



INSTITUTO POLITECNICO NACIONAL

**ESCUELA SUPERIOR DE INGENIERIA QUIMICA E INDUSTRIAS
EXTRACTIVAS**

DEPARTAMENTO DE INGENIERIA EN METALURGIA Y MATERIALES

**“EFECTO DE LA TEMPERATURA DE AUSTEMPERIZADO
EN LAS PROPIEDADES MECANICAS DE UN HIERRO
DUCTIL AUSTEMPERIZADO (ADI) ALEADO CON
NIQUEL”**

Tesis de Maestría en Ingeniería Metalúrgica

Presenta:

Raúl Irving Arriaga Benítez

Director de tesis:

Dr. Alejandro Cruz Ramírez

Dr. Victor Hugo Gutiérrez Pérez



México, D. F.

2016.



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL SECRETARÍA DE INVESTIGACIÓN Y POSGRADO

ACTA DE REVISIÓN DE TESIS

En la Ciudad de México siendo las 11:30 horas del día 12 del mes de Mayo del 2016 se reunieron los miembros de la Comisión Revisora de la Tesis, designada por el Colegio de Profesores de Estudios de Posgrado e Investigación de ESIQIE para examinar la tesis titulada:

EFFECTO DE LA TEMPERATURA DE AUSTEMPERIZADO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UN HIERRO DÚCTIL AUSTEMPERIZADO (ADI) ALEADO CON NÍQUEL

Presentada por el alumno:

Arriaga Benítez Raúl Irving
Apellido paterno Apellido materno Nombre(s)

Con registro:

A	1	4	0	1	4	8
---	---	---	---	---	---	---

aspirante de:

Maestría en Ciencias en Ingeniería Metalúrgica

Después de intercambiar opiniones, los miembros de la Comisión manifestaron **APROBAR LA TESIS**, en virtud de que satisface los requisitos señalados por las disposiciones reglamentarias vigentes.

LA COMISIÓN REVISORA

Director de tesis

Director de tesis

Dr. Alejandro Cruz Ramírez

Dr. Víctor Hugo Gutiérrez Pérez

Dr. José Federico Chávez Alcalá

Dr. Jesús Godínez Salcedo

Dr. Aurelio Hernández Ramírez

Dr. José Antonio Romero Serrano



PRESIDENTE DEL COLEGIO DE PROFESORES
INGENIERÍA QUÍMICA
INDUSTRIAS EXTRACTIVAS
SECCIÓN DE ESTUDIOS
DE POSGRADO
Dr. Elías Rangel Salinas



INSTITUTO POLITÉCNICO NACIONAL
SECRETARÍA DE INVESTIGACIÓN Y POSGRADO

CARTA CESIÓN DE DERECHOS

En la Ciudad de México, D.F. el día 11 del mes de Mayo del año 2016, el que suscribe **Raúl Irving Arriaga Benítez** alumno del Programa de _Maestría en Ciencias en Ingeniería Metalúrgica, con número de registro **A140148**, adscrito a la sección de Posgrado de Investigación de la ESIQIE, manifiesto que es el autor intelectual del presente trabajo de Tesis bajo la dirección del **Dr. Alejandro Cruz Ramírez** y cede los derechos del trabajo titulado **Efecto de la Temperatura de Austemperizado en las Propiedades Mecánicas de un Hierro Dúctil Austemperizado (ADI) aleado con Níquel**, al Instituto Politécnico Nacional para su difusión, con fines académicos y de investigación.

Los usuarios de la información no deben reproducir el contenido textual, gráficas o datos del trabajo sin el permiso expreso del autor y/o director del trabajo. Este puede ser obtenido escribiendo a las siguientes direcciones raulirving.benitez@gmail.com y alex73ipn@gmail.com. Si el permiso se otorga, el usuario deberá dar el agradecimiento correspondiente y citar la fuente del mismo.

Raúl Irving Arriaga Benítez
Nombre y firma del alumno

CONTENIDO

Resumen	i
Abstract	ii
Lista de Figuras	iii
1. Introducción.....	1
2. Antecedentes	3
2.1. Generalidades	3
2.2. Clasificación de los Hierros Fundidos.....	3
2.2.1. Hierro Fundido Dúctil o Hierro Fundido Nodular	3
2.3. Microestructuras Producidas Durante el Enfriamiento.....	5
2.4. Hierro Dúctil Austemperizado (ADI).....	5
2.4.1. La Reacción de Austemperizado	5
2.4.2. Control en la Calidad de la Fundición	8
2.4.3. Temperatura y Tiempo de Austemperizado	9
2.4.4. Temperatura de Austenización	11
2.4.5. Consideraciones Prácticas	12
2.4.6. Control de Aleantes	13
2.4.6.1. Templabilidad (Austemperabilidad)	14
2.4.6.2. Segregación.....	15
2.4.7. Control Dimensional	16
3. Estado del Arte	17
3.1. Efecto de la Temperatura de Austenización y Austemperizado en las Propiedades Mecánicas de un ADI.....	17
4. Experimentación	23
4.1. Materiales y Modelo.....	23
4.1.1. Materiales.....	23
4.1.2. Modelo	25
4.2. Equipos	26
4.3. Análisis de Imagen en Metalografía Cuantitativa	28
4.4. Especificaciones de Probetas para Pruebas Mecánicas.....	30
4.5. ADI.....	31

4.6. DRX	32
4.7. Descripción de las Etapas del Desarrollo Experimental	34
5. Resultados y Discusión.....	36
5.1. Análisis Químico del Hierro Dúctil.....	36
5.2. Análisis Microestructural del Hierro Dúctil sin Austemperizado	36
5.2.1. Fusión 1.....	36
5.2.2. Fusión 2.....	39
5.3. DRX del Hierro Dúctil Aleado sin Austemperizado	42
5.4. Propiedades Mecánicas del Hierro Dúctil Aleado sin Austemperizado ..	43
5.4.1. Ensayo de Impacto Charpy con Entalla	43
5.4.2. Ensayo de Dureza	44
5.4.3. Ensayo de Tensión	44
5.5. Análisis Microestructural del Hierro Dúctil Convencional.....	44
5.5.1. Fusión 3.....	44
5.6. DRX del Hierro Dúctil Convencional	47
5.7. Propiedades Mecánicas del Hierro Dúctil Convencional	48
5.7.1. Ensayo de Impacto Charpy con y sin Entalla	48
5.7.2. Ensayo de Dureza	48
5.7.3. Ensayo de Tensión	49
5.8. Análisis Microestructural del Hierro dúctil Austemperizado	50
5.8.1. Fusión 1.....	50
5.8.2. Fusión 2.....	53
5.9. DRX del Hierro Dúctil Austemperizado	56
6.0. Discusión de Resultados del Análisis Microestructural del ADI.....	59
6.1. Propiedades Mecánicas del Hierro Dúctil Austemperizado	61
6.1.1. Fusión 1.....	61
6.1.1.1. Ensayo de Impacto Charpy con Entalla.....	61
6.1.1.2. Ensayo de Dureza.....	62
6.1.1.3. Ensayo de Tensión	62
6.1.2. Fusión 2.....	64
6.1.2.1. Ensayo de Impacto Charpy con Entalla.....	64
6.1.2.2. Ensayo de Dureza.....	64
6.1.2.3. Ensayo de Tensión	65
6.2. Discusión de Resultados del Análisis Microestructural del ADI.....	65
6. Conclusiones	67
7. Referencias Bibliográficas	69

Resumen

En este trabajo se fabricaron hierros dúctiles aleados con níquel (1 y 2%) mediante tratamiento del metal base (Fe-C-Si-P-S-Mn-Ni) con tratamientos de inoculación con FeSi y Nodulización con Mg + Tierras raras mediante el proceso sandwich. Posteriormente, al hierro dúctil se le aplicó un tratamiento térmico de austemperizado en un baño de sales fundidas, con la finalidad de obtener nódulos de grafito inmersos en una matriz de ausferrita para obtener hierros dúctiles austemperizados (ADI).

El tratamiento de austemperizado se llevó a cabo a una temperatura de austenitización a 860 °C, la temperatura de austemperizado se varió en 850 y 860 °C a tiempos de permanencia de 10, 30 y 60 min. Los hierros dúctiles y ADI's fabricados se analizaron microestructuralmente y se determinó su comportamiento mecánico mediante pruebas de dureza, resistencia a la tensión y tenacidad mediante la prueba Charpy.

Se determinó que la adición de manganeso en el hierro dúctil promovió la formación de carburos, los cuales se segregaron en la región interdendrítica, incrementando su dureza para los hierros dúctiles producidos, mientras que para los ADI's la adición de níquel disminuyó la velocidad de reacción de la etapa 1 de austemperizado. Contenidos mayores al 1% de níquel propició la formación de martensita en los límites de la celda en el enfriamiento.

Abstract

In this project were built ductile iron alloyed with Ni (1 and 2 %) through heat treatment of base metal (Fe-C-Si-P-S-Mn-Ni) with inoculation treatments with FeSi and Nodulization with Mg + rare earths through the sandwich process. Then, the ductile iron is applied an austempering heat treatment in a salt bath in order to get graphite nodules immersed in a matrix of ausferrite to get ADI.

The austempering heat treatment is carried out to an austenizing temperature (860°C), the austempering temperature oscillated in 850 to 860°C in times of 10, 30 and 60 minutes. The ductile iron and ADI's built were analyzed microstructural to determine the mechanical behavior through tensile, hardness and toughness tests.

It was determined that the addition of manganese in ductile iron promoted the formation of carbides, which are segregated in the interdendritic region, increasing its hardness for ductile irons produced, whereas for the addition of nickel ADI's slowed reaction of step 1 of austempered. Content greater than 1 % nickel led to the formation of martensite within the limits of cell cooling.

Lista de figuras

No.	Descripción	Pág.
1	<i>Representación esquemática de la reacción de austemperizado de transformación a elevadas temperaturas</i>	7
2	Representación esquemática de la reacción de austemperizado de una transformación a bajas temperaturas	7
3	<i>Efecto del tiempo de austemperizado sobre la tenacidad a 300 y 400°C</i>	10
4	Efecto de la temperatura de austemperizado en las propiedades mecánicas de tensión	10
5	<i>Influencia de la temperatura de austenización y austemperizado en las propiedades de tensión y elongación</i>	12
6	Efecto de los elementos aleantes en la estructura y propiedades del hierro dúctil austemperizado a 400°C por varios tiempos	14
7	<i>Placa modelo con diferentes espesores</i>	26
8	Aplicación del conteo puntual a nódulos de grafito en una matriz ferrítica	29
9	<i>Especificación de una probeta de tensión bajo la norma ASTM E-8</i>	30
10	Especificación de una probeta de impacto bajo la norma ASTM E-23	30
11	<i>Esquema de las etapas del proceso de austemperizado de un hierro nodular</i>	31
12	Diagrama mostrando las distintas etapas del desarrollo experimental	33
13	<i>Esquema de una olla de reacción para el proceso Sándwich</i>	34
14	Placa colada con diferentes espesores	36
15	<i>Fotomicrografías a 100 μm de la fusión 1 del hierro nodular sin ataque químico</i>	37
16	Fotomicrografías a 100 μm de la fusión 1 del hierro nodular con ataque químico	37
17	<i>Histograma de la relación del hierro número de nódulos vs circularidad de la fusión 1</i>	39
18	Histograma de la relación del número de nódulos vs área de la fusión 1	39
19	<i>Fotomicrografías a 100 μm de la fusión 2 del hierro nodular sin ataque químico</i>	40
20	Fotomicrografías a 100 μm de la fusión 2 del hierro nódulos con ataque químico	40
21	<i>Histograma de la relación del número de nódulos vs circularidad de la fusión 2</i>	41
22	Histograma de la relación del número de nódulos vs área de la fusión 2	42
23	<i>Espectro de difracción de rayos X del hierro nodular aleado con Niquel</i>	43
24	Energía absorbida del hierro nodular sin austemperizado para la fusión 12	43
25	<i>Dureza del hierro nodular sin austemperizar para la fusión 1 y 2</i>	44

26	Fotomicrografías a 100 μm de la fusión 3 del hierro nodular sin ataque químico	45
27	<i>Fotomicrografías a 100 μm de la fusión 3 del hierro nodular con ataque químico</i>	45
28	Histograma de la relación del número de nódulos vs circularidad de la fusión 3	46
29	<i>Histograma de la relación del número de nódulos vs área de la fusión 3</i>	47
30	Espectro de difracción de rayos X del hierro nodular convencional	47
31	<i>Energía absorbida del hierro nodular convencional con y sin entalla</i>	48
32	Dureza del hierro nodular convencional	49
33	<i>Esfuerzo y deformación del hierro nodular convencional</i>	49
34	Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 1 revenido a 300°C durante 10 min	50
35	<i>Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 1 revenido a 400°C durante 10 min</i>	50
36	Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 1 revenido a 300°C durante 30 min	51
37	<i>Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 1 revenido a 450°C durante 30 min</i>	51
38	Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 1 revenido a 300°C durante 60 min	52
39	<i>Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 1 revenido a 400°C durante 60 min</i>	52
40	Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 2 revenido a 300°C durante 10 min	53
41	<i>Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 2 revenido a 400°C durante 10 min</i>	53
42	Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 2 revenido a 300°C durante 30 min	54
43	<i>Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 2 revenido a 450°C durante 30 min</i>	54
44	Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 2 revenido a 300°C durante 60 min	55
45	<i>Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 2 revenido a 400°C durante 60 min</i>	55
46	Espectro de difracción de rayos X del ADI por 300°C a 10, 30 y 60 min	57
47	<i>Espectro de difracción de rayos X del ADI por 400°C a 10, 30 y 60 min</i>	57
48	Espectro de difracción de rayos X del ADI por 300°C a 10, 30 y 60 min	58
49	<i>Espectro de difracción de rayos X del ADI por 400°C a 10, 30 min</i>	59
50	Energía absorbida del ADI a 300 y 400°C por 10, 30 y 60 min	61
51	<i>Dureza del ADI a 300 y 400°C por 10, 30 y 60 min</i>	62
52	Esfuerzo y deformación del ADI a 300°C por 10, 30 y 60 min	63
53	<i>Esfuerzo y deformación del ADI a 400°C por 10, 30 y 60 min</i>	63
54	Energía absorbida del ADI a 300 y 400°C por 10, 30 y 60 min	64
55	<i>Dureza del ADI a 300 y 400°C por 10, 30 y 60 min</i>	65

1. Introducción

El uso de hierro dúctil (DI) por sus siglas en inglés que significa ductile iron se ha incrementado constantemente desde su introducción en 1950s, debido a sus excelentes propiedades mecánicas y bajo costo de producción. Posteriormente, el desarrollo del hierro dúctil austemperizado (ADI) por sus siglas en inglés que significa austempered ductile iron en 1970s produjo un nuevo e importante impulso para la aplicación del DI, gracias a la excelente combinación de resistencia y dureza de este material emergente.

Las fundiciones de hierro dúctil presentan niveles de carbono y silicio de 3.20 – 3.80 y de 2.40 – 2.70, respectivamente. Además de un bajo contenido de azufre (0.02% máx.) y fósforo (0.08% máx.). La etapa de inoculación define la microestructura final y sus propiedades, si se hace correctamente la inoculación, la cantidad de nódulos se incrementa, se reduce o eliminan los carburos, mejora la maquinabilidad y decrece la contracción, obteniendo mejores propiedades mecánicas del DI.

Espesores delgados, (< 4 mm) puede incrementar la cantidad de nódulos por arriba de 2000 nod/mm². La literatura ⁽¹⁾ muestra que en espesores más gruesos (25.4 mm – 50.8 mm) se obtiene un conteo nodular de 100 a 250 nod/mm².

Las propiedades mecánicas del hierro dúctil son controladas principalmente por su matriz estructural, por lo tanto, la modificación en la cantidad, distribución de fases o microestructura, pueden alterarlas. Una matriz estructural de hierro dúctil puede ser ferrítica, perlítica, ferrítica-perlítica, martensítica, austenítica o bainítica. Las matrices estructurales más comunes de encontrar son la ferrítica, perlítica o ferrítica-perlítica.

Las características microestructurales más importantes de un ADI son la morfología de la ferrita, la fracción de volumen de austenita retenida y la presencia o ausencia de carburos en la austenita o ferrita. Una mezcla de bainita, ferrita y austenita retenida a lo largo de los nódulos de grafito es la mejor y más deseada combinación de fases en estos hierros fundidos. Fases indeseables como martensita y carburos de hierro, podrían también estar presentes en pequeñas cantidades, pero se ha reportado ⁽²⁾ que una elevada fracción de volumen de austenita retenida es muy importante para lograr la combinación óptima de propiedades mecánicas.

Elevadas cantidades de silicio en el DI suprime la precipitación de carburos durante la reacción de austemperizado y retiene cantidades de austenita con alto contenido de carbono estable.

Pequeñas cantidades de elementos aleantes tales como cobre, níquel y molibdeno son generalmente agregados al DI para darle suficiente durabilidad. Se ha reportado⁽³⁾ el efecto de los elementos de aleación sobre la cinética de las reacciones y la estabilidad de la estructura, el efecto a diferentes temperaturas y el tiempo de austemperizado sobre el tipo y proporción de fases y la dependencia de la fracción de volumen de fases presentes en las propiedades mecánicas.

En años recientes, los fabricantes y usuarios de ADI han observado el uso potencial de este material, como resultado del amplio intervalo de propiedades mecánicas que ofrecen. Desde su introducción comercial, las fundiciones de ADI han sido una alternativa en cuanto a costo de fabricación con respecto a las fundiciones de acero, las piezas forjadas y otros tipos de materiales.

En este trabajo se desarrolló una fundición de DI aleada con Ni para posteriormente someterla a diferentes intervalos de temperatura de austemperizado y austenización a diferentes tiempos de permanencia con la finalidad de obtener un ADI. Se evaluó el efecto de estos tratamientos observando su microestructura y comportamiento de resistencia a la tensión, impacto y dureza de las fundiciones fabricadas.

2. Antecedentes

2.1. Generalidades

Las aleaciones de hierro con carbono con contenidos superiores al 2.11 % de C se llaman fundiciones. Esencialmente, se trata de aleaciones cuyas concentraciones de carbono excede de la proporción retenible en solución sólida por la austenita a la temperatura eutéctica y que, por ello, sufren la transformación eutéctica durante el enfriamiento. Por su costo relativamente bajo, buena fluidez (colabilidad) y temperaturas de liquidus bajas, estas aleaciones ocupan un lugar preponderante en la industria.

La mayor parte de las fundiciones comerciales contienen proporciones importantes de silicio, además de hierro y carbono, siendo su composición general del 2.0 al 4.0% de carbono, del 0.5 al 3.0 % de silicio, menos de 1.0% de manganeso y menos de 0.2% de azufre.

2.2. Clasificación de los hierros fundidos

Los hierros fundidos por lo general se clasifican, según su morfología de solidificación a partir de la temperatura eutéctica en:

- A. Hierro fundido o hierro gris
- B. Hierro fundido dúctil, hierro fundido nodular
- C. Hierro fundido blanco
- D. Hierro maleable
- E. Hierro de grafito compacto

2.2.1. Hierro fundido dúctil o hierro fundido nodular

Es un hierro con la composición del hierro gris, aunque con adiciones especiales de magnesio y cerio. El hierro base se inocula con FeSi y se noduliza con Mg y Ce durante el vaciado para promover la formación de nódulos de grafito en lugar de hojuelas. El resultado es un hierro con elevada resistencia y ductilidad, de aquí el nombre de fundición dúctil, dependiendo de su microestructura existen los siguientes tipos:

1) Hierro dúctil ferrítico, 2) hierro dúctil perlítico, 3) hierro dúctil ferrítico-Perlítico, 4) hierro dúctil martensítico, 5) hierro dúctil austenítico, 6) hierro dúctil austemperizado.

A continuación, en la Tabla 1, se presentan los grados o tipos comerciales de acuerdo a la American Standard of Testing Materials ASTM y las propiedades mecánicas de los diversos tipos de hierros nodulares.

Tabla 1. Características de los hierros dúctiles ⁽⁴⁾

	Ferrítico	Ferrítico-Perlítico	Perlítico	Martensítico (Con austenita Retenida)	Martensita Templada	Austemperizado	Austenítico
Grado ASTM	60-40-18	80-55-06	100-70-04	DQ&T	-	1050-700-7	-
Dureza (HB)	143-187	-	-	-	-	302-363	-
Esfuerzo de Cedencia (MPa)	276	379	483	-	-	700	-
Deformación (%)	18	6	4	-	-	7	-
Resistencia a la tensión (MPa)	414	552	690	600	793	1050	310

De la Tabla 1, el grado ASTM indica las propiedades de resistencia y ductilidad calculadas en ksi y %, respectivamente. Por ejemplo, el grado ASTM ferrítico posee una máxima resistencia de 60 ksi, una resistencia de cedencia de 40 ksi y una ductilidad de 18%. La dureza de cada tipo de hierro dúctil es medida en HB, mientras que el esfuerzo de cedencia y la deformación es medido en MPa y %, respectivamente. Por otro lado, la resistencia a la tensión indica el esfuerzo máximo que puede soportar un material antes de llegar a su ruptura y puede ser medido en ksi o Mpa.

2.3. Microestructuras producidas durante el enfriamiento

Un tratamiento térmico es un proceso constituido por ciclos de calentamiento y enfriamiento controlado al que se somete un metal o aleación con el propósito de modificar sus propiedades mecánicas. Los tratamientos térmicos inducen transformación de fase que tiene una influencia importante en las propiedades como la resistencia mecánica, dureza, ductilidad, tenacidad y resistencia al desgaste. Dado que un tratamiento térmico permite alterar notablemente las propiedades físicas y mecánicas, estos procesos son de gran importancia industrial y se recurre a ellos, en todos los ámbitos de la metalurgia, al que deparan un procedimiento, habitualmente sencillo y barato, para conseguir determinadas características preestablecidas. Sin embargo, un tratamiento térmico incorrectamente aplicado propiciará un perjuicio en mayor o menor grado.

2.4. Hierro dúctil austemperizado (ADI)

El hierro dúctil Austemperizado o hierro dúctil con temple Austenítico (ADI, Austempered Ductile Iron) es un hierro aleado y tratado térmicamente. Presenta atractivas propiedades mecánicas que permiten su empleo en equipos de transporte, maquinaria industrial y otras aplicaciones donde el bajo costo, buena maquinabilidad, gran amortiguamiento de vibración, buena resistencia al desgaste y colado dan una forma muy cercana a la final las cuales son sus principales ventajas. Por ejemplo se utiliza en la manufactura de engranes del tren de impulsión, piezas de juntas de velocidad constante y componentes de suspensión.

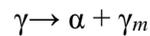
El ADI se fabrica a partir de un hierro dúctil convencional con un control cuidadoso de la composición y del proceso de colado, se obtienen fundiciones libres de defectos. Se adicionan pequeñas cantidades de cobre, níquel y molibdeno para mejorar la respuesta del metal al ciclo especial de tratamiento térmico.

2.4.1. La reacción de austemperizado

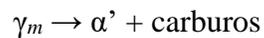
Es necesario comprender el proceso de transformación de un DI a un ADI durante el tratamiento térmico para establecer los parámetros requeridos para controlar el proceso y obtener las propiedades establecidas durante el austemperizado. Algunas características de la reacción de austemperizado es que difiere significativamente de las características de

transformación bainítica en el acero. La transformación de austemperizado también depende de la temperatura de austemperizado, porque existe una diferencia significativa entre la microestructura, características de transformación y propiedades obtenidas en temperaturas bajas y elevadas de transformación. La transformación isotérmica, en el intervalo de temperatura del austemperizado se lleva a cabo en dos etapas:

Etapas 1 (transformación parcial de austenita):



Etapas 2 (descomposición de la austenita metaestable):



Dónde:

γ : Austenita homogénea

α : Ferrita sobresaturada con carbono

γ_m : Austenita metaestable con alto contenido de carbono

α' : Ferrita

$\alpha' + \text{carburos}$: Bainita superior o inferior

La transformación a alta temperatura, para producir un ADI debe ser interrumpido antes de que inicie la segunda etapa de transformación. Una transformación completa puede resultar en una severa disminución de la ductilidad y tenacidad, con un pequeño cambio en el esfuerzo tensil. Las propiedades obtenidas después de la transformación son muy similares a la combinación de propiedades obtenidas por templado en hierros dúctiles (también con una matriz estructural de ferrita más carburos). Esta última etapa de transformación ocurre solamente después de largos tiempos de austemperizado y no afecta drásticamente las propiedades de los ADI's o hierros dúctiles bainíticos. La reacción de austemperizado se muestra esquemáticamente para hierros dúctiles Austemperizados y Bainíticos en la figura 1. Esta figura indica que existe un mayor porcentaje de transformación de austenita cuando la temperatura es mayor y por lo tanto el tiempo de transformación de esta fase es menor. Por otro lado, la figura 2 indica que a una menor temperatura de austemperizado el porcentaje de

transformación de austenita es menor y por lo tanto el tiempo de transformación de esta fase es mayor dando así la formación de carburos. La transformación para formar el ADI bainítico, depende no solamente del tiempo y temperatura de austemperizado, sino también de la composición del hierro y la temperatura de austenización, la cual determina la cantidad de carbono en la austenita.

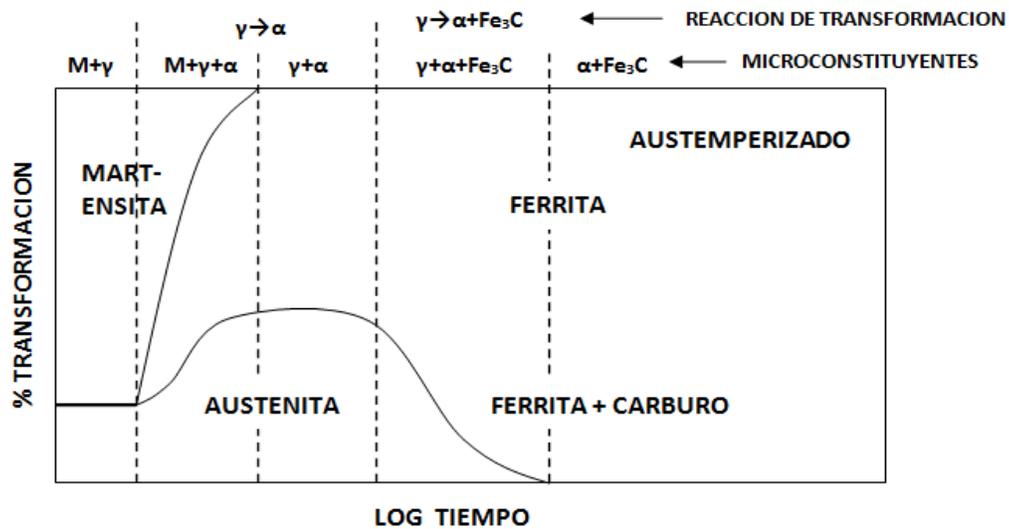


Figura 1. Representación esquemática de la reacción de austemperizado de una transformación a elevadas temperaturas

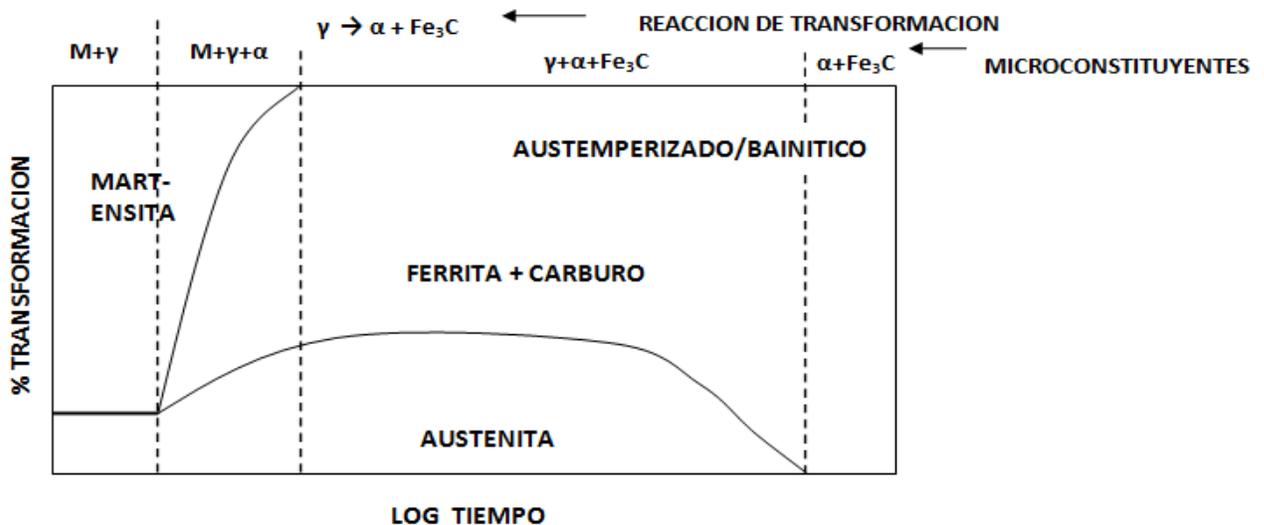


Figura 2. Representación esquemática de la reacción de austemperizado de una transformación a bajas temperaturas

2.4.2. Control en la calidad de la fundición

Las propiedades mecánicas del hierro dúctil fundido dependen fuertemente de los microconstituyentes de la matriz. Sin embargo, la presencia de carburos o porosidad en la matriz u otros factores tales como nodularidad y conteo nodular tienen también un efecto significativo en las propiedades finales del hierro.

Muchos factores han sido observados que afectan la nodularidad de hierro dúctil. La pobre nodularidad puede ser causada por bajos niveles de magnesio residual, ineficiente postinoculación con silicio contenido en las aleaciones, o por niveles excesivos de elementos los cuales causan deterioro en el grafito esferoidal. Espesores grandes y bajo conteo nodular con altos niveles de azufre tienden agravar el problema. Los efectos de pobre nodularidad en las propiedades mecánicas han sido reportados ^(6, 7, 18) para matrices estructurales ferríticas, perlíticas y ferrítica/perlítica. En general, el decremento de la nodularidad, causa una disminución en las propiedades de tensión e impacto.

La formación de carburos es causada por la segregación de elementos formados en la región intercelular de la matriz donde diferentes carburos pueden formarse. Algunos factores que tienden a favorecer esta segregación son los elementos formadores de carburo tales como Mn, Mo, Cr, V, un exceso de Mg, o factores tales como bajas velocidades de solidificación, una pos- inoculación inefectiva o bajas cantidades de nódulos, contribuyen a la formación de carburos. La presencia de carburos en la estructura es usualmente observada por una reducción significativa en la maquinabilidad; sin embargo, los carburos también reducen la resistencia a la tensión y elongación, reducen la tenacidad pero tienen poco efecto en la temperatura de transición. Aunque los carburos pueden ser minimizados mediante un tratamiento térmico de austenización, la severa segregación de elementos formadores de carburos al borde de las celdas no cambia substancialmente.

Karsay ⁽⁸⁾ reporto que el conteo nodular es el indicador para determinar la calidad del hierro dúctil. Algún cambio en el proceso de producción, aparecerá como un cambio en el conteo nodular. El conteo nodular es una medida de la calidad del hierro, con muchas variables afectando el conteo nodular, incluyendo la carga de materiales, prácticas de fusión, temperatura de vaciado, práctica de post-inoculación y espesor de la pieza. El conteo nodular

se interrelaciona con otras mediciones en la calidad de la fundición. Alto conteo nodular tiende a promover la nodularidad y minimizar la segregación y formación de carburos en las regiones intercelular. Minimizar la segregación es especialmente importante si el hierro dúctil se está austemperizando. Los efectos del conteo nodular en las propiedades han sido reportados ⁽⁶⁾ primeramente para matrices estructurales ferrita, perlita o ferrita/perlita. Incrementando el conteo nodular de manera efectiva, se mejora la resistencia a la tensión, resistencia de cedencia y elongación en hierros dúctiles, al igual que al incrementar el conteo nodular, la temperatura de transición decrece y mejora la tenacidad a bajas temperaturas. Shiota y Kumatsu ⁽⁹⁾ encontraron que el alto conteo nodular decrece la tenacidad de impacto en la parte superior de la Y-block para hierros dúctiles ferrítico, pero incrementa para hierros dúctiles perlíticos. Las propiedades de fatiga son también fuertemente dependientes del conteo nodular. Tanto la resistencia a la fatiga y relación de la resistencia (Limite de la relación de resistencia a la resistencia a la tensión), se incrementa el conteo nodular

2.4.3. Temperatura y tiempo de austemperizado

La temperatura y tiempo de austemperizado dan la respuesta de transformación del hierro dúctil durante el austemperizado y por lo tanto determina directamente la microestructura y propiedades mecánicas. El efecto del tiempo y temperatura de austemperizado en la cantidad de austenita estabilizada (retenida) y la dureza de la matriz, se establece que durante los primeros 20 minutos de austemperizado la dureza corresponde a estructuras martensíticas formadas en austenita retenida durante el enfriamiento. Las características mecánicas responden a cambios microestructurales, los cuales se observan en las figuras 3 y 4 para un ADI.

Los elevados valores de resistencia a la tensión se obtienen a temperaturas bajas de austemperizado, como se observa en la figura 4. Este comportamiento se atribuye a las cantidades relativamente bajas de austenita estabilizada presente en la estructura. A temperaturas de transformación más elevadas, la austenita es más estable y microestructuras más gruesas se forman con un decremento en la resistencia y un incremento considerable en la ductilidad. La alta tenacidad es asociada con grandes cantidades de austenita estabilizada formada en altas temperaturas de austemperizado. Una baja tenacidad corresponde a

cantidades más bajas de austenita estabilizada formada a bajas temperaturas de austemperizado o causado por un austemperizado excesivo a temperaturas elevadas.

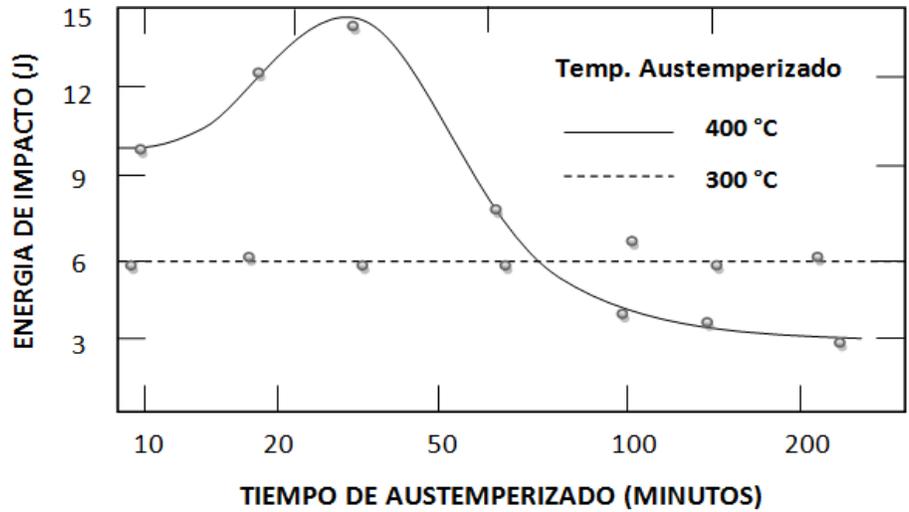


Figura. Efecto del tiempo de austemperizado sobre la tenacidad a 300 y 400°C 3

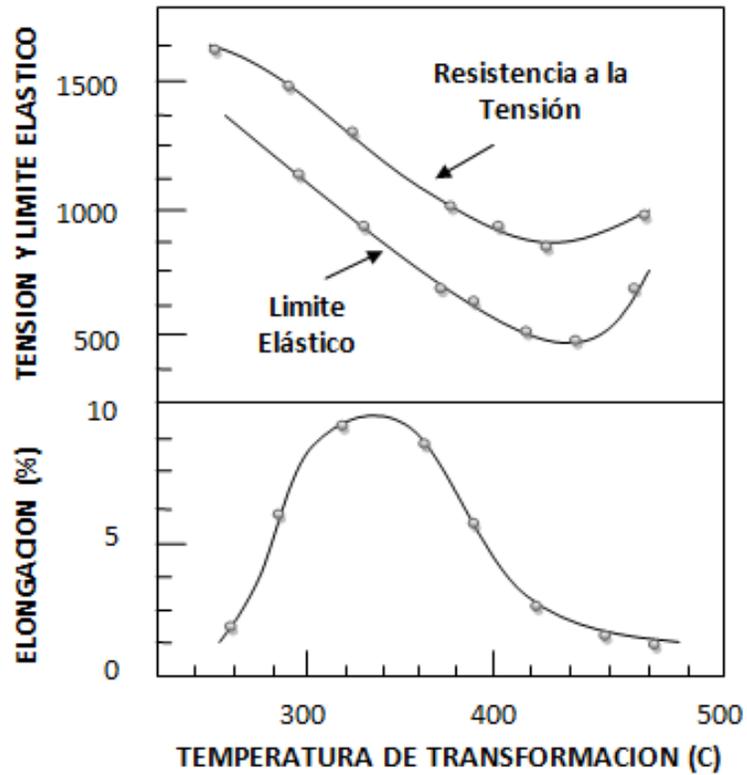


Figura 4. Efecto de la temperatura de austemperizado en las propiedades mecánicas de tensión

2.4.4. Temperatura de austenización

La temperatura de austenización influye en la cantidad de tiempo requerido para austenizar una fundición de hierro dúctil completamente. Pero aún más importante es que, la temperatura de austenización tiene un efecto significativo en las propiedades mecánicas y la cinética de transformación de los ADI's, su efecto es a través del contenido de carbono en la matriz de austenita.

El tiempo requerido para austenizar una fundición depende del control de la velocidad de difusión del carbono, incluyendo la temperatura de austenización, la composición del hierro, la microestructura inicial y el conteo nodular. Suficiente tiempo permitirá que el contenido de carbono de la austenita llegue a la máxima solubilidad de carbono en la austenita de acuerdo al diagrama de fase Fe-C-Si a una determinada temperatura de austenización.

El tiempo requerido para una austenización completa podría ser menor a 30 min para una sección delgada de una fundición de DI perlítico austenizado por arriba de 870°C durante 3.5 horas, para una sección gruesa de una fundición de DI ferrítico austemperizado se requiere de una temperatura inferior de 870°C.

Tiempos más largos de austenización y temperaturas más elevadas se requieren para eliminar los carburos localizados en la región intercelular de la microestructura. Aunque el tratamiento térmico de austenización permite la difusión de elementos intersticiales de carbono, la redistribución significativa de elementos aleantes sustitucionales tales como Si, Mn, Cu, Ni y Mo no ocurre durante la austenización.

Los hierros dúctiles se austenizan en la región gamma más grafito del diagrama de fases Fe-C. Por lo tanto el equilibrio del contenido de carbono de la austenita para cualquier temperatura de austenización, se da por la máxima solubilidad de carbono en la austenita. Debido a que el carbono contenido en la austenita es una función de la temperatura de austenización y composición. Al incrementar el contenido de silicio, se reduce la solubilidad del carbono en la austenita a una determinada temperatura de austenización.

El efecto de la temperatura de austenización en la resistencia de tensión para un hierro dúctil se observa en la figura 5. La resistencia a la tensión no varía significativamente con un cambio en el contenido de carbono en la matriz pero la elongación es claramente afectada.

La temperatura de austenización determina el contenido de carbono inicial en la matriz austenítica para la transformación y la temperatura de austemperizado determina el contenido de carbono en la austenita estable de transformación, la combinación de la temperatura de austenización y austemperizado determinan la cantidad de austenita estable presente en la estructura transformada la cual controla las propiedades mecánicas finales.

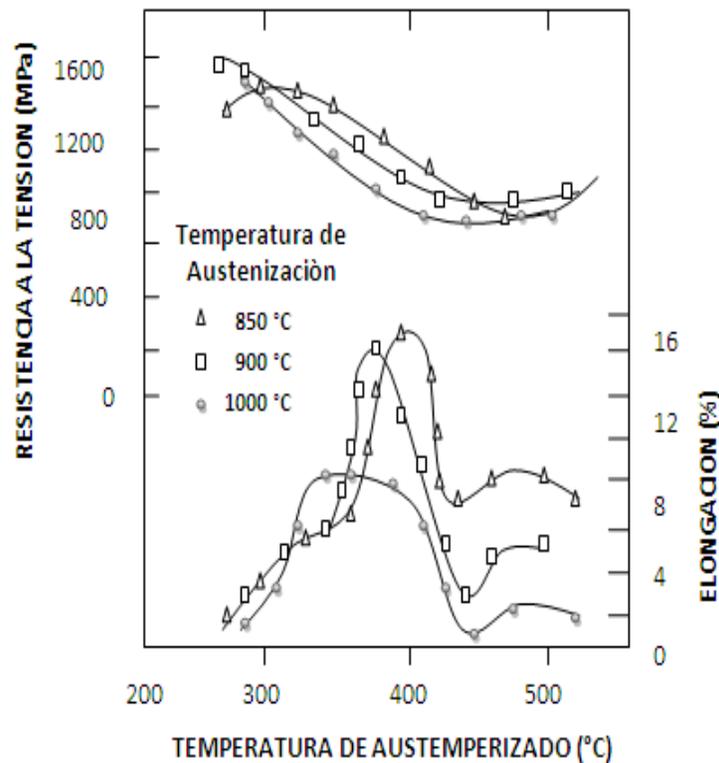


Figura 5. Influencia de la temperatura de austenización y austemperizado en las propiedades de tensión y elongación de un ADI

2.4.5. Consideraciones prácticas

Desde un punto de vista práctico, los controles necesarios requeridos para el tratamiento térmico de una fundición de hierro dúctil austemperizado presenta frecuentemente la principal barrera para lograr un control microestructural exitoso. Esto es debido a la necesidad para un mejor control de la temperatura y tiempo de ciclo de un proceso de tratamiento térmico que es característico para tratar hierros dúctiles fundidos.

El control de la atmosfera del horno para prevenir la decarburización en la superficie, es también un aspecto importante del proceso de austenización. Controles basados en el

potencial de carbono en un horno atmosférico son frecuentemente inadecuados para austenizar fundiciones de hierros dúctiles los cuales son austemperizados. Esto es debido al factor que un potencial más elevado de carbono se requiere (en nivel de saturación) para fundiciones de hierro comparando a aceros y evitar la descarburación

Las variaciones en la temperatura de austemperizado pueden alterar la respuesta de transformación y microestructura obtenidas, y cambiar las propiedades mecánicas y dimensionales de manera importante. Como ejemplo, Considerando un enfriamiento para una fundición en un baño salino (400°C) o un baño de aceite caliente (300°C). El baño debe ser lo suficientemente grande y tener un adecuado enfriamiento para que la carga de las fundiciones austenizadas no incremente la temperatura del baño durante el enfriamiento. Control insuficiente de alguna de estas variables o retrasos no uniformes en transferir la carga dentro del baño causará una respuesta de transformación inconsistente. Es importante recordar que la velocidad de enfriamiento de una fundición depende fuertemente en la temperatura del baño. El control del tiempo de austemperizado es también crítico. Insuficiente y/o excesivos tiempos en la temperatura de transformación puede resultar en una baja ductilidad y tenacidad.

2.4.6. Control de aleantes

La composición química es un factor muy importante en la fabricación de los hierros dúctiles. Durante la solidificación, la composición debe ser tal que la calidad del hierro dúctil pueda ser producida libre de carburos en la región intercelular. El hierro aleado debe proveer suficiente “austemperabilidad” para evitar la transformación a productos “no bainíticos” durante el enfriamiento a partir de la temperatura de austenización. No necesariamente los aleantes agregados incrementan el costo del hierro o incrementa el tiempo requerido para la transformación completa a la temperatura de austemperizado. La segregación de los elementos aleantes debe también de ser reducida para minimizar la transformación uniforme en todas las partes de la microestructura durante el austemperizado. También es importante el efecto de los elementos aleantes, incluyendo el silicio en la estabilidad térmica de la austenita durante el austemperizado. Los aleantes tales como Ni, Cu, Mn y Mo no solo afectan la Austemperabilidad del hierro dúctil sino también tienen un efecto en las propiedades mecánicas como se observa en la figura 6.

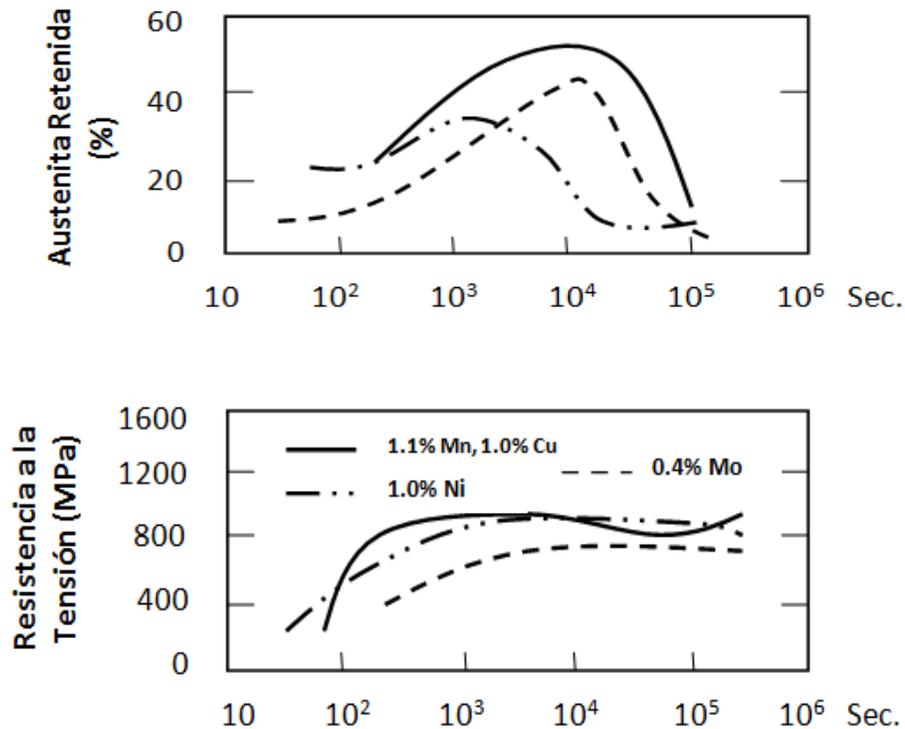


Figura 6. Efecto de los elementos aleantes en la estructura y propiedades del ADI por 400°C a varios tiempos

La influencia del níquel en un DI y ADI es:

1) Disminuir la transferencia de carbono entre la matriz y los nódulos de grafito, 2) se emplea para favorecer la formación de la fase perlita, 3) incrementa el tiempo de austemperizado, requerido para alcanzar el máximo esfuerzo tensil, 4) incrementando su contenido, se incrementa la ductilidad alcanzado la máxima alrededor del 2%, a mayor porcentaje decrece esta propiedad, 5) Incrementando el contenido de níquel la resistencia a la tensión disminuye en un intervalo de temperatura de austemperizado de 300 y 400°C.

2.4.6.1. Templabilidad (austemperabilidad)

Templabilidad se refiere a la habilidad para enfriar un material ferroso rápidamente para obtener martensita y de este modo evitar la transformación por encima de la temperatura de M_s a perlita y/o bainita. La austemperabilidad se refiere solamente a la habilidad para evitar la formación de perlita en la curva CCT y transformar subsecuentemente en temperaturas de transformación bainítica. Los aleantes requeridos para la austemperabilidad dependen del

tamaño de la sección de la pieza y la velocidad de enfriamiento, la cual es una función del baño utilizado para llevar a cabo el temple; además de la temperatura del baño.

2.4.6.2. Segregación

La estructura del DI presenta diferentes patrones de segregación con los elementos grafitizantes tales como Si, Cu y Ni, segregando negativamente lejos de los bordes de la celda y los elementos estabilizantes de carburo, Cr, Mn, Mo y V segregan positivamente en los bordes de la celda. La segregación es más severa en secciones gruesas donde las velocidades de enfriamiento son bajas, creando un mayor tiempo para la redistribución del soluto y su formación durante la solidificación. Aunque los tratamientos de austenización son efectivamente utilizados para descomponer los carburos en la región intercelular, esto se debe a la redistribución de otros elementos aleantes. Aun completando la ferritización de la matriz no garantiza la homogeneidad química. Existe también una relación directa entre la cantidad de la segregación observada para una aleación determinada y el conteo de nódulos en el hierro nodular. Un conteo nodular más elevado permite una tolerancia mayor para aleantes desde el efecto de la aleación en segregación es decrecida.

Durante el austemperizado, la segregación en la aleación resulta en una transformación que responde a las características de la matriz. Donde el nivel de silicio es elevado y la concentración de carburos estables es baja. Con la segregación, las cantidades de martensita formada en el tratamiento térmico pueden reducir la maquinabilidad y tenacidad.

Una adecuada selección de elementos aleantes provee una óptima templabilidad y mínimos problemas asociados debido a la segregación. Los problemas de segregación han sido particularmente observados para el Mn. Sin embargo, cuando los elementos aleantes que segregan positivamente tales como Ni o Cu son agregados con Mn ó Mo una transformación uniforme se obtiene, incrementando la elongación a un determinado valor de templabilidad.

2.4.7. Control dimensional

El hierro dúctil puede someterse a cambios dimensionales durante el austemperizado. Es muy importante saber que la cantidad de cambio dimensional que ocurre durante el

austemperizado depende de la evolución de una microestructura inicial a una final después del austemperizado.

Janowak y Gundlach ⁽⁵⁾ reportaron el cambio de longitud de un hierro dúctil, observado durante el austemperizado solo por cambiar la temperatura de austenización de 927°C a 843°C.

El cambio de volumen ocurre durante el austemperizado debido a un cambio entre la microestructura inicial y final. Por ejemplo, variaciones en el contenido de perlita de una estructura fundida que es maquinada, resultara en variaciones dimensionales después del austemperizado.

3. Estado del arte

3.1. Efecto de la temperatura de austenización y austemperizado en las propiedades mecánicas y microestructurales de un ADI

Por medio de cargas monotónicas y observaciones microestructurales C.-K. Lin y colaboradores ⁽¹⁰⁾ determinaron que la resistencia a la tensión, fluencia y dureza de un ADI se incrementaron con la disminución de la temperatura de austemperizado; mientras que la ductilidad y tenacidad disminuyeron con un decremento de esta. Por otro lado, al aplicar la técnica de Rayos X se demostró que la cantidad de austenita retenida en el ADI disminuyó al disminuir la temperatura de austemperizado. La alta tenacidad y ductilidad se atribuyeron a las elevadas cantidades de austenita retenida.

De manera general, las propiedades mecánicas se incrementan notablemente con el tratamiento térmico de austemperizado. Este comportamiento se atribuye a la formación de ferrita sin carburos con austenita retenida enriquecida con carbono en la matriz estructural.

Olivera Eric y colaboradores ⁽¹¹⁾ determinaron las propiedades de impacto de un ADI aleado con cobre y níquel en distintas proporciones. Los resultados mostraron que la energía de impacto se incrementa cuando el tiempo de austemperizado aumenta hasta un valor máximo, posterior a este valor la energía de impacto comienza a disminuir.

El valor máximo de energía corresponde a la máxima cantidad de austenita retenida y cuando el contenido de austenita retenida comienza a disminuir, la energía de impacto también disminuye.

P. Prasad Rao y colaboradores ⁽¹²⁾ demostraron las características microestructurales necesarias para obtener una óptima tenacidad a la fractura en un ADI. La primera condición es tener una microestructura de ausferrita inferior la cual consiste de “cuchillos” finos de ferrita. Como segunda condición es que el contenido de austenita se encuentra alrededor de 25 % vol., esto quiere decir que las temperaturas de austenización son más benéficas a temperaturas de austemperizado bajas, incrementando el contenido de austenita en la matriz. El incremento de la ductilidad, ocurre cuando la temperatura de austenización aumenta, esto se atribuye a que la microestructura contiene entre 25-30 % Vol. de austenita. La tercera condición es tener un contenido elevado de carbono en la austenita mayor al 1.8%. Por lo tanto el contenido de carbono a una determinada temperatura de austemperizado se incrementa cuando la temperatura de austenización aumenta.

Al incrementar la temperatura de austenización la microestructura se vuelve gruesa. Restos de austenita no transformada se encuentran a lo largo de los límites de grano a temperaturas elevadas de austenización y austemperizado. El contenido de austenita generalmente aumenta con un incremento en la temperatura de austemperizado. En las temperaturas de austemperizado más elevadas hay un incremento en el contenido de austenita con un decremento considerable en la temperatura de austenización, debido a la retención de austenita no transformada. A una determinada temperatura de austemperizado, el contenido de carbono en la austenita se incrementa, con un aumento en la temperatura de austenización debido al incremento inicial del contenido carbono. El contenido de carbono en la matriz a una temperatura de austemperizado aumenta, con un incremento en la temperatura de austenización, alcanzando el contenido de carbono inicial a temperaturas de austenización elevadas. A temperaturas de austenización y austemperización elevadas la matriz de carbono no podrá alcanzar el contenido de carbono inicial por la retención de la mayor fracción de austenita no transformada.

M. Heydarzadeh y colaboradores ⁽¹³⁾ evaluaron el efecto de los parámetros en las propiedades microestructurales y mecánicas de muestras obtenidas de una probeta Y-Block de un hierro dúctil. La cual fue maquinada en diferentes partes de la Y-Block (Fondo, en medio y la parte superior o cerca del alimentador), esto para evaluar las propiedades de tensión e impacto junto con muestras para pruebas de dureza y microestructurales.

Lo primero que evaluaron fue la microestructura a dos diferentes temperaturas de austemperizado (315 y 350° C), las cuales mostraron que la cantidad en volumen de austenita no transformada se reduce por el incremento del tiempo de austemperizado en ambas temperaturas. La presencia del volumen de austenita no transformada se debe a la segregación de elementos aleantes en la región intercelular, la cual resulta en retardar la transformación de bainita durante el austemperizado. La cantidad de martensita también es reducida por el incremento de la temperatura de austemperizado, de hecho, cuando el tiempo de austemperizado se incrementa la cantidad de carbono en austenita aumenta y la transformación a martensita se dificulta durante el enfriamiento posterior.

Las muestras maquinadas en la parte inferior (fondo) y cerca del alimentador de la Y-Block, muestran las mejores y peores propiedades mecánicas, respectivamente. Esto es debido, a

que el tiempo de solidificación cerca del alimentador es más grande que los tiempos de solidificación en otras partes de la Y-Block, como un resultado, la segregación de elementos aleantes y formación de porosidades micro-controladas que pasan mayoritariamente cerca del alimentador de la Y-Block.

La energía de impacto incrementa cuando el tiempo de austemperizado aumenta, también notaron que la energía de impacto se reduce de abajo (fondo) hacia arriba (cerca del alimentador) de la Y-Block. A mayor temperatura de austemperizado la energía de impacto se incrementó seguida de una disminución. Estas variaciones en resultados se deben a la transformación bainítica durante el austemperizado del hierro dúctil, la austenita se transforma a ferrita y austenita retenida con alto contenido de carbono.

J. Aranzabal y colaboradores ⁽¹⁴⁾, evaluaron especímenes para metalografía, tensión y tenacidad, los cuales fueron maquinados a partir de una sección de la probeta Y-Block. Esta referencia exhibe la evaluación de la microestructura típica durante el tratamiento de austemperizado como una función del tiempo y temperatura. Tiempos de tratamiento cortos (5, 10, 15 min) producen la formación parcial de ausferrita y fracciones de volumen elevado de martensita. Tiempos de tratamiento intermedio (120 min) proporcionan una microestructura dúplex Ferrita/Austenita. Diferencias en la distribución y estabilidad de austenita son dependientes en las temperaturas de austemperizado. Altas temperaturas de tratamiento promueven la descomposición de austenita en ferrita y carburos.

Los valores obtenidos en probetas de tensión y UTS se incrementaron, al disminuir la temperatura de transformación en un intervalo de temperaturas de 300-370-410°C adicionalmente a esto, el intervalo de austenita se mantuvo constante.

En el comportamiento microestructural, se observó un importante refinamiento estructural de ausferrita, cuando la temperatura de tratamiento disminuyó y el tamaño de las agujas se redujo. Este refinamiento estructural controla la resistencia mecánica. Sin embargo, el contenido de carbono, austenita, ferrita y fracción de volumen de austenita juegan también un papel importante en la resistencia mecánica.

María de J. Perez-Lopez y colaboradores ⁽¹⁵⁾ estudiaron el efecto de la temperatura de calentamiento intercrítica (780-830°C) y de austemperizado, sobre el comportamiento

mecánico de hierros nodulares aleados y no aleados, la cual produce una estructura inicial consistente de ferrita proeutectoide (α pro) mas austenita (γ). Durante este calentamiento la austenita inicia su nucleación y crecimiento en las interfaces $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$ de la perlita presente en la fase metálica. La presencia de altas cantidades de perlita en un hierro aleado promueve mayores cantidades de austenita durante el calentamiento, con un decremento en la cantidad de ferrita. La presencia de los elementos de aleación (Ni, Mo) conducen a la obtención de mayores cantidades de austenita al incrementarse la temperatura intercrítica. Durante el austemperizado, la austenita inicial se transforma a ausferrita, la cual aparece preferentemente en los límites de la celda eutéctica, desarrollando una red semicontinua que crece desde el límite de la celda eutéctica hacia el interior de la misma dependiendo de la cantidad de austenita.

Observaron que el calentamiento intercrítico de un hierro no aleado promueve la formación de una estructura ferrítica, condición que inhibe la formación de la estructura bifásica. Las temperaturas isotérmicas bajas producen un mayor sobre enfriamiento que promueve una mayor nucleación y menor crecimiento de agujas de ausferrita. Por otro lado, si el austemperizado se realiza a altas temperaturas, el menor sobre enfriamiento incrementa la difusividad del carbono favoreciendo el crecimiento de las agujas de ferrita y ausferrita que resulta en una estructura más gruesa.

Al realizar las pruebas mecánicas para un hierro aleado y sin alear, observaron un incremento en la resistencia última a la tensión (UTS) y un descenso en la elongación a medida que se incrementa la temperatura de calentamiento intercrítica que se asocia con la mayor cantidad de ausferrita acicular. Para la resistencia al impacto los mejores valores se obtuvieron cuando la temperatura intercrítica es mayor que su temperatura de austemperizado

O. Eric y colaboradores ⁽¹⁶⁾ evaluaron la microestructura y propiedades mecánicas de una fundición de hierro dúctil aleado con Cu, Ni y Mo después del austemperizado. Demostraron que los nódulos de grafito en todos los especímenes probados (320 y 400° C en un intervalo de 0.5 a 5 hrs) de la fundición CuNiMo fueron no uniformes en tamaño y distribución. La esferoidización fue evidente (más del 90%) con un promedio de tamaño nodular entre 30 y 70 μm y una distribución promedio nodular de 100 por mm^2 .

Cuando se austemperizó a 320° C por 0.5 h, la cantidad de martensita formada de la austenita que no reaccionó durante el enfriamiento, está presente en la microestructura. La formación de martensita después de un tiempo corto de austemperizado se inicio por el contenido más bajo de carbono en algunas regiones austeníticas. Cuando el tiempo de austemperizado se incrementó a 3 h la cantidad de martensita disminuyo con un incremento simultáneo de ferrita bainítica y una elevada cantidad de carbono en la austenita.

Encontraron que en todas las muestras la fracción de volumen de austenita retenida fue entre 18 y 40%. El máximo valor de fracción de volumen de austenita retenida se obtuvo después de un austemperizado a 320° C por 2.5 h.

Durante el austemperizado a 320° C se obtuvieron los mayores valores del límite elástico (1100 Mpa) y el esfuerzo a la tensión (1270 MPa) a un tiempo de austemperizado menor a 2 h. Posteriormente, la resistencia a la tensión disminuye. Por otro lado, la ductilidad muestra un incremento estable para 3.5 % después de 5 h de austemperizado. Esto indica que después de 5 h de austemperizado a 320° C la etapa 1 de la reacción bainítica no fue terminada. A una temperatura de 400° C los valores de límite elástico, resistencia a la tensión y ductilidad tienden a disminuir. El inicio de la etapa II que coincide con la aparición de martensita refleja una disminución de la resistencia y ductilidad.

El máximo valor de energía de impacto obtenido fue de 133 J correspondiente al máximo valor de fracción de volumen de austenita (40% vol) que fue alcanzado después de austemperizar por 2.5 h. Los valores de resistencia a la tensión y ductilidad también coinciden con la máxima energía de impacto. Aunque, la fracción de volumen de austenita retenida decrece muy despacio con el incremento del tiempo de austemperizado, la energía de impacto decrece constantemente, pero después de 3 h se estabiliza en un valor de 85 J.

Stasys Bockus y colaboradores ⁽¹⁷⁾ investigaron la relación entre el tipo de inoculantes y la matriz estructural de un hierro dúctil. La inoculación fue desempeñada usando 4 diferentes tipos de inoculantes; Alinoc (70-75% Si), Ultraseed (70-76% Si), Germalloy (70-78% Si) y SB5 (65-70% Si). El estudio Microestructural mostro que el efecto del tipo de inoculante en el contenido de perlita es significativo solamente para especímenes regulares de tamaño. El valor de dureza disminuyó con la disminución del contenido de perlita en la microestructura

del hierro dúctil. El tiempo entre el tratamiento de esferoidización y vaciado tienen un fuerte efecto en la ductilidad del hierro dúctil, el cual se reduce usando el inoculante “Ultraseed”. Las pruebas también fueron conducidas para investigar el efecto del tipo de inoculantes y el diámetro de especímenes en la microdureza de la perlita. Fue encontrado que la microdureza de la perlita en tamaños pequeños de especímenes es más elevada que la microdureza en especímenes largos. El tipo de inoculante “Ultraseed” iguala el contenido de perlita y su microdureza en varios tamaños de especímenes. Adicionalmente, determinaron que la resistencia a la tensión de un hierro dúctil es menos sensible para este tipo de inoculantes.

4. Experimentación

El proceso experimental consistió en la fabricación de piezas (placa con diferentes espesores) de hierro dúctil ferrítico-perlítico aleado con níquel. Posteriormente, se realizó metalografía en una parte representativa de la placa, con la finalidad de determinar su densidad nodular,

nodularidad, porcentaje de grafito, ferrita y perlita. Al terminar esta etapa se maquinó el espesor de ½ pulgada para obtener probetas de tensión, dureza e impacto. Posteriormente, se sometieron cada una de las probetas maquinadas a un tratamiento térmico de austemperizado, variando la temperatura de austemperizado y el tiempo de permanencia para determinar que probeta contaba con las mejores propiedades mecánicas. Cada una de las probetas se caracterizó por metalografía con el objetivo de revelar su microestructura y posteriormente realizar las pruebas mecánicas antes descritas. Por último, la técnica de DRX permitió determinar qué elementos y compuestos se encontraban presentes en cada probeta con y sin tratamiento.

4.1. Materiales y Modelo

4.1.1. Materiales

Los siguientes materiales fueron utilizados para calcular una carga de 20 kg													
<i>Material</i>	<i>Composición química</i>												
<p>Retorno de hierro</p> 	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Elemento</th> <th>%</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>C</td> <td>3.6 – 3.7</td> </tr> <tr> <td>Si</td> <td>2.5 – 2.6</td> </tr> <tr> <td>Mn</td> <td>0.3 máx</td> </tr> <tr> <td>Mg</td> <td>0.04 máx</td> </tr> </tbody> </table>	Elemento	%	C	3.6 – 3.7	Si	2.5 – 2.6	Mn	0.3 máx	Mg	0.04 máx		
Elemento	%												
C	3.6 – 3.7												
Si	2.5 – 2.6												
Mn	0.3 máx												
Mg	0.04 máx												
<p>Metal sorel</p> 	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Elemento</th> <th>%</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>C</td> <td>3.94</td> </tr> <tr> <td>Si</td> <td>0.079</td> </tr> <tr> <td>Mn</td> <td>0.028</td> </tr> <tr> <td>S</td> <td>0.041</td> </tr> <tr> <td>P</td> <td>0.03</td> </tr> </tbody> </table>	Elemento	%	C	3.94	Si	0.079	Mn	0.028	S	0.041	P	0.03
Elemento	%												
C	3.94												
Si	0.079												
Mn	0.028												
S	0.041												
P	0.03												

Acero 1018



Elemento	%
C	0.20
Mn	0.45
S	0.05 máx
P	0.04 máx

Grafito compacto



Elemento	%
C	98 mín
S	0.05 máx
N	0.03 máx
Cenizas	8.0 máx
Material volátil	1.7 máx

Ferrosilicio



Elemento	%
Si	75.6
Ca	0.82
S	0.0047
Mn	0.046

Ferroníquel



Elemento	%
Ni	47 - 50
Si	1.0 máx
Mn	0.25 máx
C	0.9 máx
S	0.09 máx

<p style="text-align: center;">Inoculante Calcifer</p> 	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Elemento</th> <th>%</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Si</td> <td>75</td> </tr> <tr> <td>Ca</td> <td>1.0</td> </tr> <tr> <td>Al</td> <td>0.9</td> </tr> <tr> <td>Ba</td> <td>1.1</td> </tr> </tbody> </table>	Elemento	%	Si	75	Ca	1.0	Al	0.9	Ba	1.1				
Elemento	%														
Si	75														
Ca	1.0														
Al	0.9														
Ba	1.1														
<p style="text-align: center;">Nodulizante Nodulloy 9C3</p> 	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Elemento</th> <th>%</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Si</td> <td>44 - 45</td> </tr> <tr> <td>Ca</td> <td>3.3</td> </tr> <tr> <td>Al</td> <td>1.15</td> </tr> <tr> <td>Mg</td> <td>8</td> </tr> <tr> <td>Ce + La</td> <td>2.8</td> </tr> <tr> <td>Otras TR</td> <td>0.4</td> </tr> </tbody> </table>	Elemento	%	Si	44 - 45	Ca	3.3	Al	1.15	Mg	8	Ce + La	2.8	Otras TR	0.4
Elemento	%														
Si	44 - 45														
Ca	3.3														
Al	1.15														
Mg	8														
Ce + La	2.8														
Otras TR	0.4														

4.1.2. Modelo

El modelo utilizado para el desarrollo experimental es conocido como placa con diferentes espesores, el cual tiene la finalidad de evaluar el efecto de la velocidad de solidificación en la microestructura. Se trabajo con el espesor de ½ pulgada con la finalidad de evaluar las características microestructurales del hierro nodular a partir del análisis metalográfico, posteriormente se maquino este espesor para obtener probetas de tensión, dureza e impacto.

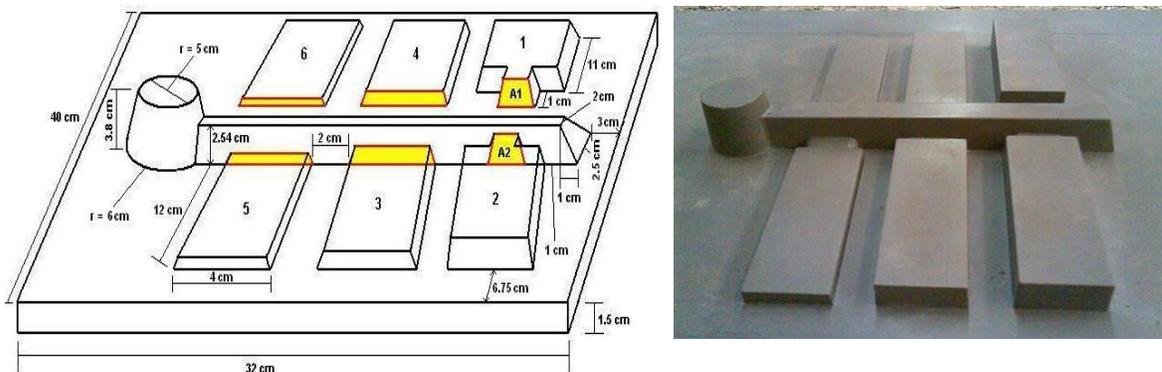


Fig 7. Placa modelo con diferentes espesores

4.2. Equipos

<i>Equipo</i>	<i>Descripción</i>
<p style="text-align: center;">Horno de inducción</p> 	<p style="text-align: center;">El horno de inducción con una capacidad de 30 kg fue utilizado para llevar a cabo la fusión con una carga calculada de 20 kg.</p>
<p style="text-align: center;">Espectrómetro de chispa</p> 	<p>El espectrómetro de chispa fue necesario para calcular el porcentaje de elementos químicos tales como Carbono, Silicio, Manganeso, Fosforo, Azufre y Níquel, principalmente.</p>

Microscopio óptico



El microscopio óptico permitió observar los nódulos y la microestructura del hierro antes y después de tratamiento térmico de austemperizado.

Termopar de inmersión R/S



El termopar de inmersión tipo R/S fue usado para medir temperaturas que se encontraban alrededor de los 1450°C dentro del baño metálico.

Horno para austenizado



En el horno para austenizado se fundió una sal la cual, nos permitió austenizar las piezas de tensión, impacto y dureza en un rango de temperatura de 850 y 900°C.

Horno para austemperizado



En el horno para austemperizado se fundió otro tipo de sal de composición química establecida, esto para que las piezas fueran sometidas a distintos tiempos y temperaturas de austemperizado.

<p style="text-align: center;">Máquina de tensión</p> 	<p>La máquina de tensión Shimadzu con una capacidad de 10 toneladas fue necesaria para evaluar las propiedades mecánicas de tensión y elongación.</p>
<p style="text-align: center;">Durómetro</p> 	<p>El durómetro Wolpert permitió realizar el ensayo de dureza Brinell del hierro, utilizando un indentador esférico de carburo de tungsteno.</p>
<p style="text-align: center;">Equipo de ensayo Charpy</p> 	<p>El equipo de ensayo de impacto Charpy con una carga total de 407 Joules, se determinó la tenacidad a la fractura a una muestra ranurada.</p>

4.3. Análisis de imagen en metalografía cuantitativa

Para el procesamiento y análisis de imagen se utilizó el analizador ImageJ⁽¹⁹⁾. Este software puede definir la cantidad de objetos, la imagen, fracción de volumen de fase, analizar su superficie, longitud, límites, cantidad y tamaño de granos. Las imágenes digitales producidas por este software están en redes de dos dimensiones con respecto a los valores de las intensidades de los píxeles además de la anchura y altura de la imagen que se define por el

numero de pixeles en el eje X y Y. Por lo tanto, los pixeles son los elementos más pequeños que componen una imagen manteniendo las intensidades en un intervalo entre blanco y negro. Se debe especificar el nivel de precisión en que las intensidades son codificadas, por ejemplo una imagen de 2-bit tiene $2^2 = 4$ tonos: 00 (negro), 01 (gris), 10 (gris) y 11 (blanco) ⁽²⁰⁾ para el caso de los histogramas se utilizó la intensidad de 32-bit. Por otro lado, el programa ImageJ utiliza un área de selección en pixeles² o unidades calibradas al cuadrado (mm², μm², etc) para el caso de los histogramas se manejaron micras² con la finalidad de determinar el número de nódulos que entran en cierto intervalo de superficie entre 100 y 1000 micras².

El método de conteo puntual se refiere a la medición del número de puntos que caen en características específicas de una microestructura. Una aplicación del conteo puntual puede ser a nódulos de grafito en una matriz ferrítica como se muestra en la figura 8. El número de intersección por unidad de longitud de una línea (dibujada en la microestructura) también determina la medición cuantitativa de fases.

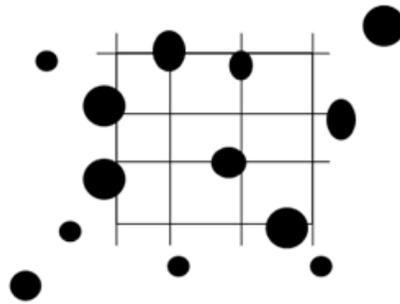


Fig 8. Aplicación del conteo puntual a nódulos de grafito en una matriz ferrítica

Los datos cuantitativos, extraídos de una muestra pulida y atacada pueden ser usados para varios propósitos como control de calidad, control del proceso, análisis de falla o propósitos de investigación. Una aproximación sistemática y positiva debe ser tomada para medir la precisión de varios parámetros. La mejor imagen se utilizó para una cuantificación apropiada de varios parámetros en el analizador. El método manual puede también ser empleado para análisis de imágenes sin embargo, es menos sensible y consume tiempo. La precisión también puede ser mejorada incrementando el número de pruebas medidas en campos o regiones características.

4.4. Especificaciones de probetas para pruebas mecánicas

Para evaluar la resistencia mecánica, se realizó el ensayo de tensión con una probeta maquinada bajo la especificación de la norma ASTM E-8 ⁽²¹⁾.

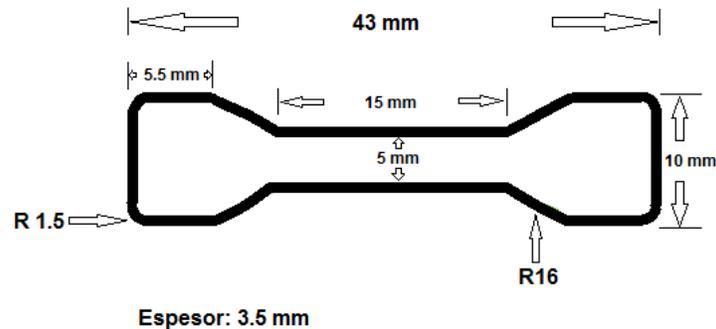


Fig 9. Especificación de una probeta de tensión bajo la norma ASTM E-8

Para evaluar la tenacidad y el comportamiento de un material a velocidades de deformación elevadas fue necesario maquinar probetas bajo la especificación de la norma ASTM E-23.

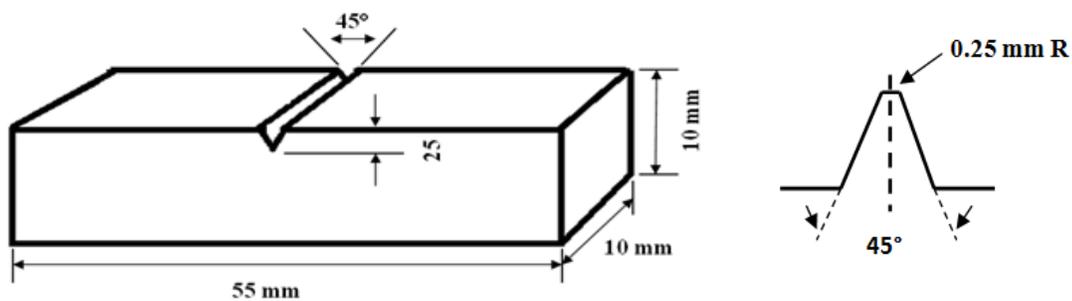


Fig 10. Especificación de una probeta de impacto bajo la norma ASTM E-23

Para evaluar la dureza del hierro, fueron maquinados cubos de 2 cm por lado de acuerdo a la norma ASTM E-10, la cual indica que la superficie del material debe ser plana y con espesor de al menos diez veces la profundidad de la huella. Se aplicó un carga de 3000 Kgf con ayuda de un indentador esférico de 10 mm de diámetro durante 10 s (10/3000/10).

4.5. ADI

Para llevar a cabo el tratamiento térmico de austemperizado, en principio, se austenizaron las piezas maquinadas en un baño de sales fundidas con una composición de mezcla del 50% de Cloruro de Sodio (NaCl) y 50% de Cloruro de Potasio (KCl), seguido por un temple en un segundo baño de sales fundidas con una composición de mezcla del 97.8% de Nitrato de Sodio (NaNO₃) y 2.2% de Carbonato de Sodio (Na₂CO₃). Por último, se enfriaron con agua a temperatura ambiente. La Figura 11 describe las etapas que se siguieron para austemperizar las piezas maquinadas de hierro dúctil.

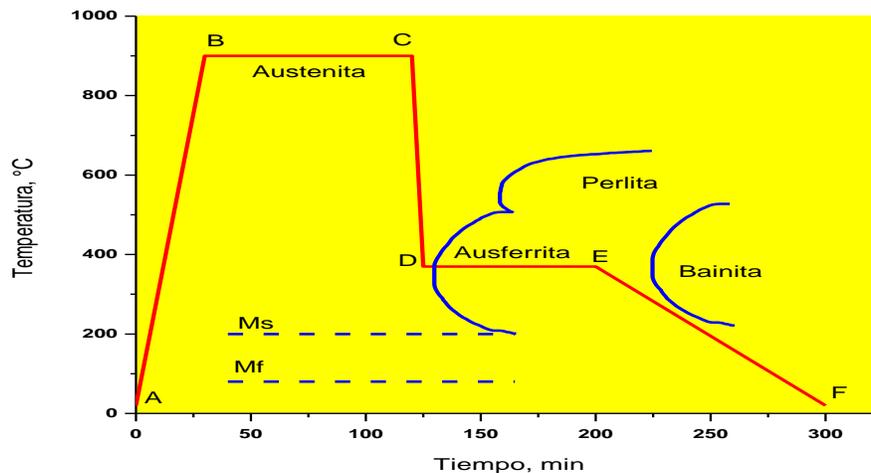


Fig 11. Esquema de las etapas del proceso de austemperizado de un hierro dúctil

Para austemperizar las piezas a 300°C se llevaron a cabo las siguientes etapas:

- A-B Calentamiento hasta la temperatura de austenización (850°C)
- B-C Mantenimiento a la temperatura de austenización (1 hora con 15 minutos)
- C-D Enfriamiento hasta la temperatura de austemperizado (300°C)
- D-E Mantenimiento a la temperatura de austemperizado (10, 30 y 60 minutos)
- E-F Enfriamiento hasta la temperatura ambiente (25°C)

Para austemperizar las piezas a 300°C se llevaron a cabo las siguientes etapas:

- A-B Calentamiento hasta la temperatura de austenización (860°C)
- B-C Mantenimiento a la temperatura de austenización (1 hora con 30 minutos)
- C-D Enfriamiento hasta la temperatura de austemperizado (400°C)
- D-E Mantenimiento a la temperatura de austemperizado (10, 30 y 60 minutos)
- E-F Enfriamiento hasta la temperatura ambiente (25°C)

4.6. DRX

El análisis de difracción de rayos X se llevo acabo para determinar los elementos y compuestos presentes en cada muestra después de ser sometidas a diferentes tiempos y temperaturas de austemperizado. Las condiciones de operación fueron 40 kV y 40 mA usando un tubo de Cu con 1.5418 [Å]. El escaneo fue hecho en un rango angular 2Θ con un comienzo de 20° e incrementos de 0.02042147° para terminarlo a 120° . El perfil de difracción fue analizado en computadora usando un software llamado COMMANDER para obtener la posición de los picos e intensidades de los diferentes elementos y compuestos dentro de cada muestra.

El desarrollo experimental se llevo a cabo como se muestra en el diagrama de flujo de la figura 12.

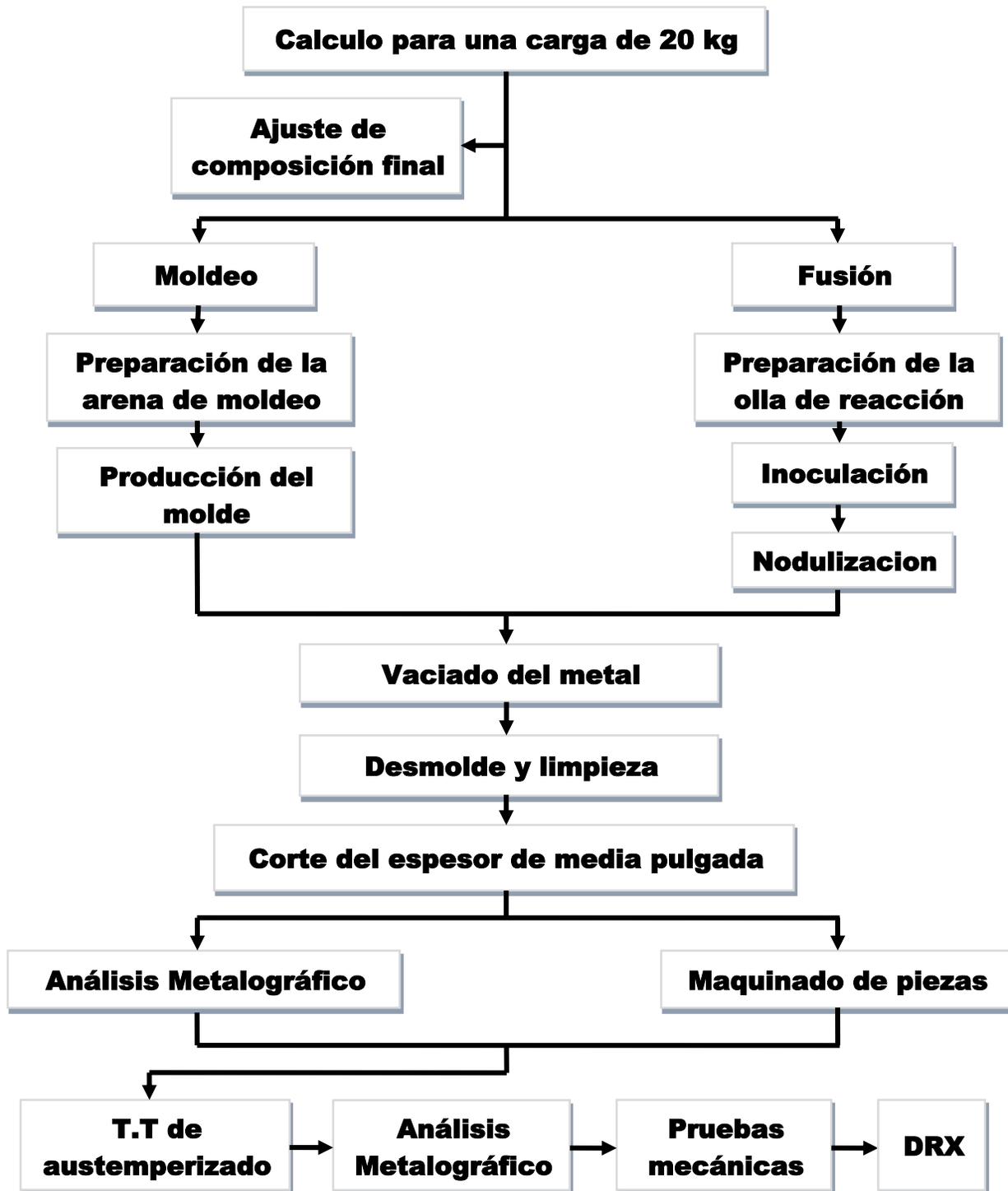


Fig 12. Diagrama mostrando las distintas etapas del desarrollo experimental

4.7. Descripción de las etapas del desarrollo experimental

Para llevar a cabo la fabricación del hierro nodular se comenzó por calcular una carga de 20 kg con materiales tales como sorel, acero 1018 y retorno de hierro en diferentes proporciones cada uno. El ajuste de composición final se realizó con materiales tales como grafito, inoculante, nodulizante, ferrosilicio y ferróníquel tomando en cuenta las composiciones de los materiales cargados para después realizarles su balance de carga.

El proceso de moldeo en verde consistió en la preparación de arena, por lo que se utilizó de 160-180 kg de arena, 4-5 kg de bentonita y 6-8 litros de agua, el equipo utilizado para este proceso fue un molino chileno.

Para la producción del molde se utilizó la placa modelo con diferentes espesores obteniendo 2 moldes por cada fusión realizada.

El proceso de fusión consistió en fabricar piezas aleadas con níquel con una alta densidad de nódulos y nodularidad por lo que se utilizó el horno de inducción. Se promovió la formación de grafito esferoidal al llevar a cabo el método de sándwich como se muestra en la figura 13, el cual consiste en que, dentro de una olla de reacción previamente diseñada se adiciona nodulizante en una proporción del 1-1.5% del peso de la carga total para después cubrirlo con pedacería de acero bajo carbono.

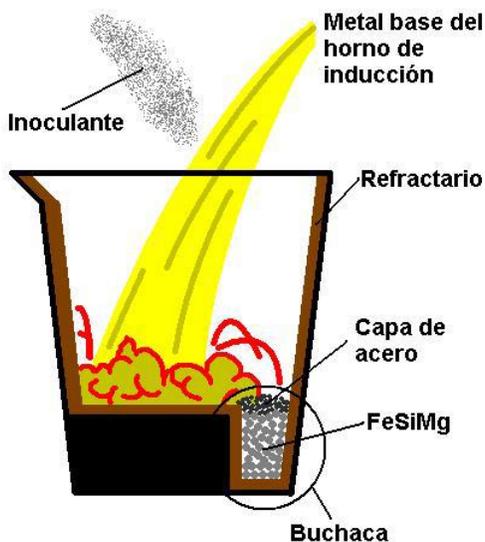


Fig 13. Esquema de una olla de reacción para el proceso Sándwich

Se realizó el vaciado del metal a una temperatura de 1430°C, se adicionó a la olla inoculante en una proporción del 1-1.5% del peso de la carga total con la finalidad de generar sitios de nucleación, al cabo de 30 min se desmoldaron las piezas fabricadas. Las piezas solidificadas se cortaron y se trabajó con el espesor de ½ pulgada, se realizó análisis metalográfico a uno de los espesores de ½ pulgada en la parte inferior de este con la finalidad de medir nodularidad y conteo nodular, posteriormente se atacaron las piezas con nital al 3% por 2 segundos para determinar el porcentaje de perlita y ferrita.

Se realizó maquinado a todos los espesores de ½ pulgada producidos para obtener piezas para ensayos de impacto, dureza y tensión. A las probetas maquinadas se les realizó un tratamiento térmico de austemperizado modificando su temperatura (300 y 400°C) y tiempo de austemperizado (10, 30 y 60 minutos). Las muestras tratadas térmicamente se observaron en el microscopio óptico para realizarles análisis metalográfico y determinar el efecto del tiempo y temperatura en la reacción de transformación a ausferrita. Se realizaron las pruebas mecánicas antes descritas a todas las piezas con sus distintos tiempos y temperaturas de austemperizado, las muestras se analizaron por la técnica de DRX para identificar el porcentaje de austenita retenida, elementos y compuestos presentes en cada muestra austemperizada y sin austemperizar, con la finalidad de atribuir estos resultados con los de las propiedades mecánicas y fotomicrografías.

5. Resultados y discusión

En la figura 14 se muestra la placa colada con diferentes espesores, haciendo referencia al espesor de ½ pulgada.

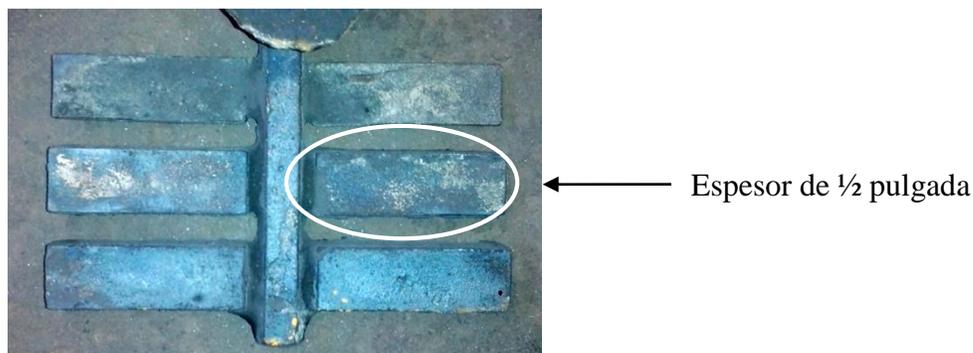


Fig 14. Placa colada con diferentes espesores

5.1. Análisis químico del hierro dúctil

Se llevaron a cabo tres fusiones para obtener hierro dúctil, dos de ellas con diferentes contenidos de níquel y la tercera se fabricó sin alear de manera convencional. La composición química y carbono equivalente ($CE = \%C + 1/3 (\%Si + \%P)$) de las fundiciones realizadas se observa en la Tabla 2.

Tabla 2. Composición química de tres fusiones de hierro nodular

Muestra	C	Si	Mn	P	S	Ni	CE
<i>Fusión 1</i>	3.20	2.32	0.386	0.0241	0.0177	1.18	4.0
<i>Fusión 2</i>	3.51	2.59	0.440	0.0510	0.0322	2.29	4.3
<i>Fusión 3</i>	3.44	2.70	0.234	0.0235	0.0127	-	4.3

5.2. Análisis microestructural del hierro dúctil aleado sin austemperizado

5.2.1. Fusión 1

En la figura 15 se muestran las fotomicrografías de la fusión 1, sin ataque. Se observa la distribución y forma de los nódulos de grafito, se considera un conteo nodular aceptable, sin embargo, no todos los nódulos son totalmente circulares debido a la difusión de carbono en

el metal producido por el Níquel. El espaciamiento entre cada nódulo se debe primero a que el Mn promovió la formación de carburos y estos segregaron en la región interdendrítica, segundo por el tiempo de inoculación y vaciado del metal en el molde y tercero por dejar mucho tiempo el metal en el horno generando una decarburación. En la figura 16 se muestra la microestructura de la fusión 1 atacada con nital al 3% por 2 segundos, en esta se observa regiones grises de perlita y áreas blancas de carburos entre cada nódulo generados por el Mn, la muestra atacada presenta una estructura ferrítica – perlítica con una proporción superior al doble de perlita que ferrita (tabla 3) debido a que el contenido de níquel estabiliza la fase perlítica.

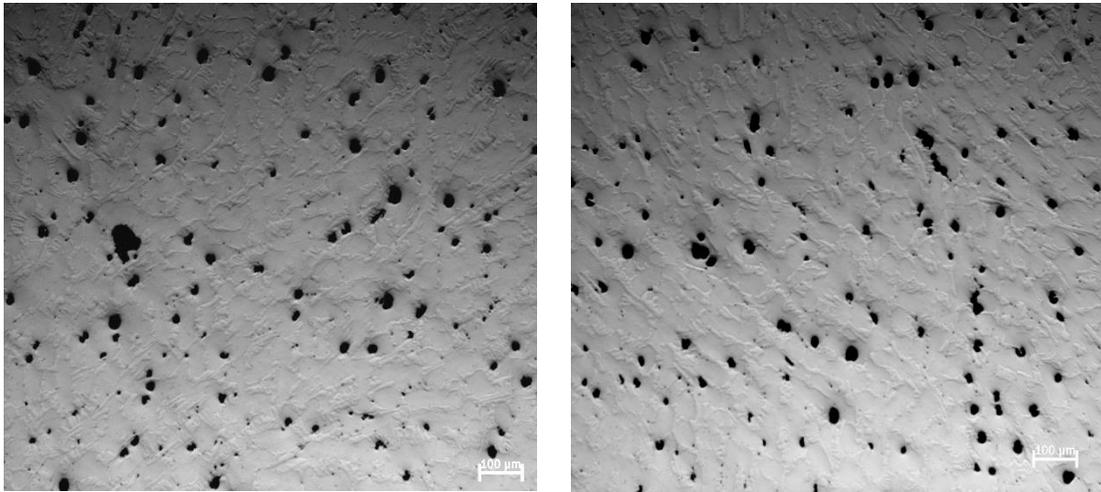


Fig 15. Fotomicrografías de la fusión 1 del hierro nodular sin ataque químico

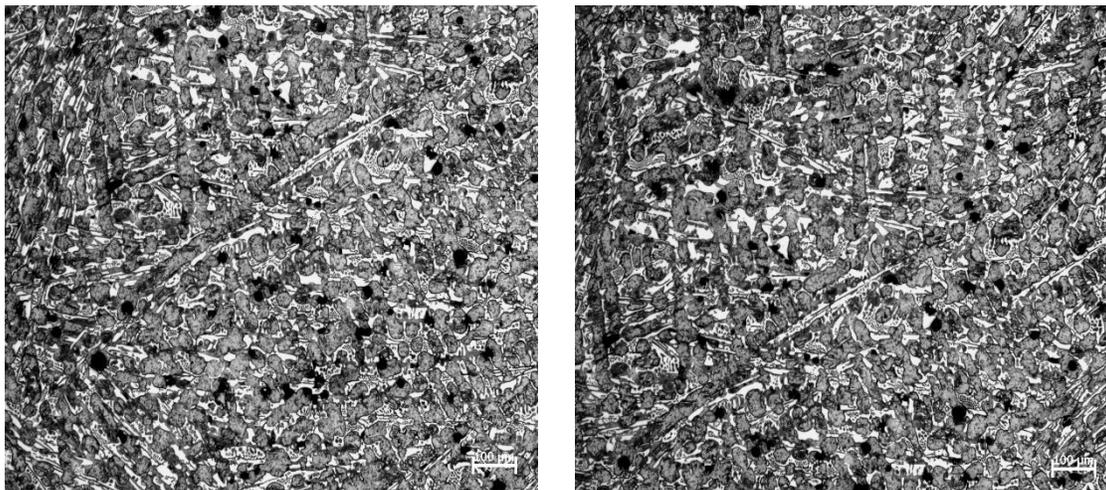


Fig 16. Fotomicrografías de la fusión 1 del hierro nodular con ataque químico

En la tabla 3 se muestran los resultados para conteo nodular, nodularidad, tamaño promedio de nódulo, contenido de grafito, perlita y ferrita, determinados mediante el software ImageJ.

Tabla 3. Resultados de diferentes características microestructurales del hierro nodular

Características microestructurales de la fusión 1 de hierro nodular	
Conteo nodular	367 nódulos/mm ²
Nodularidad	90 %
Tamaño promedio	57 μm
Grafito	5 %
Perlita	66 %
Ferrita	29 %

Los resultados del número de nódulos vs circularidad son representados en un histograma como el de la figura 17, en el eje Y se grafica el número de nódulos que entran en cierto intervalo de circularidad de un total de 255 nódulos de grafito, por ejemplo, el histograma nos indica que la cantidad de nódulos que forman un círculo perfecto que se denota con el número 1 son 110 mientras que para uno de 0.9 son 56. En el eje X se considera la circularidad del nódulo en un intervalo de 0 a 1.

Se consideró como nódulo aquellas partículas con un diámetro mayor o igual a 6 μm con la finalidad de determinar la densidad y tamaño de los nódulos, también como valoración, la nodularidad debe ser mayor a 80%.

Los resultados del número de nódulos vs área (micras²) son representados en un histograma como se observa en la figura 18. En el eje Y se grafica el número de nódulos que entran en un determinado intervalo de área de un total de 255 nódulos; por ejemplo, el histograma nos indica que en un área de 0 a 100 micras² se encuentran 158 nódulos mientras que para el intervalo de 100 a 200 micras² pertenecen 34 nódulos y así sucesivamente. En el eje de las X se considera un área total de 1000 micras².

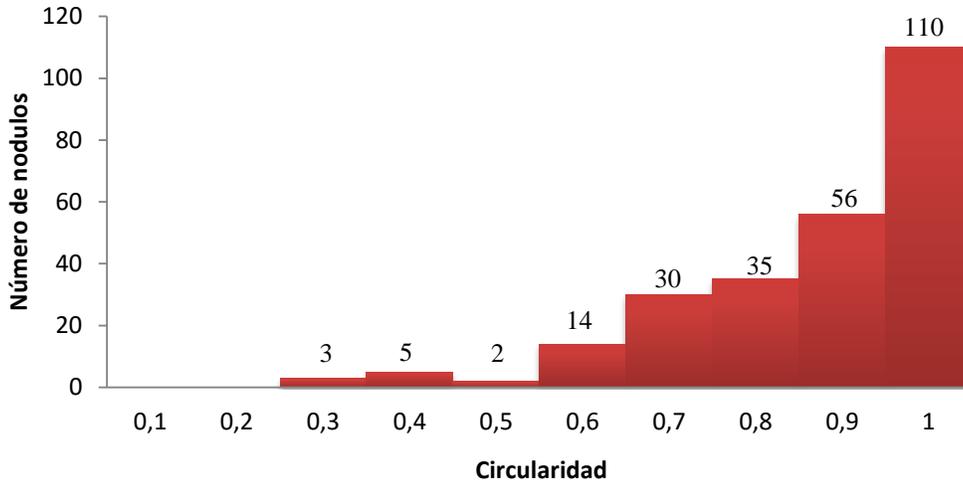


Fig 17. Histograma de la relación del número de nódulos vs circularidad de la fusión 1

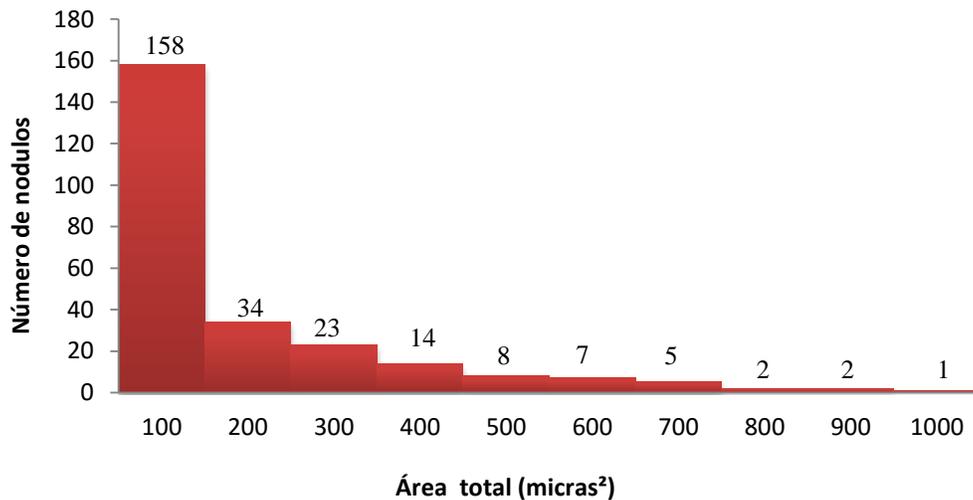


Fig 18. Histograma de la relación del número de nódulos vs área de la fusión 1

5.2.2. Fusión 2

En la figura 19 se observa las fotomicrografías de la fusión 2 sin ataque. Se considera un conteo nodular aceptable y mayor al obtenido en la fusión 1, esto se atribuye a que el tiempo de inoculación y vaciado del metal al molde se llevo a cabo con mayor rapidez, del análisis químico se observa que el contenido de Carbono es mayor al obtenido en la fusión 1 debido a que en esta prueba el metal liquido inmediatamente se inocula y vacia al molde evitando tiempos de permanencia prolongados en el horno. Sin embargo, la difusión de carbono en el metal y la velocidad de enfriamiento marcaron disimilitud en el conteo nodular para la fusión

1 y 2 con una diferencia de 323 nodulos/mm² (Tabla 4). En la figura 20 se muestra la microestructura de la fusión 2 atacada con nital al 3% por 2 segundos, al igual que en la figura 16 esta microestructura está compuesta por regiones grises de perlita y áreas blancas de ferrita así como zonas de carburos dependiendo en el contenido de Mn en la aleación y que segregaron fuertemente en la región interdendritica. La figura 20 presenta la muestra atacada, se observa una estructura ferrítica – perlítica con una proporción superior al doble de perlita que ferrita.

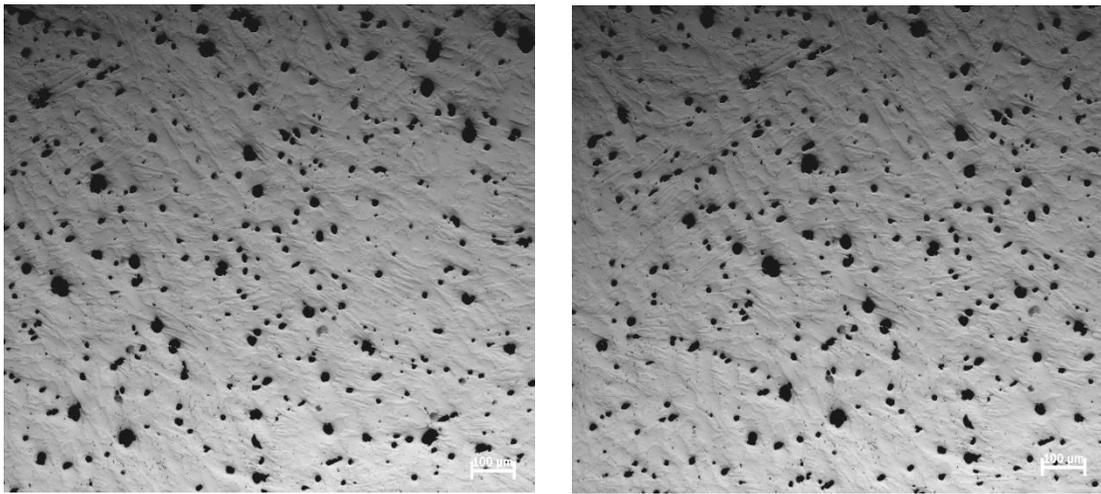


Fig 19. Fotomicrografías de la fusión 2 del hierro nodular sin ataque químico

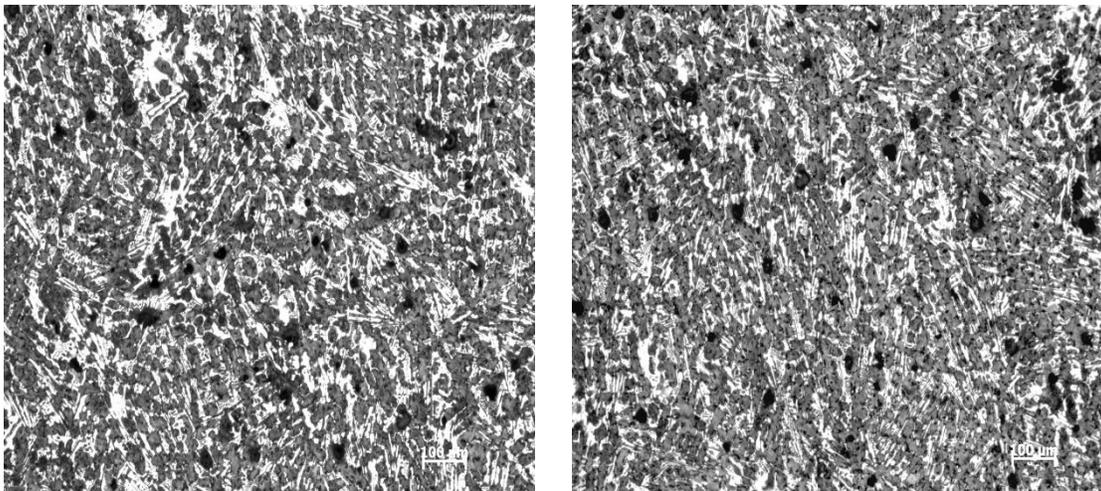


Fig 20. Fotomicrografías de la fusión 2 del hierro nodular con ataque químico

En la tabla 4 se presentan las características microestructurales para; conteo nodular, nodularidad, tamaño promedio de nódulo, contenido de grafito, perlita y ferrita, determinados mediante el software ImageJ.

Tabla 4. Resultados de diferentes características microestructurales del hierro nodular

Características microestructurales de la fusión 2 de hierro nodular	
Conteo nodular	690 nódulos/mm ²
Nodularidad	89 %
Tamaño promedio	55 μm
Grafito	8 %
Perlita	68 %
Ferrita	24 %

De la figura 21 se observa que de un total de 470 nodulos, 173 equivalen a un círculo perfecto el cual se denota con el número 1, sin embargo, el programa ImagenJ decretó que 3 nodulos correspondientes al numero total representaron un circulo con la mayor imperfección denotado con el numero 0.3. Por otro lado, en la figura 22 se determinó que en un área de 100 micras² representando la superficie más grande de la fotomicrografía se encuentran dentro 289 nodulos, mientras que en un área de 1000 micras² representando la superficie mas pequeña, 1 nodule se encuentra dentro de un equivalente a un numero total de 470 nodulos.

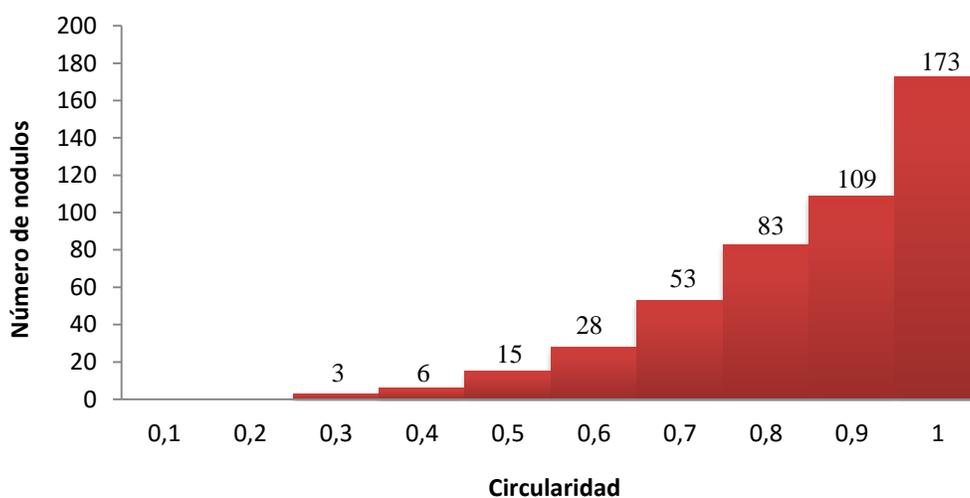


Fig 21. Histograma de la relación del número de nódulos vs circularidad de la fusión 2

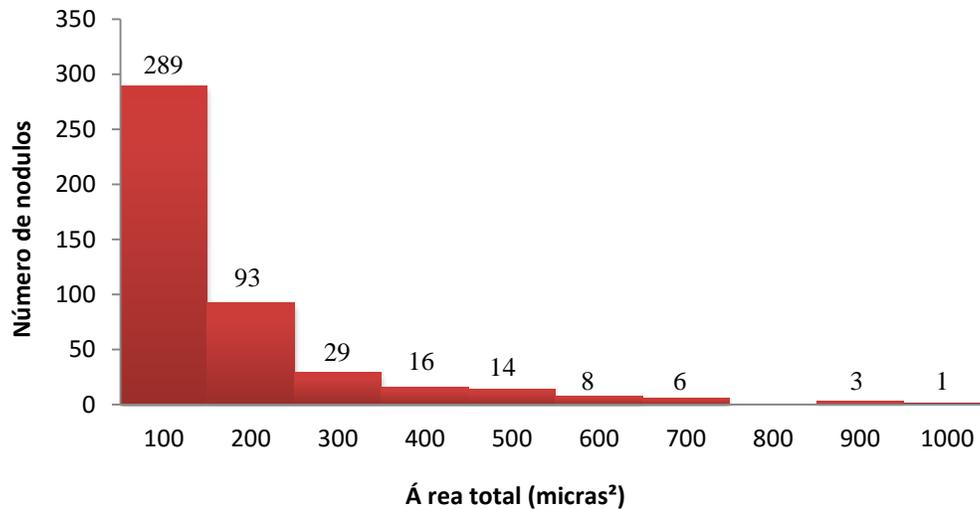


Fig 22. Histograma de la relación del número de nódulos vs área de la fusión 2

5.3. DRX del hierro ductil aleado sin austemperizado

La figura 23 muestra el patrón de difracción de probetas aleadas sin tratamiento térmico para la fusión 1 y 2. El análisis reveló que las muestras están constituidas principalmente por cementita (Fe_3C) y ferrita (Fe). La presencia de carburos en el espectro de difracción se debe a que el Mn y Ni promovieron la formación de estos compuestos, por otro lado la ferrita se encuentra en solución sólida intersticial de carbono obteniendo una menor cantidad de picos a diferencia de los carburos. La presencia de estos dos microconstituyentes concluye que la microestructura es mayoritariamente perlita con una proporción superior al doble que ferrita citado en las tablas 3 y 4. Un incremento en la intensidad y cantidad de los picos de Fe_3C para la fusión 2 (Fig 23) es debido a un mayor contenido de Mn y Ni, los cuales fueron diluidos mediante la temperatura de austenización mostrados en el siguiente espectro de difracción (Fig 23)

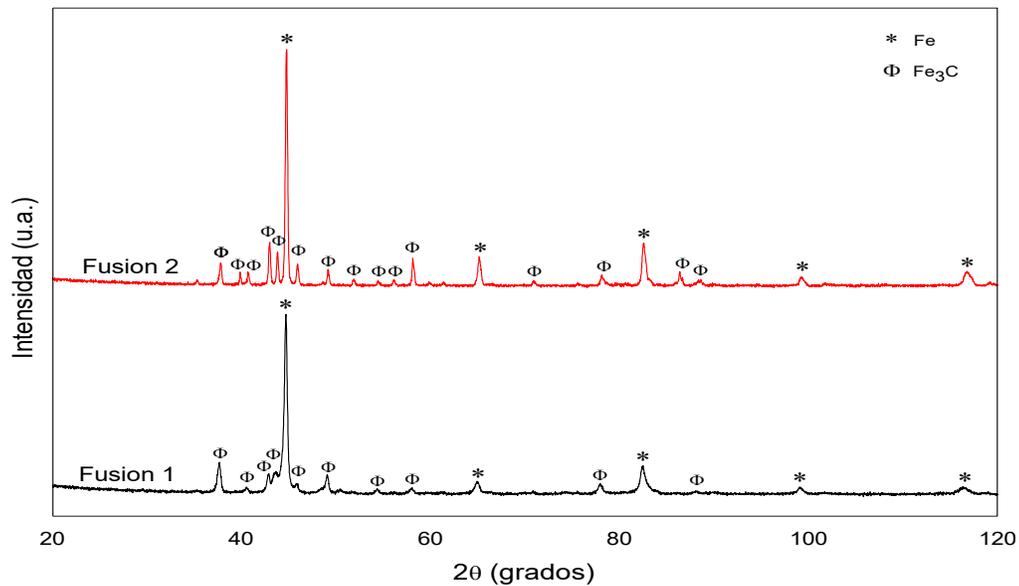


Fig 23. Espectro de difracción de rayos X del hierro nodular aleado con Níquel

5.4. Propiedades mecánicas del hierro ductil aleado sin austemperizado

5.4.1. Ensayo de impacto charpy con entalla

La figura 24 muestran los resultados de la prueba charpy para las fusiones 1 y 2 con entalla para el hierro nodular sin tratamiento los valores obtenidos para muestras aleadas sin austemperizar en un ensayo de impacto son muy parecidos, estos valores de energía absorbida son atribuidos a la entalla en la muestra y la formación de carburos en la región interdendrítica por elementos tales como Cromo y Manganeso, principalmente.

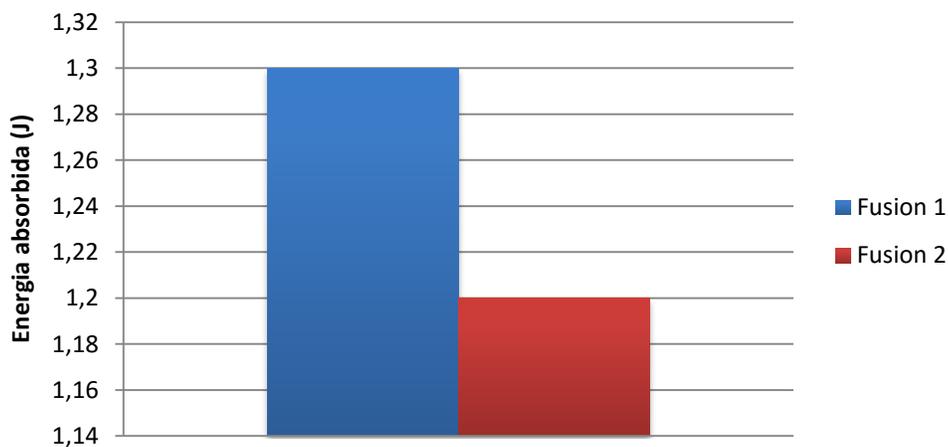


Fig 24. Energía absorbida del hierro nodular sin austemperizar para la fusión 1 y 2

5.4.2. Ensayo de dureza

Los valores para el ensayo de dureza sin tratamiento térmico son atribuidos al contenido de manganeso en la fundición nodular, principalmente. La figura 25 nos muestra que la fusión 2 presentó un valor mayor de dureza (477.46 HB) que la fusión 1 (444.42 HB) debido a que una mayor cantidad de manganeso causa la formación de carburos provocando una estructura frágil. Este hierro pertenece al grado 120-90-02.

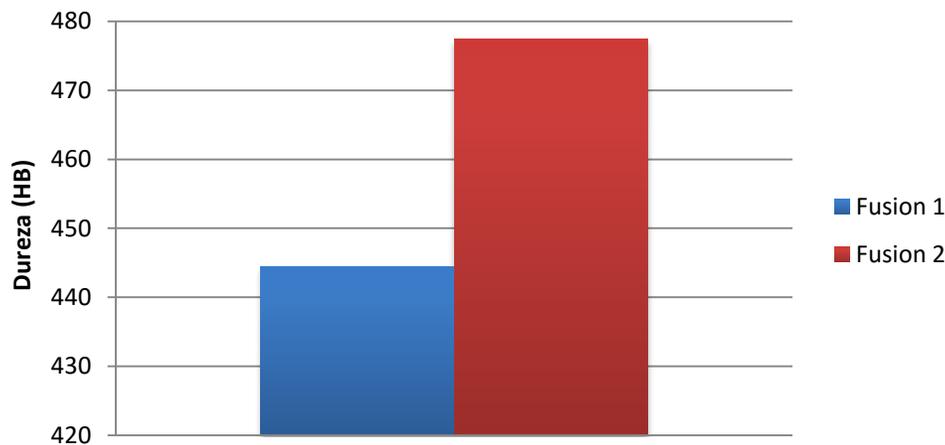


Fig 25. Dureza del hierro nodular sin austemperizar para la fusión 1 y 2

5.4.3. Ensayo de tensión

Las probetas sometidas a este ensayo no representaron un valor confiable facturándose al apretar las mordazas de la maquina de tensión, por lo tanto, no son tema de discusión. El motivo de esta ruptura es la segregación interdendrítica generada por la formación de carburos ocasionando una estructura frágil con muy poca ductilidad además de que el microconstituyente mayoritario es perlita cuya característica principal es ser duro y resistente.

5.5. Analisis microestructural del hierro ductil convencional

5.5.1. Fusión 3

En la figura 26 se muestran fotomicrografías revelando la distribución y forma de los nódulos de grafito para la fusión 3. Sin la presencia de Níquel en el hierro dúctil se incremento el tamaño, esferoidicidad y cantidad de los nódulos debido a que este elemento retarda la

difusión de carbono a la matriz. Por otro lado, al atacar la muestra con nital al 3% por 2 segundos, mostrado en la figura 27, se determinó que la microestructura difiere a las dos fusiones anteriores además de estar constituida por un mayor porcentaje de ferrita en comparación con las figuras 16 y 20. También sin la presencia de Niquel se logró obtener una microestructura típica y conocida como “ojo de buey” donde su principal característica es que el nódulo grafito se encuentra rodeado por ferrita. Un menor contenido de Mn en el hierro ductil generó una menor formación de carburos los cuales no segregaron en la región interdendrítica obteniendo una mayor cantidad sin espaciamiento de nódulos de grafito. La presencia de perlita gruesa en la muestra atacada se obtuvo por el enfriamiento relativamente lento del metal en el molde originando una microestructura ferrítica-perlítica aunque con un menor porcentaje de perlita que en las dos fusiones anteriores.

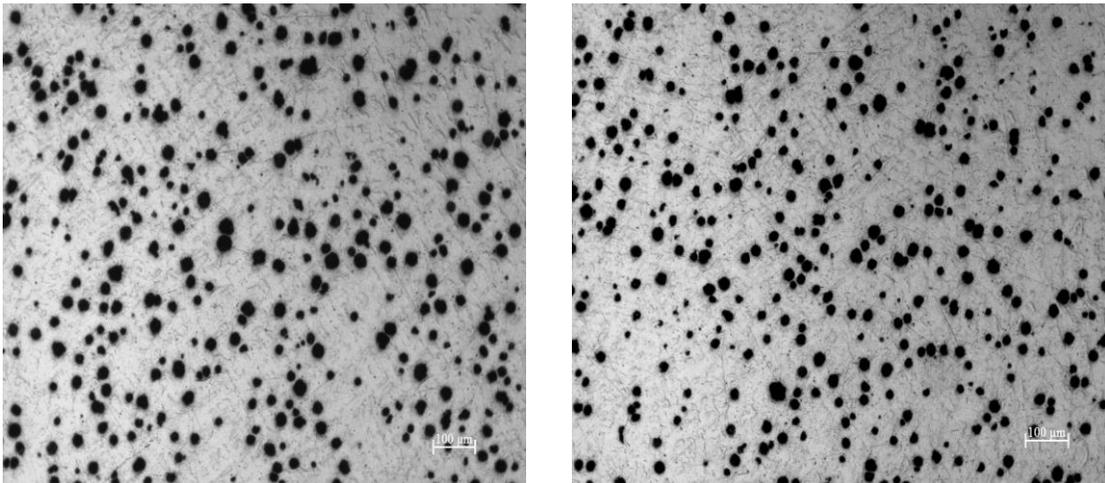


Fig 26. Fotomicrografías de la fusión 3 del hierro nodular sin ataque químico

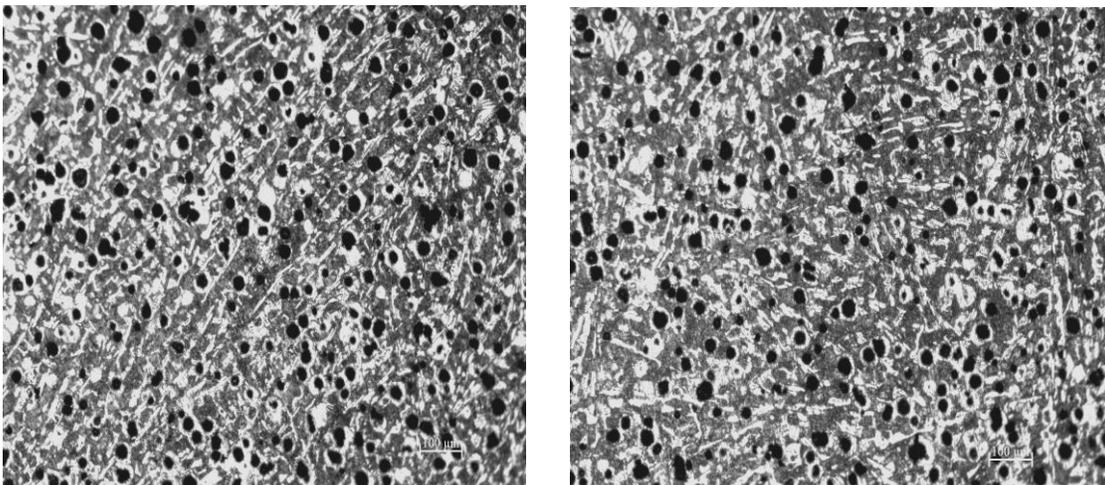


Fig 27. Fotomicrografías de la fusión 3 del hierro nodular con ataque químico

En la tabla 5 se presentan las características microestructurales para; conteo nodular, nodularidad, tamaño promedio de nódulo, contenido de grafito, perlita y ferrita, determinados mediante el software ImageJ.

Tabla 5. Resultados de diferentes características microestructurales del hierro nodular

Características microestructurales de la fusión 3 de hierro nodular	
Conteo nodular	1063 nódulos/mm ²
Nodularidad	90 %
Tamaño promedio	87 μm
Grafito	16 %
Perlita	50 %
Ferrita	34 %

En la figura 28 se observa el número de nódulos de grafito que entran en cierto intervalo de circularidad de un total de 829, a diferencia de los histogramas anteriores para los hierros aleados la nula presencia de Ni y bajo contenido de Mn ayudó a obtener un incremento en la circularidad y conteo nodular del hierro nodular conveccional. Por otro lado, la figura 29 muestra el intervalo del área total y el número de nódulos que están dentro de un total de 829, se observa que la máxima congregación de nódulos de grafito se encuentra a una mayor área (100 micras²), sin embargo para los histogramas de los hierros ductiles aleados la disminución en la cantidad de nódulos propició un decremento en el area total generando poca congregación de nódulos.

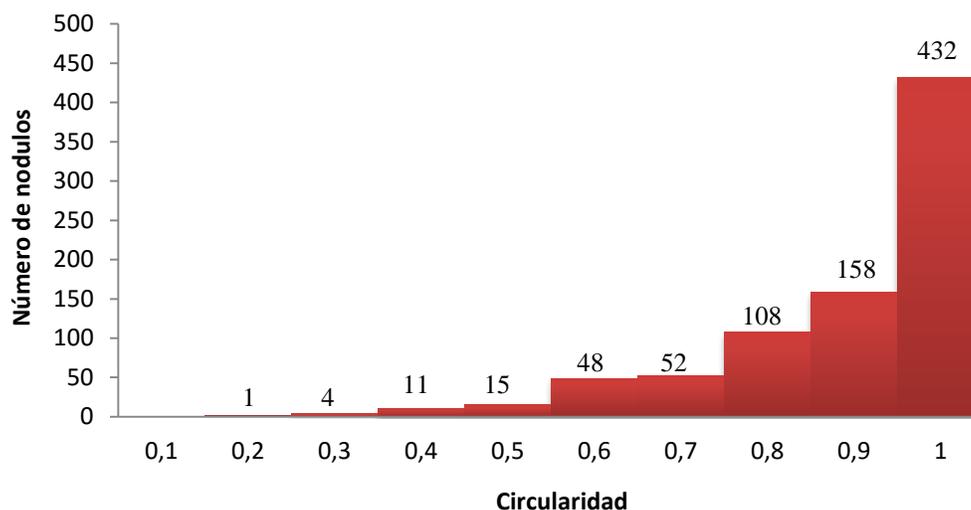


Fig 28. Histograma de la relación del número de nódulos vs circularidad de la fusión 3

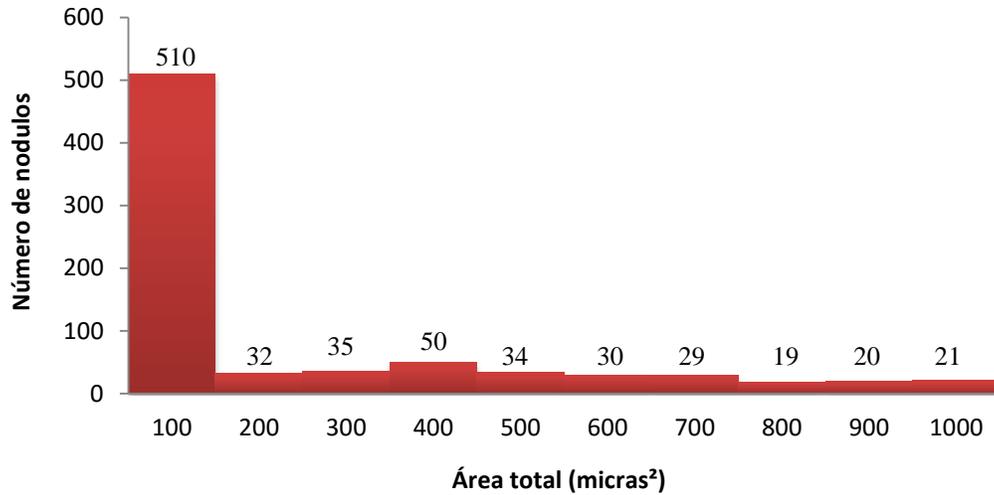


Fig 29. Histograma de la relación del número de nódulos vs área de la fusión 3

5.6. DRX del hierro ductil convencional

El espectro mostrado en la figura 30 revela los picos de difracción para un hierro nodular sin aleantes y sin tratamiento térmico. La ferrita se encuentra en solución sólida intersticial de carbono y como único elemento microestructural, por lo tanto las propiedades mecánicas de dureza y tensión se vieron reducidas (fig 32 y 33), sin embargo se incrementó su ductilidad. Por otro lado, la ferrita como único microconstituyente incrementó la energía absorbida del hierro y por lo tanto su tenacidad (fig 31).

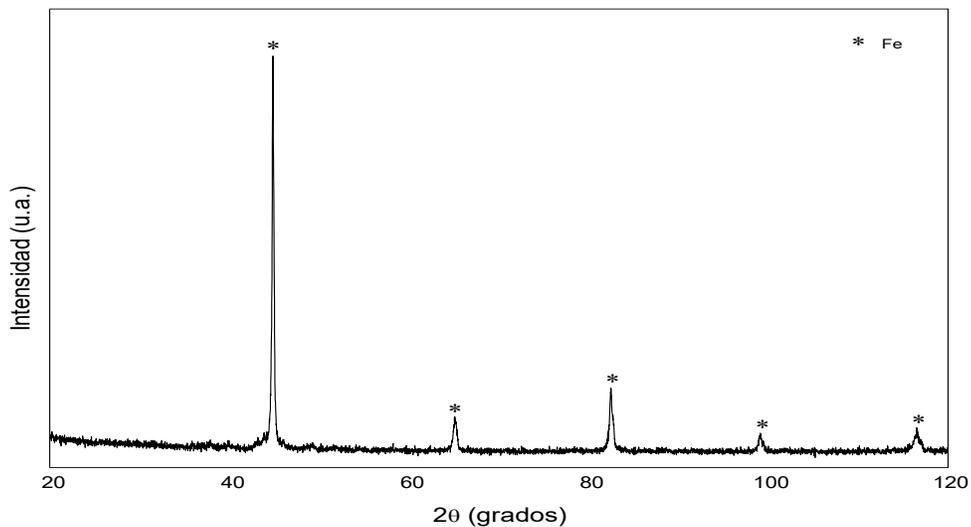


Fig 30. Espectro de difracción de rayos X del hierro nodular convencional

5.7. Propiedades mecánicas del hierro ductil convencional

5.7.1. Ensayo de impacto Charpy con y sin entalla

Los resultados de energía absorbida para probetas sometidas a un ensayo de impacto Charpy son mostrados en la figura 31. Se observa que el valor máximo de tenacidad fue de 58.8 J obtenido para una muestra sin entalla la cual midió la energía absorbida por la nodularidad y conteo nodular de la muestra. Por otro lado, el valor obtenido para una muestra con entalla fue de 4.32 J la cual midió la energía absorbida de la matriz de la muestra. Sin la presencia de carburos se obtuvo una microestructura mas ductil ayudando a una mejor tenacidad, sin embargo la presencia de perlita producida por un enfriamiento relativamente lento del metal en el molde generó cierta dureza en la microestructura.

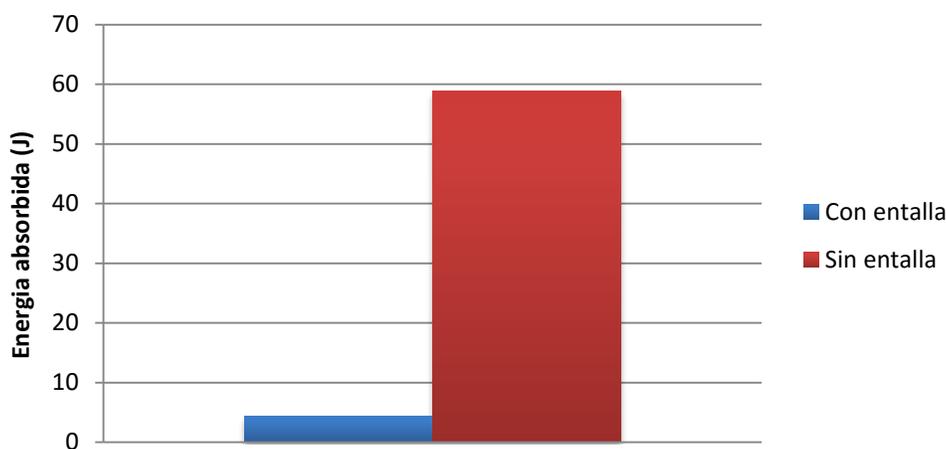


Fig 31. Energía absorbida del hierro nodular convencional con y sin entalla

5.7.2. Ensayo de dureza

El valor obtenido para el ensayo de dureza a una muestra de hierro nodular convencional es mostrado en la figura 32. A diferencia de los valores obtenidos anteriormente a muestras aleadas con y sin austemperizado esta probeta exhibió un decremento en la dureza debido a la reducción del contenido de elementos formadores de carburos y microconstituyentes de fases duras (perlita) tales como Mn y Ni, respectivamente. Por lo tanto, esta reducción engrosó el contenido de ferrita incrementando su ductilidad de la probeta.

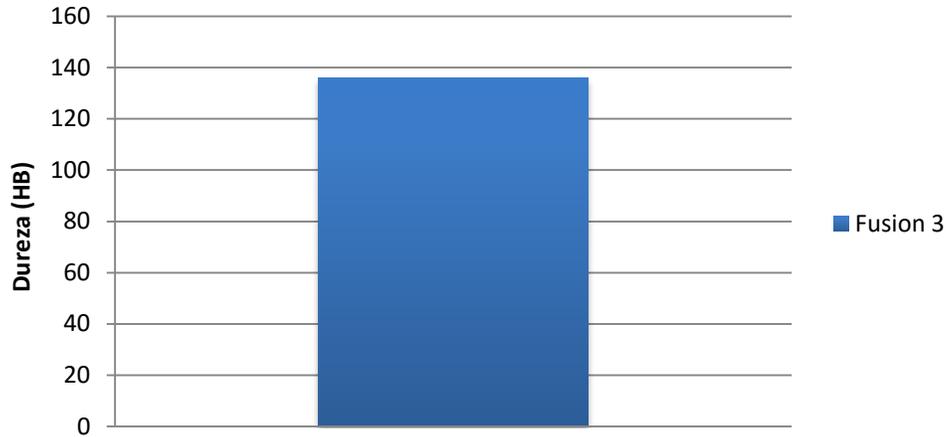


Fig 32. Dureza del hierro nodular convencional

5.7.3. Ensayo de tensión

La figura 33 presenta la grafica esfuerzo-deformación del hierro ductil sin aleantes y sin tratamiento térmico mostrando un esfuerzo y deformación máximo de 600.5 MPa y 9%, respectivamente. El bajo contenido de Mn en el hierro generó una disminución en la formación de carburos, además, la eliminación en la adición de Ni redujo la formación de perlita, esta microestructura fue promovida por el lento enfriamiento del metal en el molde. Por otro lado, el contenido de ferrita produjo un incremento en la ductilidad del hierro perteneciendo al grado 80/55/06.

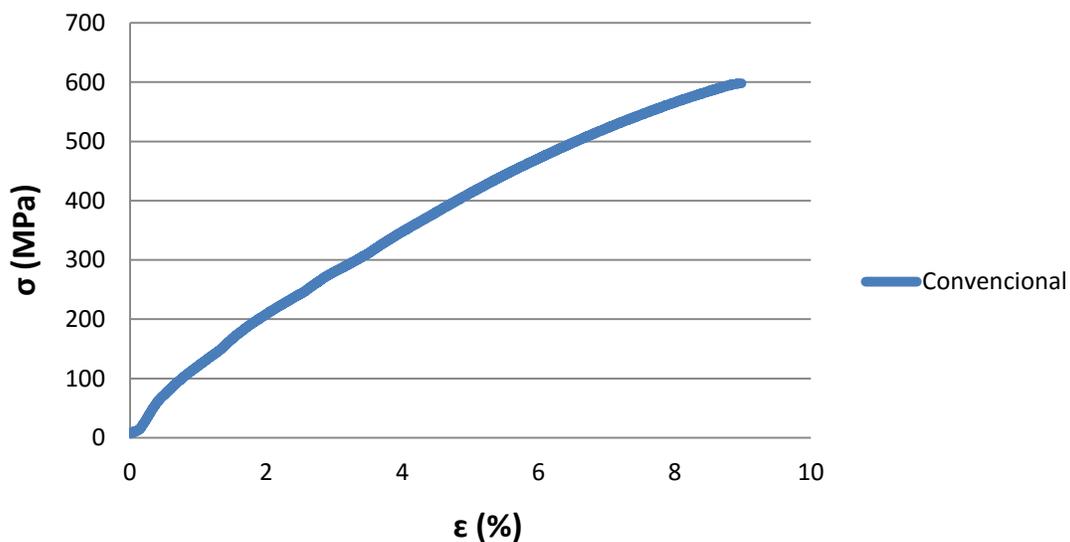


Figura 33. Esfuerzo y deformación del hierro nodular convencional

5.8. Análisis microestructural del hierro dúctil austemperizado

5.1. Fusión 1

En las figuras 34 y 35, se observa que la microestructura del ADI está formada por paquetes de láminas grandes de ferrita acicular, separadas por regiones blancas de austenita estabilizada. Se observan algunas regiones de austenita en forma de bloque ubicadas cerca del nódulo. Algunas de estas áreas pueden contener agujas de martensita formadas debido al bajo contenido de carbono o la heterogeneidad de la distribución de ese elemento en la región. A temperaturas elevadas de tratamiento, la microestructura consiste de un arreglo formado por láminas gruesas de ferrita acicular (ausferrita superior) intercaladas con láminas de austenita estabilizada (figura 35), por el contrario, la disminución de la temperatura produce un refinamiento de la microestructura (ausferrita inferior) (figura 34).

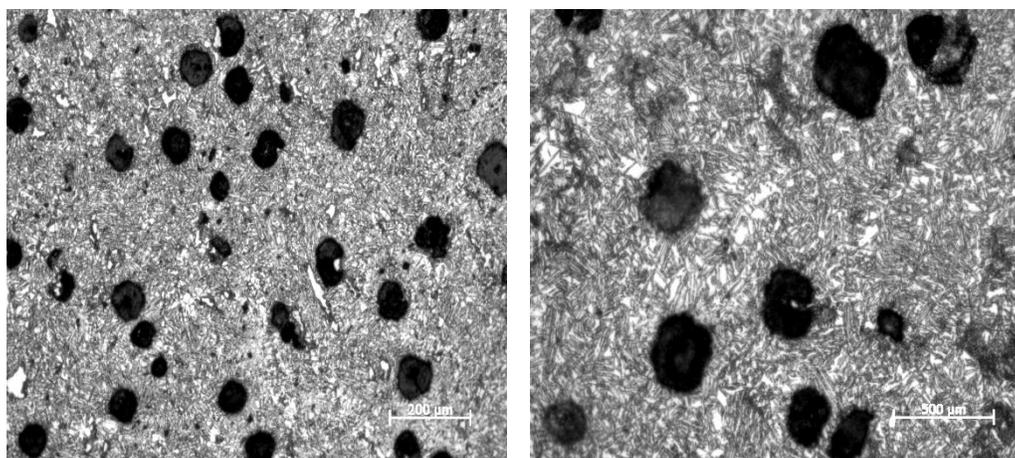


Fig 34. Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 1 revenido a 300°C durante 10 min

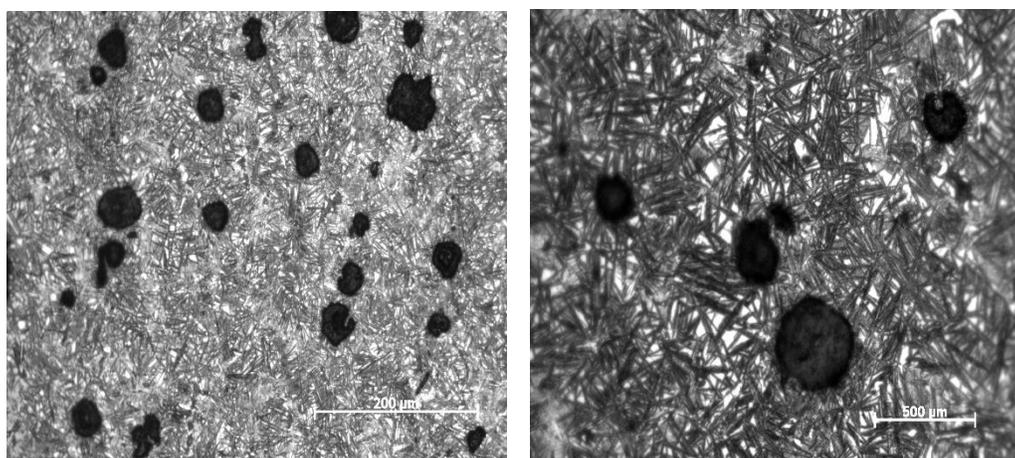


Fig 35. Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 1 revenido a 400°C durante 10 min

Las figuras 36 y 37 muestran las microestructuras de los ADI's fabricados para la fusión 1 a 300 y 400°C, respectivamente para un tiempo de tratamiento de 30 min. Las microestructuras de estas figuras contienen austenita en forma de bloques que pueden transformarse a martensita después del enfriamiento a la temperatura ambiente, además de la presencia de carburos en las zonas blancas más pequeñas entre cada nódulo. La figura 36 presenta un mayor contenido de austenita en forma de bloques, debido a la no transformación de ferrita acicular (ausferrita inferior), exhibiendo un refinamiento debido a la baja temperatura. La figura 37 presentó una mayor transformación de ferrita acicular, así como también un engrosamiento en su microestructura debido a la temperatura de austenización estimada de 400°C, se incrementó en 50°C, lo que permitió que los carburos disminuyeran.

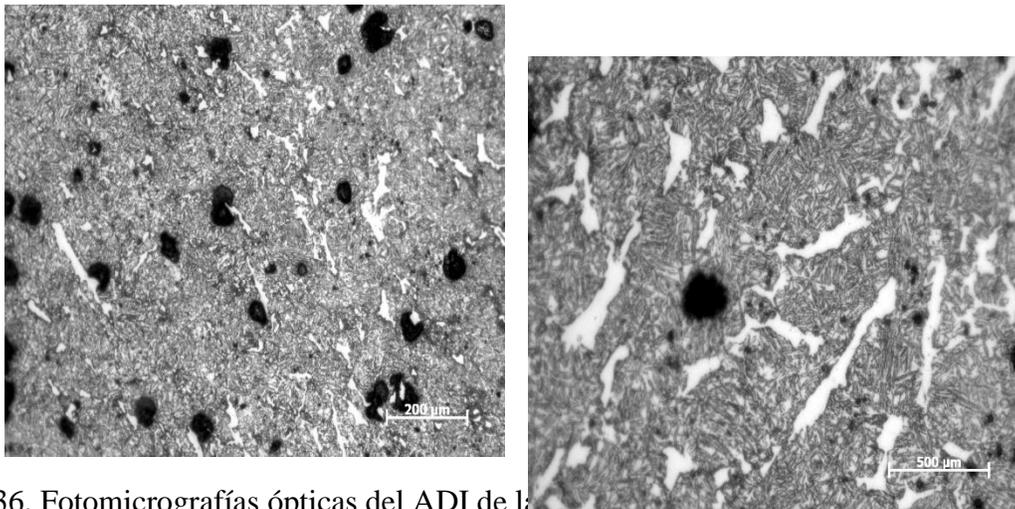


Fig 36. Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 1 a 300°C durante 30 min

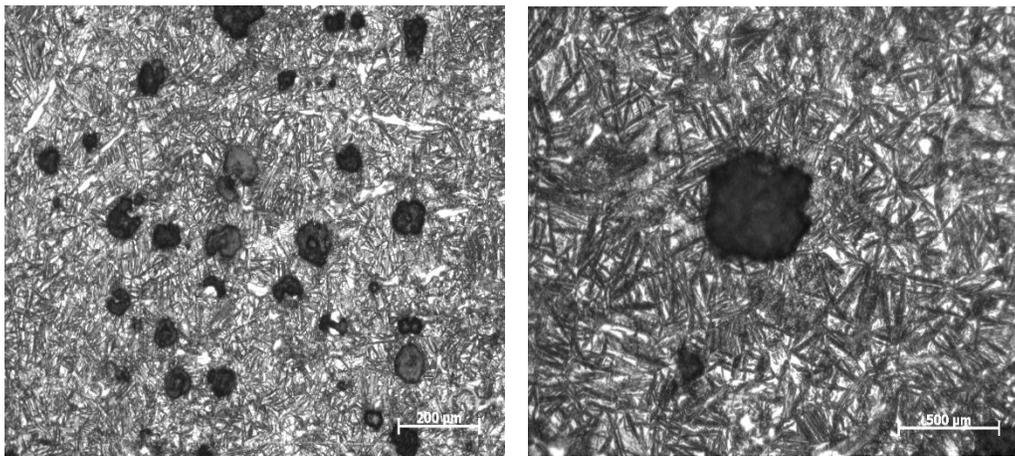


Fig 37. Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 1 revenido a 450°C durante 30 min

Al incrementar el tiempo de revenido a 60 min, las fotomicrografías de las figuras 38 y 39 resentaron zonas blancas que indican que la nucleación de la ferrita acicular no ha iniciado aun. El atraso en la transformación de la austenita se debe a que la fusión 2 presenta un mayor contenido de Ni (2.29%), lo cual incrementa la templabilidad de la austenita, obteniendo una segregación moderada de carburos durante la solidificación, el mayor contenido se encuentra cerca del nódulo, así como también presenta una pequeña disminución de la solubilidad del carbono en la austenita inicial y metaestable. La muestra de la figura 39 austemperizada a 400°C por 60 minutos, presenta una transformación avanzada en la región intercelular; sin embargo, la microestructura no es tan homogénea como la obtenida en el resto de la matriz. Por el contrario, la muestra tratada a 300°C por 60 minutos presenta un refinamiento en las láminas de ferrita acicular (ausferrita inferior), debido a una disminución de temperatura.

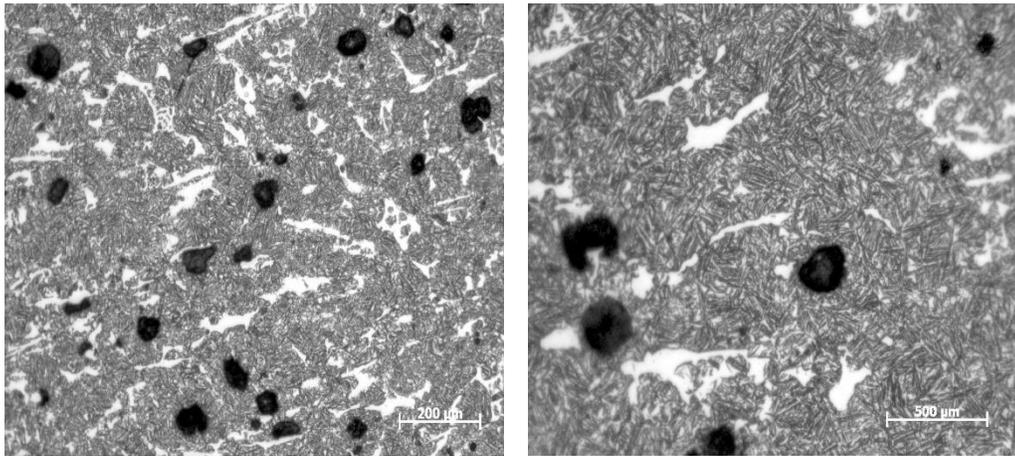


Fig 38. Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 1 revenido a 300°C durante 60 min

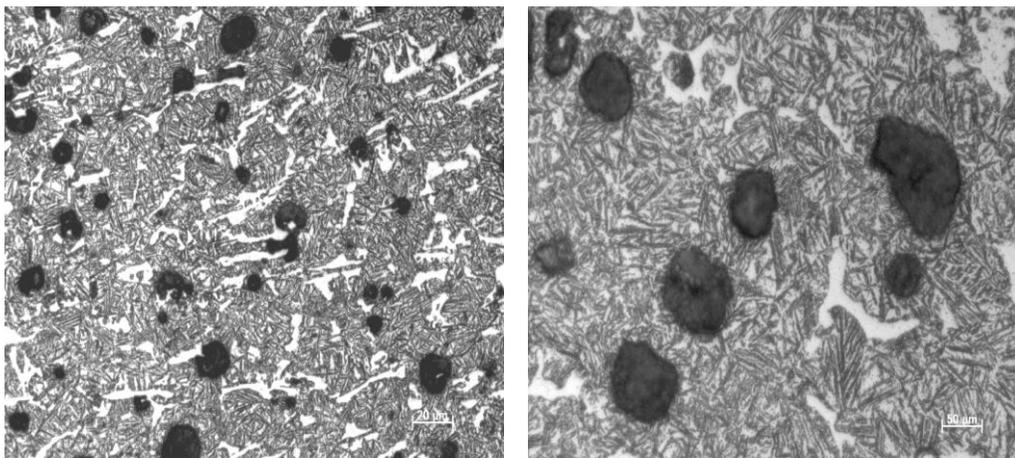


Fig 39. Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 1 revenido a 400°C durante 60 min

5.8.2. Fusión 2

En la figura 40 y 41, se observa que el proceso de austemperizado se inicia con la nucleación y crecimiento de láminas de ausferrita en los límites de grano (fig 41) de la austenita y en la intercara nódulo/austenita. Al incrementar la temperatura, no se observa un crecimiento prolongado de láminas de ausferrita. Las regiones blancas de ambas figuras están constituidas por carburos producidos por la segregación del Mn durante la solidificación de la fundición además de martensita formada durante el posterior enfriamiento del material en agua. Sin embargo, en esas regiones pueden encontrarse áreas formadas por austenita retenida. En la figura 41, se puede apreciar que las láminas de ausferrita son más gruesas (ausferrita superior) que las de la figura 40, debido a la influencia de la temperatura de austemperizado.

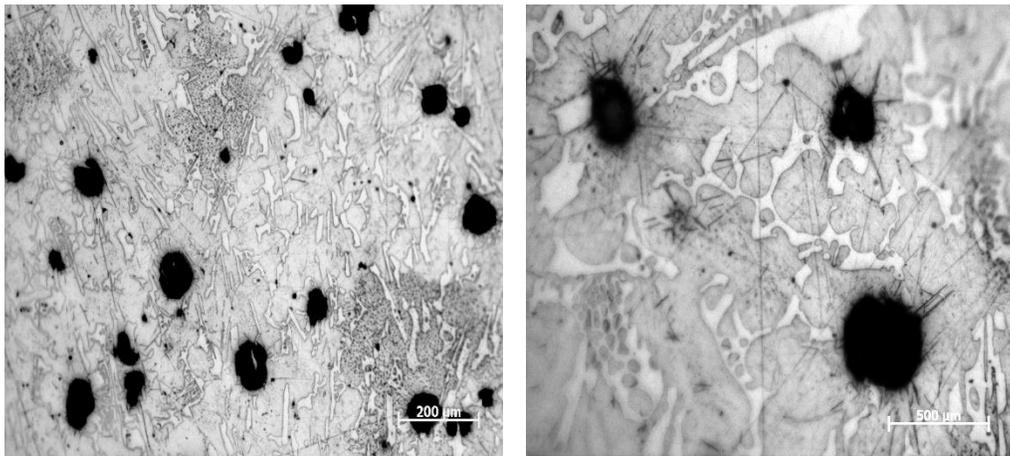


Fig 40. Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 2 revenido a 300°C durante 10 min

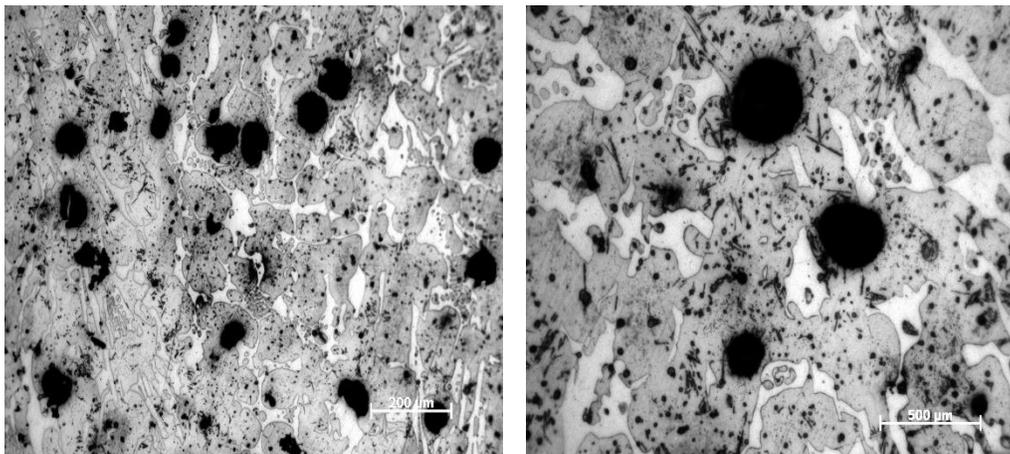


Fig 41. Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 2 revenido a 400°C durante 10 min

Las figuras 42 y 43 muestran las microestructuras de los ADI's fabricados para la fusión 2 a 300 y 400°C, respectivamente para un tiempo de tratamiento de 30 min. Se observa que la presencia de transformación de austenita a ausferrita en las regiones aledañas al nódulo de grafito. Sin embargo, aun están presentes los carburos en la región interdendrítica. A una temperatura de austemperizado de 400°C la nucleación de láminas de ferrita acicular (ausferrita) es mayor (figura 43) debido a que la austenita se transforma a ferrita más austenita con alto contenido de carbono. La temperatura de austenización estimada de 400°C, se incremento 50°C, sin una disminución de carburos. Por el contrario, a 300°C la austenita con alto contenido de carbono se transforma a ferrita más carburos.

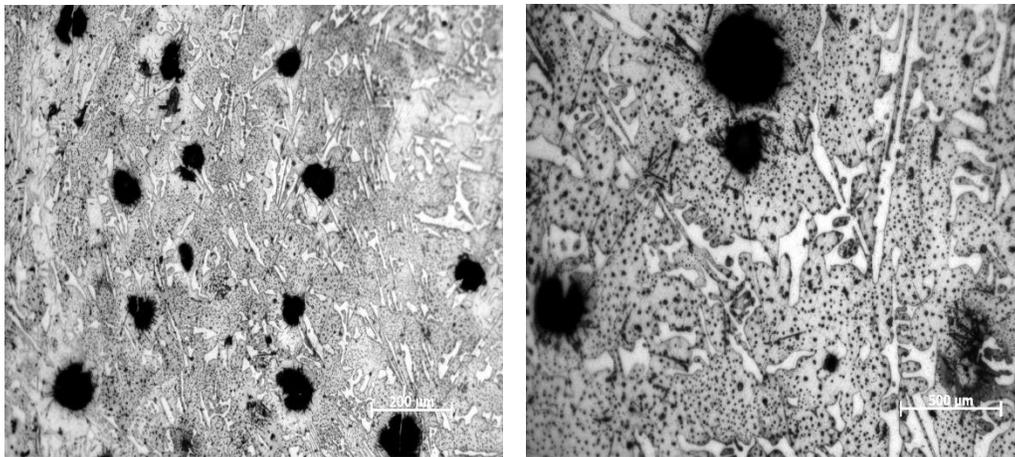


Fig 42. Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 2 revenido a 300°C durante 30 min

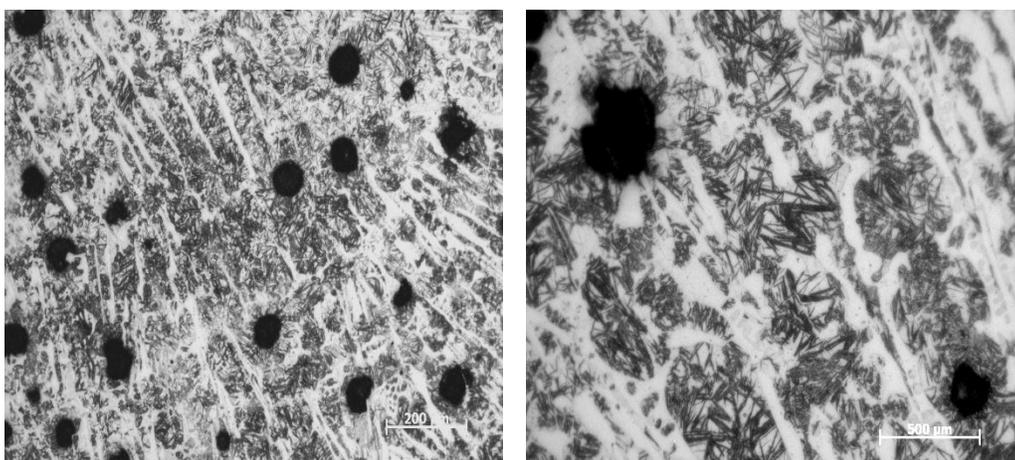


Fig 43. Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 2 revenido a 450°C durante 30 min

Con 60 minutos de tratamiento la austenita ha alcanzado su máxima transformación a ausferrita dando lugar a la segunda etapa de transformación (fig 45). El Mn fue el principal promotor de carburos los cuales se segregaron fuertemente en la región interdendrítica entre cada nódulo. Para la fusión 2 a diferentes tiempos y temperaturas de austemperizado fue difícil la disolución de carburos presentes en la fundición nodular por lo que fue necesario un tratamiento posterior de recocido para la eliminación de estos carburos. La presencia de níquel a la temperatura de 300°C de austemperizado (figura 44) redujo la etapa de transformación de austenita a ausferrita provocando su conversión a martensita.

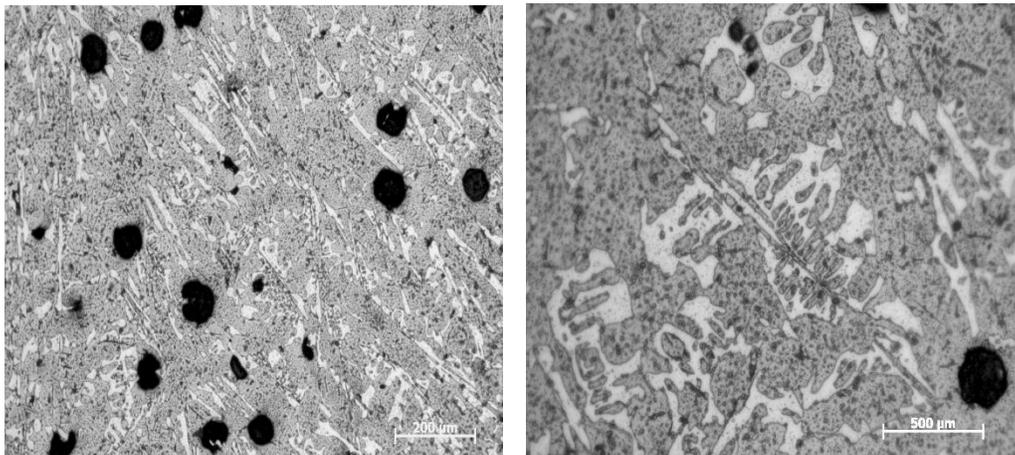


Fig 44. Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 2 revenido a 300°C durante 60 min

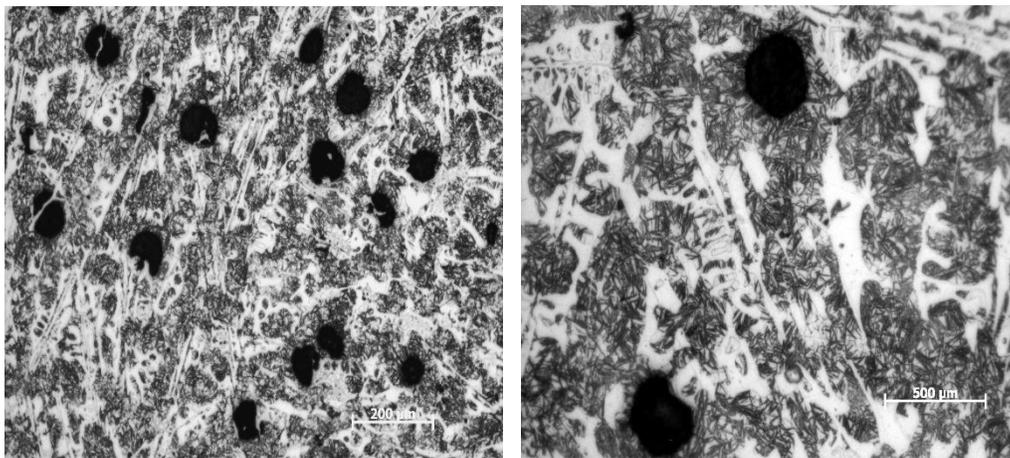


Fig 45. Fotomicrografías ópticas del ADI de la fusión 2 revenido a 400°C durante 60 min

La tabla 6 resume el porcentaje de transformación de austenita a ausferrita para las diferentes condiciones experimentales ensayadas de temperatura de revenido (300 y 400°C) y tiempo de permanencia (10, 30 y 60 min) para las fusiones 1 y 2.

Tabla 6. Porcentaje de ausferrita para cada muestra austemperizada

Fusión 1			Fusión 2		
<i>Temperatura y Tiempo de Austemperizado</i>	<i>% Ausferrita</i>	<i>% Austenita y Carburos</i>	<i>Temperatura y Tiempo de Austemperizado</i>	<i>% Ausferrita</i>	<i>% Austenita y Carburos</i>
300°C – 10 min	60.78	39.22	300°C – 10 min	7.46	92.54
400°C – 10 min	62.64	37.36	400°C – 10 min	18.96	81.04
300°C – 30 min	65.97	34.03	300°C – 30 min	42.45	57.55
450°C – 30 min	71.45	28.55	450°C – 30 min	32.22	67.78
300°C – 60 min	67.63	32.37	300°C – 60 min	53.78	46.22
400°C – 60 min	69.96	30.04	400°C – 60 min	69.36	30.64

De esta tabla se observa que la condición óptima para obtener el mayor porcentaje de ausferrita es a una temperatura y tiempo de 450°C – 30 min y 400°C – 60 min para la fusión 1 y 2, respectivamente.

5.9. DRX del hierro dúctil austemperizado

En la figura 46 el difractograma muestra la presencia de austenita y ferrita, se observa que el patrón de difracción de los primeros picos de austenita (111) y ferrita (110) ubicados en un ángulo 2θ entre 40° y 50° se encuentran muy cercanos en todos los tiempos de austemperizado a una temperatura de 300°C. También se determinó que la intensidad de todos los picos de austenita y ferrita se mantienen constantes cuando el tiempo de austemperizado es modificado. El elemento de aleación (Ni) causó la disminución de la velocidad de transformación de austenita en el hierro dúctil evitando así su conversión a carburos mientras que la presencia de Mn produjo la formación de estos (figura 23 sin austemperizado) sin embargo fueron disueltos debido a que se trabajó con una temperatura de austenización de 860°C por 1 hora y 15 minutos.

Por otro lado, el difractograma de la figura 47 muestra al igual la figura 46, la presencia de austenita y ferrita, por lo que se concluye que la existencia del elemento níquel al 1.18% en el hierro nodular redujo la velocidad de reacción de la etapa 1 evitando la transformación de austenita a carburos. De igual manera que la figura 46 la presencia de carburos fue disuelta a

una temperatura de austenización de 850°C por 1 hora y 30 minutos. El patrón de difracción de los primeros picos de austenita (111) y ferrita (110) ubicados en un ángulo 2θ entre 40° y 50° se encuentran muy cercanos en todos los tiempos de austemperizado a una temperatura de 400°C, sin embargo sus intensidades se ven afectadas. Las intensidades de los picos de austenita disminuye con un incremento en el tiempo de austemperizado, por otro lado, las intensidades de los picos de ferrita incrementa con un incremento en el tiempo de austenizado.

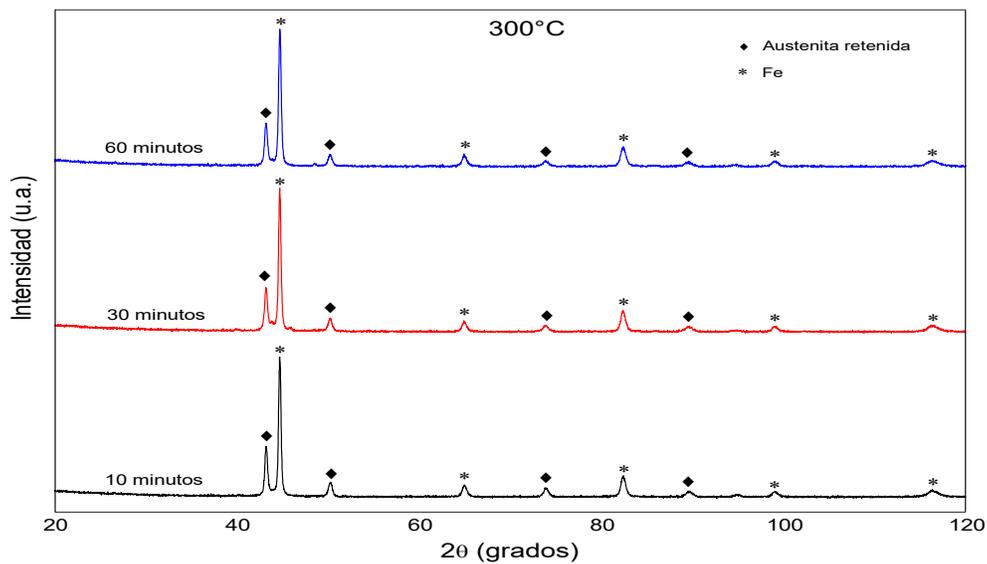


Fig 46. Espectro de difracción de rayos X del ADI por 300°C a 10, 30 y 60 min

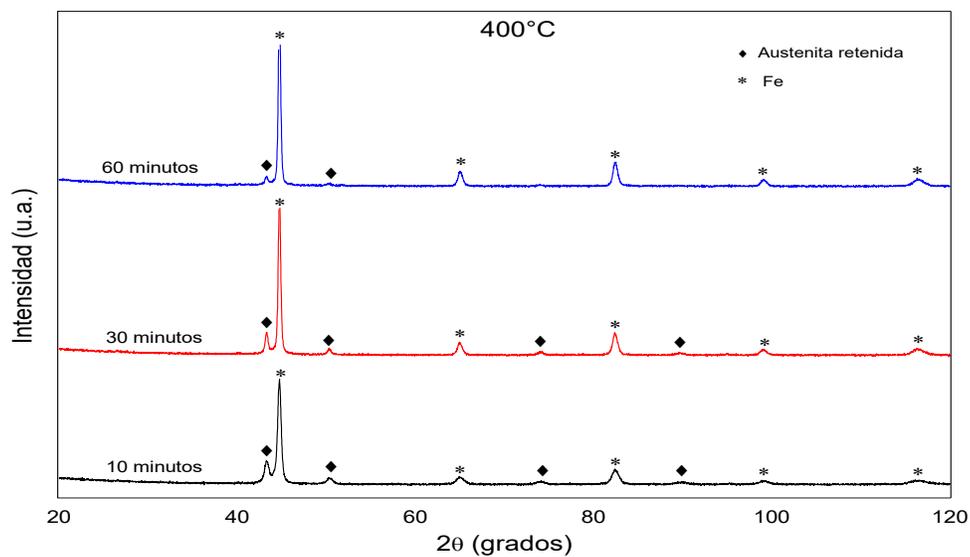


Fig 47. Espectro de difracción de rayos X del ADI por 400°C a 10, 30 y 60 min

El patrón de difracción de muestras tratadas térmicamente a temperaturas de 300°C y 400°C por tiempos de 10, 30 y 60 minutos revelo que las muestras están constituidas por cementita (Fe_3C), ferrita (Fe) y austenita retenida. La presencia de los picos de ferrita y cementita provee que la estructura perlítica está presente en la matriz de todas las muestras, por lo tanto, el ancho de los picos de cementita presentado en el patrón de DRX sugiere que la perlita es el constituyente principal en la microestructura. El constituyente Fe_3C se forma dentro de la fase austenita y la interfase austenita-ferrita donde solamente se observa el carburo después que la reacción de la etapa II está completa, esto puede ser observado en los dos espectros de difracción de las figuras 48 y 49 donde la intensidad de los picos de cementita incrementa cuando el tiempo de austemperizado incrementa. La máxima intensidad del pico de ferrita a 300°C y 400°C ubicado en un ángulo 2θ entre 40° y 50° incrementa cuando el tiempo de austemperizado incrementa, sin embargo su ancho disminuye al transcurrir un tiempo, esto puede ser visto en la figura 48. Por otro lado, las intensidades y el número de picos de austenita incrementan cuando el tiempo de austemperizado incrementa para ambas temperaturas. El difractograma evidenció que la temperatura de austenización no disolvió los carburos presentes en el hierro ductil debido a que el porcentaje de Mn es mayor que en el de la fusión 1, por lo tanto la disolución se debe realizar a una mayor temperatura y tiempo de austenización.

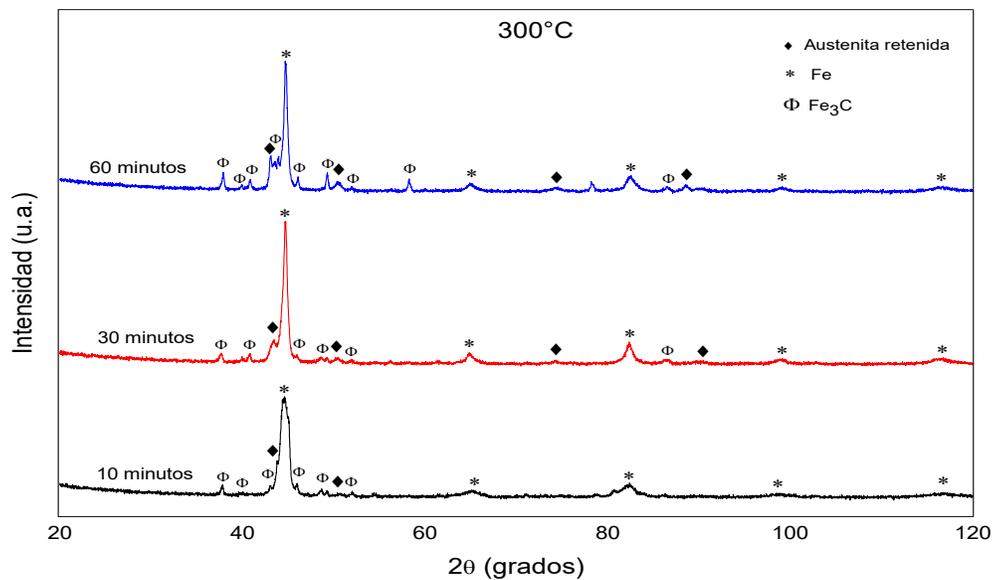


Fig 48. Espectro de difracción de rayos X del ADI por 300°C a 10, 30 y 60 min

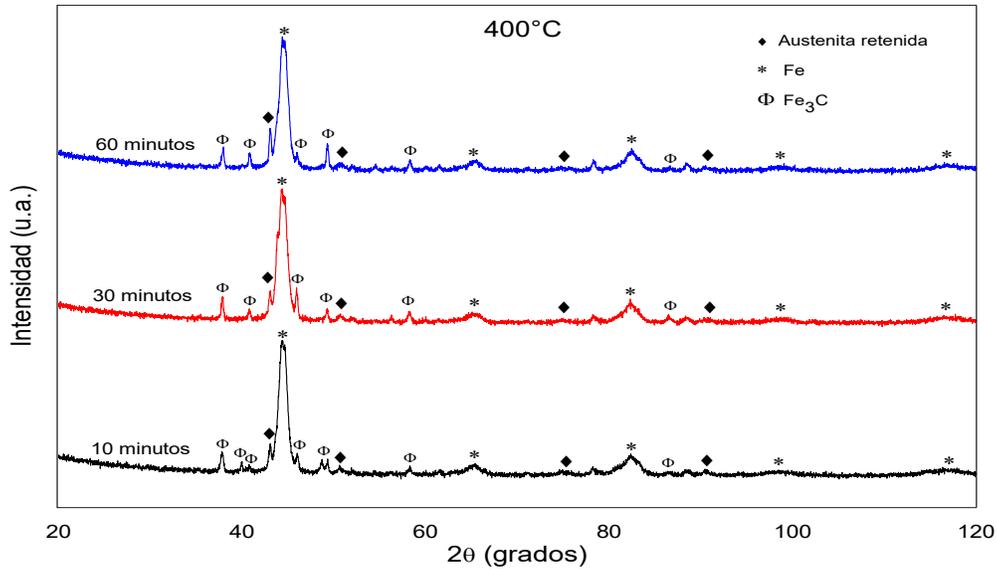


Fig 49. Espectro de difracción de rayos X del ADI por 400°C a 10, 30 y 60 min

6.0. Discusión de resultados del análisis microestructural del ADI

Las figuras de las fusiones 1 y 2 muestran los resultados de los tratamientos térmicos de austemperizado realizado a los hierros ductiles fabricados aleados con Ni. De manera general se observa el cambio microestructural que sufre cada probeta cuando es sometida a diferentes intervalos de tiempo y temperatura. El análisis microestructural de los ADI's fue mediante una preparación metalográfica. Se observó que a una menor temperatura de austemperizado (300°C) la microestructura está compuesta de ausferrita inferior, una característica de esto son las agujas finas de ferrita con regiones de austenita delgada presente como “astillas” entre ellas y en forma de bloque. Una mayor temperatura de austemperizado (400°C) permitió obtener una microestructura de ausferrita superior la cual tiene agujas gruesas de ferrita y bloques de austenita separados entre ellos. La presencia de austenita no transformada es debido a la segregación de elementos aleantes en la región intercelular la cual resulta en el retraso de la transformación de ausferrita durante el austemperizado. Cuando el tiempo de austemperizado se incrementó la cantidad de carbono en la austenita se incrementó. También se observó que la ferrita nucleó en la interface/grafito austenita y se movió hacia los límites de grano de la austenita, diferencias en la distribución de la austenita y su estabilidad dependen de la temperatura de austemperizado. Tratamientos de austemperizado a una elevada temperatura (400°) conducen a la descomposición de austenita en ferrita y carburos,

la precipitación homogénea de carburos en la austenita por tiempos relativamente cortos (10 min) parece ser el precursor para la formación de carburos complejos durante a la descomposición de la austenita. Cuando se modificó la composición química de la fusión 1 y 2 se alteró el contenido de carbono inicial de la austenita original y como consecuencia la microestructura se vio afectada. En tiempos cortos de austemperizado la fracción de volumen de austenita se forma en pequeñas cantidades, como consecuencia, la austenita es inestable y transforma a martensita en el temple, esto es conocida como la etapa 1 de transformación. La austenita formada a elevadas temperaturas (400°C) tiene más bajo contenido de carbono y por lo tanto más baja estabilidad, por lo que se favorece la formación de la martensita.

La adición de níquel hace que el intervalo de temperatura de transformación ausferrítica resulte en la transformación de ausferrita superior así como también decrece la velocidad de reacción de la etapa 1 de austemperizado, contenidos de níquel mayores de 1% causan la formación de martensita en los límites de la celda en el enfriamiento. El contenido de Silicio no influyó en una mayor obtención de fracción de volumen de austenita retenida después del tratamiento térmico de austemperizado en la fusión 2, asociado por la presencia de níquel así como también de los elementos que segregaron en la región intercelular, por otro lado la presencia de níquel disminuyó la transferencia de carbono entre la matriz y los nódulos de grafito además de incrementar la ductilidad. La temperatura de austenización tiene un efecto en la microestructura y propiedades mecánicas del hierro. A una menor temperatura de austenización (menor a 850°C) se obtiene una mayor nucleación de láminas de ferrita acicular y una mayor velocidad de crecimiento de las mismas, esto trae como resultado la formación de una microestructura más fina y homogénea, así como una mayor velocidad de desarrollo de la primera etapa del proceso, lo que conduce a un tiempo menor. Por otro lado, si la temperatura de austenización es elevada (950°C y superior), la cinética de transformación del austemperizado es más lenta y la microestructura es más gruesa, producto de un mayor contenido de carbono en la austenita inicial. Esta microestructura suele contener austenita en forma de bloques, que pueden transformar a martensita después del enfriamiento a temperatura ambiente. La temperatura de austenización es más benéfica a una menor temperatura de austemperizado (300°) incrementando el contenido de austenita de la matriz. Incrementando la temperatura de austemperizado, el decremento en la efectividad de la temperatura de austenización se atribuye al decremento termodinámico de la etapa 1 de la

reacción, esto debido al incremento inicial de carbono en la austenita. El incremento en el tiempo de austemperizado condujo a un mayor porcentaje de ausferrita tanto para la fusión 1 y 2, esto puede ser observado en la tabla 6, del mismo modo este incremento elimino la presencia de carburos e incrementó la cantidad de austenita retenida en la matriz microestructural obteniendo mejores propiedades mecánicas.

6.1. Propiedades mecánicas del hierro ductil austemperizado

6.1.1. Fusión 1

6.1.1.1. Ensayo de impacto charpy con entalla

La figura 50 muestra el efecto del tiempo de austemperizado en muestras austemperizadas a 300°C y 400°C. Para las pruebas realizadas a 400°C se observa que la tenacidad a la fractura se incrementó de un valor de 1.99 J por 10 minutos a uno de 3.15 J por 60 minutos. Los pequeños valores a tiempos reducidos (10 minutos) son atribuidos por la presencia de cementita (Fe_3C) en los límites de las celdas. Con un incremento en el tiempo de austemperizado el contenido de austenita se incrementó mejorando la tenacidad. Para el tiempo de austemperizado de 60 minutos, los valores de tenacidad de muestras austemperizadas a 400°C son mayores a los obtenidos a 300°C. Por lo tanto, la tenacidad a la fractura se incrementó con el aumento de la temperatura de austemperizado.

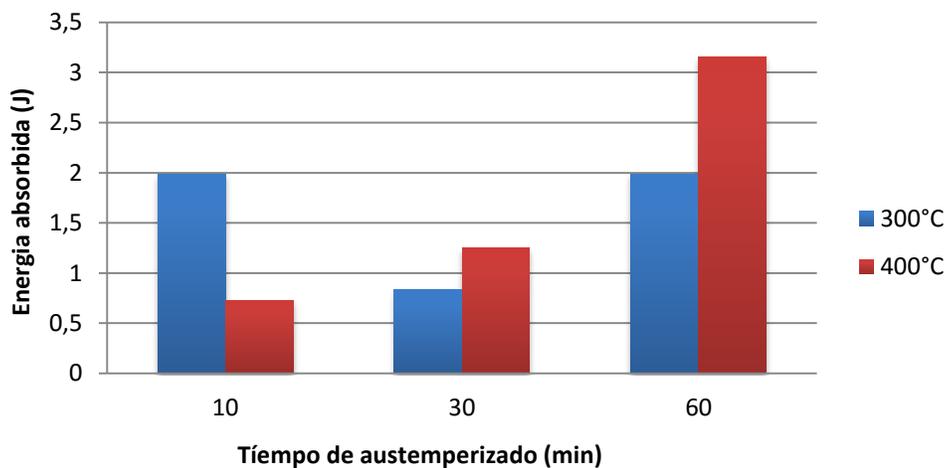


Fig 50. Energía absorbida del ADI a 300°C y 400°C por 10, 30 y 60 min

6.1.1.2. Ensayo de dureza

La figura 51 muestra el valor máximo de dureza se obtuvo para el tiempo de austemperizado de 10 min y 400°C, debido a que la cantidad de cementita aumento (Fe_3C) después del tratamiento térmico de austemperizado. Al aumentar el tiempo de austemperizado (30 y 60 min) los valores de dureza se reducen y se mantienen constantes, esto se debe al incremento de la fracción de volumen de austenita, para esta temperatura de austemperizado el porcentaje de níquel (1.18%) no tuvo mucha influencia. Por otro lado, el valor máximo de dureza se obtuvo para un tiempo de 60 min y 300°C. Esto se atribuye a que el níquel redujo la velocidad de la reacción de la etapa 1 de austemperizado y por lo tanto la inestabilidad de la austenita provocó que esta transformara a martensita la cual fue incrementando cuando el tiempo de austemperizado se incrementó.

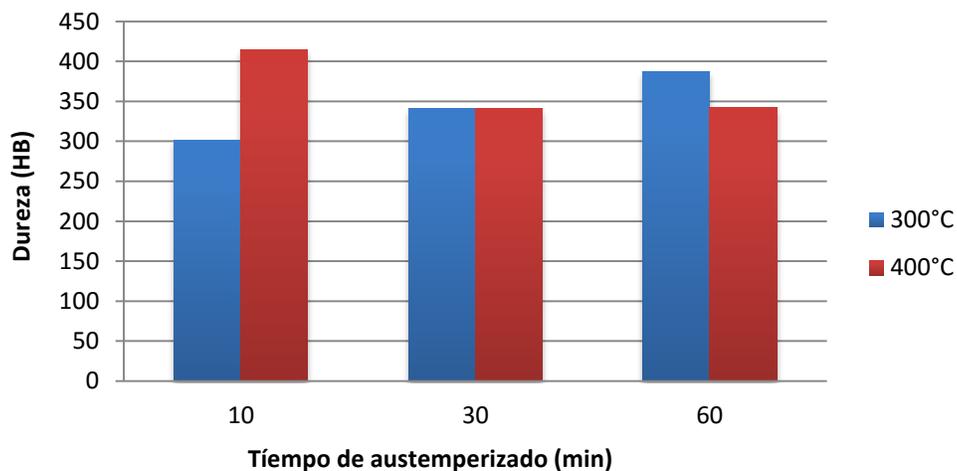


Fig 51. Dureza del ADI a 300°C y 400°C por 10, 30 y 60 min

6.1.1.3. Ensayo de tensión

Los valores de resistencia para probetas sometidas a diferentes tiempos de austemperizado y una temperatura constante de 300°C se presentan en la figura 52. Se observa que al aumentar el tiempo de austemperizado, se incrementaron los valores de resistencia a la tensión en un intervalo de 242.7 MPa, 674. 6 MPa y 675. 5 MPa, respectivamente. Este comportamiento es asociado al contenido de austenita retenida en la matriz estructural. Por otro lado, la temperatura de austenización ayudo a la disolución de carburos en la región interdendritica evitando la obtención de una microestructura frágil.

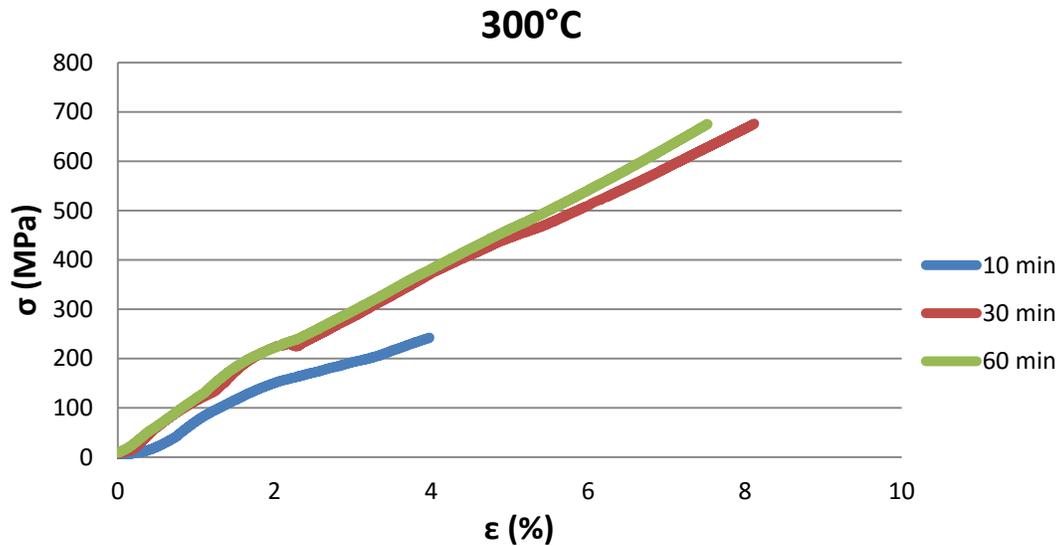


Figura 52. Esfuerzo y deformación del ADI a 300°C por 10, 30 y 60 min

Los valores de resistencia a la tensión a una temperatura constante de austemperizado de 400°C a diferentes tiempos se presentan en la figura 53. A diferencia de la figura 52 el valor máximo de resistencia a la tensión en un intervalo de 301.6 MPa, 600.5 MPa y 474.3 MPa se determinó a 30 minutos de tratamiento incluyendo la máxima cantidad de austenita retenida. Sin embargo los valores de resistencia y porcentaje de deformación son menores que los obtenidas a 300°C.

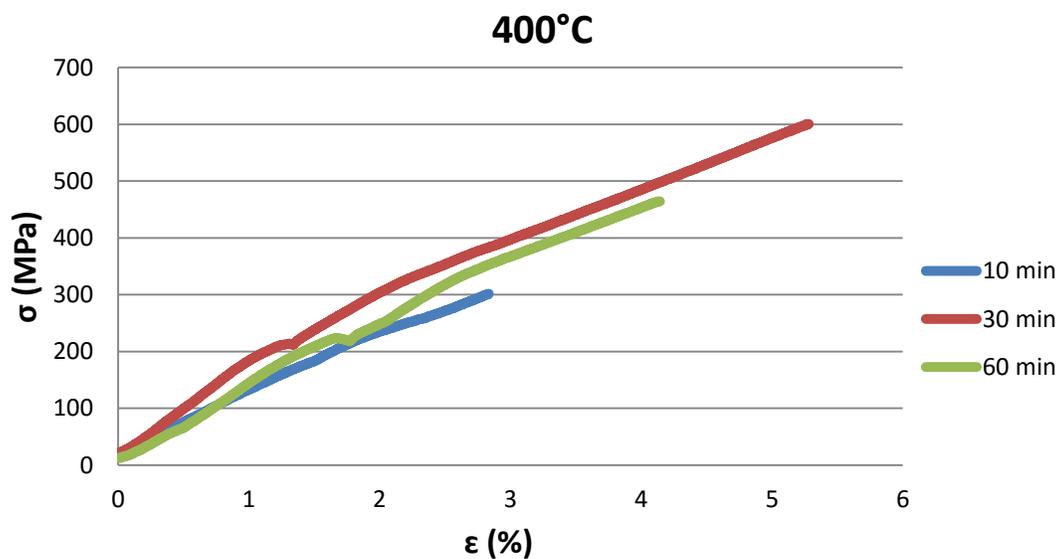


Figura 53. Esfuerzo y deformación del ADI a 400°C por 10, 30 y 60 min

6.1.2. Fusión 2

6.1.2.1. Ensayo de impacto charpy con entalla

El valor máximo de energía absorbida obtenido en la figura 54 se obtuvo a un tiempo de austemperizado menor (10 minutos) y una elevada temperatura (400°C) debido a que el máximo contenido de austenita se encuentra al principio de la reacción, el contenido de níquel influyo en este comportamiento ya que evito la precipitación de carburos y redujo la velocidad de la primera etapa de reacción. Al transcurrir el tiempo de austemperizado por 400°C se puede determinar que la austenita es menos estable y transforma a martensita, por lo tanto los valores tienden a reducirse. Para una temperatura de austemperizado menor (300°C) se puede observar el mismo comportamiento, sin embargo a un tiempo prolongado de tratamiento (60 min) existe un pequeño aumento en la cantidad de austenita generando un incremento en el valor de energía absorbida.

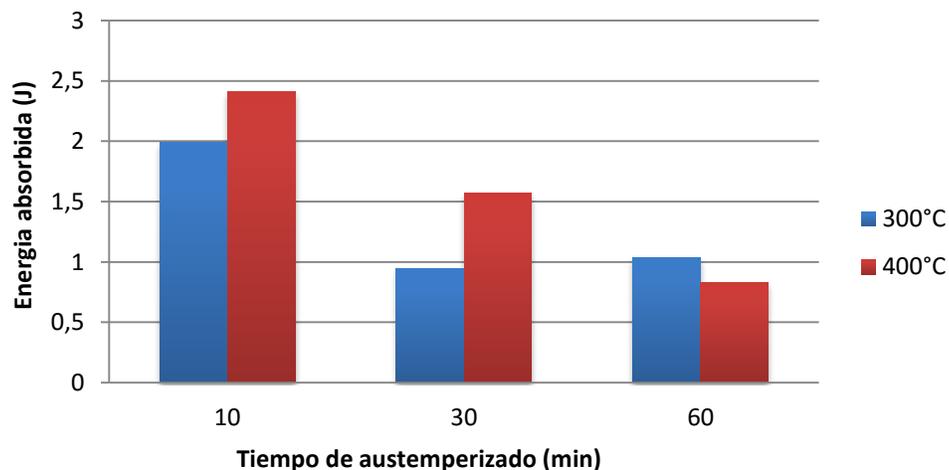


Fig 54. Energía absorbida del ADI a 300°C y 400°C por 10, 30 y 60 min

6.1.2.2. Ensayo de dureza

En la figura 55 se observa que los valores de dureza son superiores a los obtenidos en la figura 51, además de ser constantes al transcurrir el tiempo de austemperizado para ambas temperaturas (300° y 400°C), esto se atribuye al contenido de manganeso (0.440%). Este elemento es formador de importantes cantidades de cementita (Fe_3C) y por lo tanto se requiere un mayor tiempo en la temperatura de austenización para la disolución de estos

carburos. Se observó que al transcurrir un tiempo de austemperizado (60 min) a una baja temperatura (300°C) se obtuvo una pequeña fracción de volumen de austenita la cual disminuyó la dureza de 653.4 HB a 601.4 HB.

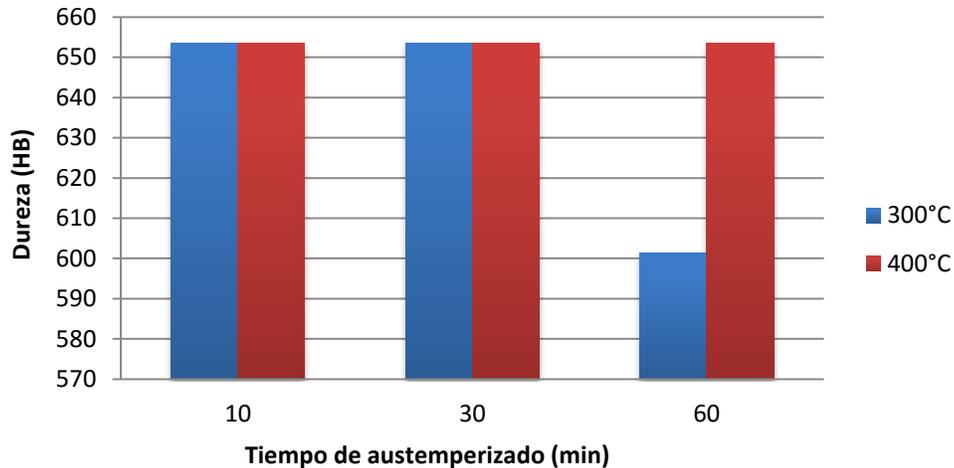


Fig 55. Dureza del ADI a 300°C y 400°C por 10, 30 y 60 min

6.1.2.3. Ensayo de tensión

Al igual que las probetas sin austemperizado del apartado 5.4.3. Estas muestras no representaron un valor confiable fracturándose al apretar las mordazas de la maquina de tensión generado por la segregación interdendrítica de carburos. Se puede concluir que la temperatura de austenización para muestras de hierro ductil con contenidos elevados de Mn y Ni (0.440 y 2.29 %) no disolvió la formación de carburos producidos por estos elementos obteniendo una microestructura frágil y con poca ductilidad. Una manera para la descomposición de estos carburos es mediante un tratamiento térmico de recocido por aproximadamente 3 hrs a una temperatura de 900-950°C.

6.2. Discusion de resultados de las propiedades mecánicas del ADI

Se llevo a cabo una caracterización de las propiedades mecánicas de los hierros ductiles aleados Austemperizados y sin tratamiento térmico, para lo cual se trabajo con el espesor de ½ pulgada de la pieza fundida y se maquinaron de acuerdo a la especificación de las normas descritas en el apartado 4.4, para realizar ensayos de impacto, dureza y tensión. El austemperizado a una mayor temperatura resultó de una mayor energía de impacto, debido a que durante la transformación ausferrítica durante el austemperizado de hierro dúctil, la

austenita se transforma a ferrita y austenita retenida con alto contenido de carbono, esta austenita retenida con alto contenido de carbono se incrementó cuando el tiempo de austemperizado aumento, como se observa en la figura 50. Por el contrario, en la figura 54 no se aprecia este desarrollo debido a un mayor contenido de níquel en el hierro dúctil el cual hace más lenta la reacción de austemperizado. El incremento de la austenita retenida en la matriz estructural propicia un incremento en la tenacidad a la fractura del hierro nodular, así como también, el incremento en el contenido de carbono en la austenita incrementará su tenacidad resultando en una mayor interacción entre las dislocaciones y átomos de carbono. Se determinó que el máximo valor de energía de impacto corresponde al máximo valor de austenita retenida, dado que los valores de energía absorbida dependen del contenido de austenita retenida. El valor máximo obtenido de tenacidad (J) para las probetas austemperizadas fue de 3.15 J por 60 minutos a 400° de la fusión 1 debido a que el manganeso en esta fusión presenta un menor porcentaje (0.386) que la fusión 2 (0.440) y por lo tanto ocurrió una mayor disolución de carburos en la temperatura de austenización. El ADI posee una combinación única de dureza y tenacidad que no es típica de los materiales ferrosos, donde un incremento en la tensión es acompañada por un decremento en la tenacidad y viceversa. El contenido de austenita retenida es considerado como la característica microestructural más importante, por lo tanto, un incremento en la cantidad de austenita retenida puede resultar en un material con una mejora en la tenacidad a la fractura. Se determinó que para muestras ensayadas por impacto charpy con entalla, el valor de energía absorbida decreció, esto debido a que la entalla mide la energía absorbida de la matriz de la muestra, por lo otro lado, la muestras sin entalla miden la energía absorbida por la nodularidad y conteo nodular de la muestra, este comportamiento se observó en la figura 31.

6. Conclusiones

Con el desarrollo de este trabajo se obtuvieron las siguientes conclusiones en cuanto a la fabricación de los hierros dúctiles.

1. El hierro dúctil sin alear presento tamaños de nódulos ($87 \mu\text{m}$), nodularidad (90%) y conteo nodular ($1063 \text{ nodulos/mm}^2$) mayores a los obtenidos en el hierro dúctil aleado con níquel.
2. Al incrementar el contenido de níquel de 1.18% a 2.29%, el conteo nodular incremento mientras que la nodularidad decrecio de 397 nodulos/mm^2 a 690 nodulos/mm^2 y 90 % a 89 %, respectivamente. Además de que se incrementó el contenido de perlita en la matriz.
3. La adición de manganeso en el hierro dúctil promovió la formación de carburos, los cuales se segregaron en la región interdendrítica, incrementando su dureza.
4. Las propiedades mecánicas de resistencia a la tensión, dureza y tenacidad en muestras sin austemperizar fueron de 0 - 600 MPa, 130 – 490 HB y 1.2 – 4 J, respectivamente. Estos resultados dependen de la composición química, específicamente de la interacción del Ni y Mn en la fundición dúctil.

Las conclusiones en cuanto a la fabricación de los hierros dúctiles austemperizados son las siguientes.

1. Se obtuvieron ADI's a temperaturas de austemperizado de 300 °C y 400 °C, las cuales propiciaron microestructuras de ausferrita inferior y superior, respectivamente.
2. La adición de níquel disminuyó la velocidad de reacción de la etapa 1 de austemperizado. Contenidos mayores al 1% de níquel propició la formación de martensita.
3. El mayor contenido de ausferrita fue de 71.45 % y 69.36 % para la fusión 1 (450°C por 30 min.) y para la fusión 2 (400°C por 60 min.), respectivamente.
4. Los valores máximos de dureza fueron de 420 y 380 HB para condiciones de austemperizado de (400 °C y 10 min,) y (300°C y 60 min), respectivamente. En el primer caso se atribuye a una microestructura con carburos y martensita; y en el segundo a la inestabilidad de la austenita, la cual transformo a martensita debido al contenido de níquel.
5. La tenacidad en muestras austemperizadas a 300°C y 400°C en la fusión 1 es influida por el tiempo de austemperizado, obteniendo el máximo valor de energía absorbida (J) a 400°C por 60 minutos. El valor máximo de tenacidad en muestras austemperizadas a 300° y 400°C

para la fusión 2 es obtenido a una temperatura de 400°C por 10 minutos, este comportamiento es atribuido al contenido de austenita.

6. El análisis de difracción presentó 3 microconstituyentes principales: Fe, Austenita retenida y Fe₃C. Los dos compuestos que definen las propiedades mecánicas en un hierro dúctil con y sin austemperizado son el Fe₃C y austenita retenida, para el primero se demostró que este componente puede ser disuelto en la etapa de austenización esto puede ser observado comparando las figuras 23, 46 y 47 incrementando la ductilidad del ADI, sin embargo con un incremento en la cantidad de Ni y Mn esta disolución de carburos no pudo ser llevada a cabo esto puede ser visto comparando las figuras 23, 48 y 49 produciendo una microestructura dura con muy poca ductilidad. Por otro lado la austenita retenida favoreció el incremento en la tenacidad y contrarestando las propiedades generadas por el Fe₃C en el ADI.

7. Bibliografía

- (1) R.C. Dommarco, A.J. Jaureguiberry, J.A. Sikora “Rolling contact fatigue resistance of ductile iron with different nodule counts and matrix microstructures” *Wear* 261(2006) 172-179
- (2) M. Petrevec, H. Tesarová, P. Beran, M. Smíd, P. Roupcová “Comparison of low cycle fatigue of ductile cast irons with different matrix alloyed with nickel” *Procedia Engineering* 2 (2010) 2307-2316
- (3) U. Batra, S. Ray, y S.R. Prabhakar “The influence of nickel and copper on the austempering of ductile iron” *JMEPEG* (2004)13:64-68
- (4) Miguel Antonio Acosta Esqueda, Miguel Martínez Madrid, José Alfredo López “El tratamiento de los hierros nodulares en el mejoramiento de los materiales en la industria automotriz” ISSN 148 (2000) 0188-7297
- (5) J. F. Janowak y R.B. Gundlach; *AFS Trans.*, 1983, vol. 91, pp. 377-388
- (6) J.H. Doubrava, S.F. Carter Jr., y J.F. Wallace; *AFS Trans.*, 1981, vol. 89, pp. 229-250
Manual de los hierros fundidos, F.C. Walton, ed., 1981, Sociedad de hierros fundidos, Des Plaines, IL.
- (7) A.G. Fuller, P.J. Emerson, y G.F. Sergeant; *AFS Trans.*, 1980, vol. 88, pp. 21-50
A.G. Fuller; *AFS Trans.*, 1977, vol. 85, pp. 509-516
- (8) S.L. Karsay; “Ductile iron the state of the art 1980, QIT –Fer etTitane Inc.
- (9) T. Shiota y J. Komatsu; *J. Soc. Mater. Sci. Japón*, 1981, vol. 30, no. 14, pp. 387-393
- (10) C.-K. Lin, P.-K. Lai y T.-S. Shih “Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile irons. High-cycle fatigue” 0142-1123 (1995) 00114-X
- (11) Olivera Eric, Dragan Rajnovic, Slavica Zec, Lepasava Sidjanin, Milan T. Jovanovic “Microstructure and fracture of alloyed austempered ductile iron” *Materials Characterization* 57(2006) 211-217
- (12) P. Prasad Rao, Susil K. Putatunda “Investigations on the fracture toughness of austempered ductile irons austenitized at different temperatures” *Materials Science and Engineering A*349 (2003) 136-149
- (13) M. Heydarzadeh Sohi, M. Nili Ahmadabi, A. Bahrami Vahdat “The role of austempering parameters on the structure and mechanical properties of heavy section ADI” *Journal of Materials Processing Technology* 153-154(2004) 203-208

- (14) J. Aranzabal, I. Gutierrez, J.M. Rodríguez-Ibabe y J.J.Urcola “Influence of the amount and morphology of retained austenite on the mechanical properties of an austempered ductile iron” Metallurgical and Materials Transactions Volume 28A, May 1997-1143
- (15) María de J. Pérez-López, Claudia V. Valdés, Marisol Figueroa, Efraín Almanza “Análisis del comportamiento mecánico en hierros nodulares de estructuras bifásicas” Suplemento de la Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 2009; S1(2): 611-617
- (16) O. Eric, M. Jovanovic, L. Sidjanin y D. Rajnovic “Microstructure and Mechanical Properties of CuNiMo austempered ductile iron” Journal of Mining and Metallurgy, 40B (1) (2004) 11-19
- (17) Stasys Bockus, Gintautas Zaldarys “Production of ductile iron castings with different matrix structure” ISSN 1392-1320 Materials Science (MEDZIAGOTYRA). Vol. 16, No.4. 2010
- (18) R.C. Voigt y C.R. Loper, JR. “Austempered ductile iron, process control and quality assurance” The first International Conference on Austempered Ductile Iron, april 2-4, 1984
- (19) ImageJ: [<http://imagej.nih.gov/ij/>]
- (20) G. Sridhar, S. Ghosh Chowdhury & N.G. Goswami “Image analysis in quantitative metallography” NML. Jamshedpur-831007 (1999) pp.135-150
- (21) ASTM E-8, Annual Book of ASTM Standards, ASTM, Philadelphia, vol 0,3.01, 1998, pp. 545-566
- (22) ASTM E-23
- (23) ASTM E-10