidificación en fundiciones gráficas esferoidales. *Revista de Metalurgia*. 42 (4): 244-255, 2006.
49. Lekakh, S. High strength ductile iron produced by the engineered cooling: process concept, *International Journal of Metalcasting*. 9 (2): 21-30, 2015.
50. Lin, H.; Lui, T.; Chen, L. Effect of silicon content on intergranular brittlement of ferritic spheroidal graphite cast iron suffered from cyclic heating, *Materials Transactions*. 44 (1): 173-180, 2003.
51. Liu, B.; Zhao, H.; Liu, W.; Wang, D.; Shangguan, D.; Cheng, J. Study of microstructure simulation of spheroidal graphite cast iron, *International Journal of Cast Metals Research*. 11 (6): 471-476, 1999.
52. Luffe, A. Modificación del hierro con grafito esferoidal en el molde (en ruso), en *Liteinoe Proistbostba*, 1995.
53. Mannion, G. Nodularising method. Número de aplicación: 91300014.7. Espacenet. Gran Bretaña. Organización: T.I.M.M.C. Limited. 1991-01-02. Patente No. 0439244A1, 1991.
54. Matsuda, H; Bhadeshia, H. Kinetics of the bainite transformation. *The Royal Society*, 460:1707-1722, 2004.

55. Mendez, S.; de la Torre, U.; Larranaga, P.; Suárez, R.; Stefanescu, D. New as-cast ductile iron raises bar for properties. *Metal Casting Design & Purchasing*. 17 (5): 39-44, 2015.
56. Metzaer, M.; Seifert, T. Computational assessment of the microstructure-dependent plasticity of lamellar gray cast iron - Part II: Initial yield surfaces and directions," *International Journal of Solids and Structures*. 66 (3): 194-206, 2015.
57. Moncada, O.; Sikora, J. Dimensional change in austempered ductile iron. *AFS Transactions*. 104 577-580, 1996.
58. Nakae, H.; Shin, H. Formation Mechanism of Chunky Graphite. En: *Proceedings de la International Conference on the Science of Casting and Solidification*. Brasov (Romania). 336-343, 2001.
59. Novelli, D.; Massone, J.; Roberto, E.; Sikora, J. Caracterización microestructural de fundiciones de hierro con grafito esferoidal mediante procesamiento digital de imágenes. *CONAMET/SAM SIMPOSIO MATERIA*, 2002.
60. Ordoñez-Hernández, U.; Sara-Cicero, C.; Barba-Pingarrón, A. Austenitización y borurado simultáneo de un hierro nodular austemperizado. *Memorias del XIX Congreso Internacional anual de la Somim*, 25 al 27 de septiembre, Pachuca, 2013.
61. Putman, D.; Thomson, R. Microstructural and mechanical property modeling of austempered ductile iron. *International Journal of Cast Metals Research*. 16 (4):191-196, 2003.
62. Qing, J.; Richards, V.; Van-Aken, D. Examination of spheroidal graphite growth and austenite solidification in ductile iron, *Metallurgical and Materials Transactions*. 1-17, 2016.
63. Rees, G.; Bhadeshia, H. Bainite transformation kinetics part 1 modified model. *Materials Science and Technology*. 8:985-993, 1992a.
64. Riposan, I.; Chisamera, M.; Stan, S. Influencing factors on as-cast and heat treated 400-18 ductile iron grade characteristics, *China Foundry*. 4 (4): 300-303, 2007.
65. Sánchez, F.; Hinojosa, M.; Virgilio, G. Hojuelas de grafito en hierro fundido gris: análisis fractal y estadístico, 2000.
66. Santofimia, M.; Caballero, F.; Capdevila, C.; García-Mateo, C.; García de Andrés, C. New model for the overall transformation kinetics of bainite. Part 1: the model. *Materials Transactions, JIM*. 47 (10): 2465-2472, 2006.
67. Sertucha, J.; Suárez, R. *Arenas de moldeo en verde*, st Ed.; Azterlan, Durango, 2012.
68. Sheikh Abdolhossein A and Ahmadabadi M Nili. Fading investigation in ductile cast iron aided by cooling curve analysis [Journal] // *International Journal of Cast Metals Research*. 18 (5): 295-299, 2005.

69. Showman, R.; Aufderheide, R. Controlling nodularity in thin-wall compacted graphite iron castings. Dublin, Ohio: American Foundry Society, 2004.
70. SORELMETAL. A design engineer's digest of ductile iron - the cast iron of the past, present and future, en Ductile iron marketing group digests (8th Edition): RTZ Iron and Titanium America, 1996.
71. Sohi, M.; Ahmadabadi, M.; Vahdat, A.; Amirsadeghi, A. Evaluation of the role of alloying elements in austemperability of heavy section ductile iron. *Advanced Materials Research*. 83-86, 481-487, 2010.
72. Sosa, A.; Echeverría, M.; Moncada, O. Machining and heat treatment effects on distortion and residual stresses in an industrial application of ADI. *ISIJ International*. 44 (7): 1195-1200, 2004.
73. Sosa, A.; Echeverría, M.; Moncada, O. Influence of nodule count on residual stresses and distortion in thin wall ductile iron plates of different matrices. *Journal of Materials Processing Technology*. 209 (121): 5545-5551, 2009.
74. Stefanescu, D.; Ruxanda, R.; Dix, L. The metallurgy and tensile mechanical properties of thin wall spheroidal graphite irons, *International Journal of Cast Metals Research*. 16 (1-3): 319-324, 2003.
75. Stefanescu, D. Discussion on New method for rapid evaluation of spheroidisation and inoculation grade of hypereutectic cast iron, *International Journal of Cast Metals Research*. 18 (1): 63-64, 2005b. <http://10.1179/136404605225022820>
76. Stefanescu, D.; Wills, S.; Massone, J. Quantification of casting skin in ductile and compacted graphite irons and its effect on tensile properties, *AFS Transactions*. 1-20, 2009.
77. Tinoco, J.; Fredriksson, H. On the solidification behavior of nodular cast iron. En: *Proceedings de la International Conference: The Science of Casting and Solidification*. Brasov (Romania). 305-311, 2001.
78. Tinoco, J. Ensayos del Comportamiento de la Solidificación de Fundiciones con Grafito Esferoidal. Tesis M.Sc. en Ingeniería de Materiales. Caracas (Venezuela): Universidad Simón Bolívar, 2001.
79. Tinoco, J.; Delvasto, P.; Quintero, O.; Fredriksson, H. *Int. J. Cast Metal. Res.* 16 (1-3): 53-58, 2003.
80. Tinoco, J. On the spray forming of metals, the formation of porosity and the heat evolution during solidification. Tesis Ph.D. Estocolmo (Suecia): Royal Institute of Technology, KTH, 2003.

81. Theuwissen, K.; Laffont, L.; Véron, M.; Lacaze, J. Crystallography of graphite spheroids in cast iron, *International Journal of Cast Metals Research*. 29 (1-2): 12-16, 2016. <http://10.1080/13640461.2016.1142233>.
82. Thomson, R.; James, J.; Putman, D. Modelling microstructural evolution and mechanical properties of austempered ductile iron. *Materials Science and Technology*. 16 (4): 1412-1419, 2000.
83. Velez, I.; Garboggini, A.; Tschiptschin, A. Effect of silicon on kinetics of bainitic reaction in austempered ductile cast iron. *Materials Science and Technology*. 12 (1): 329-337, 1996.
84. Wen-Qi, Z.; Zhi-Guo, Y.; Wei, L. Effect of vibration frequency on microstructure and performance of high chromium cast iron prepared by lost foam casting, *China Foundry*. 13 (4): 248-255, 2016.
85. Yang, J., Putatunda, S. Effect of microstructure on abrasion wear behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process. *Materials Science and Engineering A*. 406:217-228, 2005.
86. Yescas, M. Modelling the microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron. PhD thesis, University of Cambridge, Cambridge, UK, 2001.
87. Yescas, M.; Bhadeshia, H.; MacKay, D. Estimation of the amount of retained austenite in austempered ductile irons using neural networks. *Materials Science and Engineering A*. 311:162-173, 2001.
88. Yoo, S.; Moeinipour, K.; Ludwig, A.; Sahm, P. Numerical simulation and experimental results of in situ heat treated austempered ductile iron. *International Journal of Cast Metals Research*. 11:483-488. 1999.
89. Zhang, L.; Zhao, H.; Zhu, M. Simulation of solidification microstructure of spheroidal graphite cast iron using a cellular automation method, *Acta Metallurgical (Chinese Edition)*. 51 (2): 148-158, 2015.