

ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA

**ESTUDIO DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE TEMPLADO Y
REVENIDO EN LA FUNDICIÓN DE HIERRO DÚCTIL CON MATRIZ
METÁLICA FERRÍTICA**

**PROYECTO PREVIO A LA OBTENCIÓN DEL TÍTULO DE
INGENIERO MECÁNICO**

SONIA ANABEL GORDILLO PINTO

Anabel_g40@hotmail.com

DIRECTOR: ING. HERNAN PATRICIO ESTUPIÑÁN MELO

Patricio.estupinan@epn.edu.ec

Quito, Octubre del 2010

DECLARACIÓN

Yo, Anabel Gordillo Pinto, declaro bajo juramento que el trabajo aquí descrito es de mi autoría, que no ha sido presentado para ningún grado o calificación profesional; y que he consultado las referencias bibliográficas que se incluyen en este documento.

La Escuela Politécnica Nacional, puede hacer uso de los derechos correspondientes, según lo establecido por la Ley de Propiedad Intelectual, por su Reglamento y por la normatividad institucional vigente.

Anabel Gordillo Pinto

CERTIFICACIÓN

Certifico que el siguiente trabajo fue desarrollado por Anabel Gordillo Pinto, bajo mi supervisión.

Ing. Patricio Estupiñán Melo.

DIRECTOR DEL PROYECTO

DEDICATORIA

A Alberto, Nicolás y Agustín.

A mi abuelo Humberto.

Anabel

AGRADECIMIENTOS

A la Escuela Politécnica Nacional, a la Facultad de Ingeniería Mecánica, a sus profesores y personal. Al Ing. Patricio Estupiñán por su acertada dirección y colaboración. Al Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones especialmente el Dr. Víctor Guerrero por su colaboración. Al Laboratorio de Metalografía y su personal, especialmente a René Jame y María Mantilla. A mis padres Eduardo y Guadalupe, a mi hermana Liliana.

Finalmente agradezco a mi abuelo Humberto por haber creído en mi e impulsarme en la culminación de mis metas y a Alberto por su apoyo incondicional.

Anabel

ÍNDICE DE CONTENIDOS

CAPÍTULO I	1
1. FUNDICIONES	1
1.1 GENERALIDADES.....	1
1.1.1 ANTECEDENTES.....	1
1.1.2 DEFINICIÓN.....	2
1.1.3 CLASIFICACIÓN.....	2
1.1.4 DIAGRAMA HIERRO - CARBONO.....	5
1.1.5 DIAGRAMA HIERRO – CARBONO METAESTABLE.....	5
1.1.6 FORMACIÓN DE GRAFITO.....	11
1.1.7 INFLUENCIA DEL SILICIO EN LA FORMACIÓN DE GRAFITO.....	13
1.1.8 INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO EN LA FORMACIÓN DE GRAFITO.....	14
1.1.9 PRINCIPALES CARACTERÍSTICAS Y COMPOSICIONES DE LAS FUNDICIONES GRISES.....	15
1.2 CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LAS FUNDICIONES.....	17
1.2.1 INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN Y DE LA MICROESTRUCTURA EN LAS CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LAS FUNDICIONES.....	17
1.3 FUNDICIÓN PERLÍTICA.....	20
1.4 FUNDICIONES DE ALTA RESISTENCIA.....	20
1.4.1 INOCULACIÓN.....	21
1.4.2 FUNDICIONES ALEADAS.....	21
1.5 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LAS FUNDICIONES.....	22
1.6 CLASIFICACIÓN DE LAS FUNDICIONES ALEADAS.....	24
1.6.1 CUADRO GENERAL DE LAS FUNDICIONES ALEADAS.....	24
1.6.2 FUNDICIONES MALEABLES.....	25
1.6.3 TEORÍA DE LA FABRICACIÓN DE LA FUNDICIÓN MALEABLE.....	26
1.6.4 GRAFITIZACIÓN EN NÓDULOS EN EL RECOCIDO DE LA FUNDICIÓN BLANCA.....	28
1.6.5 NÚCLEOS DE GRAFITIZACIÓN.....	28
1.7 FUNDICIONES DE GRAFITO ESFEROIDAL.....	30
1.7.1 CLASIFICACIÓN DE LAS FUNDICIONES NODULARES POR EL TIPO DE MATRIZ.....	32
1.8 PROCESOS DE FABRICACIÓN DE FUNDICIONES NODULARES.....	33
1.8.1 INOCULACIÓN.....	34
1.8.2 NODULIZACIÓN.....	36
1.9 MECANISMO DE SOLIDIFICACIÓN DE LAS FUNDICIONES NODULARES.....	37

1.10	TEORÍAS DE NUCLEACIÓN DE GRAFITO EN FUNDICIONES DÚCTILES.	39
1.11	PROPIEDADES DE LAS FUNDICIONES DÚCTILES	42
1.11.1	<i>MODIFICADORES DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO DÚCTIL</i>	45
1.11.2	<i>OTRAS PROPIEDADES DE LAS FUNDICIONES</i>	51
1.12	APLICACIONES INDUSTRIALES DE LAS FUNDICIONES DE GRAFITO NODULAR EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ.....	52
1.12.1	<i>FUNDICIONES PARA CIGÜEÑALES Y OTROS TIPOS DE PIEZAS PARA AUTOMÓVILES FABRICADAS POR LA CASA FORD</i>	52
1.12.2	<i>ALEACIONES <<CENTRA-STEEL>> FABRICADAS POR LA GENERAL MOTORS.</i>	54
1.12.3	<i>FUNDICIONES DE GRAFITO DIFUSO</i>	55
CAPÍTULO II	56
2.	ESTUDIO DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO DÚCTIL	56
2.1	GENERALIDADES DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN LAS FUNDICIONES	56
2.1.1	<i>RECOCIDO</i>	56
2.1.2	<i>TEORÍA DEL TEMPLE EN LAS FUNDICIONES</i>	59
2.1.3	<i>NORMALIZADO Y REVENIDO</i>	63
2.1.4	<i>OTROS TRATAMIENTOS TÉRMICOS</i>	64
2.2	DIAGRAMAS DE TRANSFORMACIÓN	66
2.2.1	<i>CURVAS TTT</i>	66
2.3	TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO DÚCTIL.....	71
2.3.1	<i>TEMPERATURA CRÍTICA</i>	75
2.3.2	<i>AGITACIÓN CONTROLADA</i>	77
2.3.3	<i>AUSTENIZACIÓN</i>	78
2.3.4	<i>RECOCIDO PARA ELIMINACIÓN DE TENSIONES</i>	79
2.3.5	<i>TEMPLE Y REVENIDO</i>	81
2.3.6	<i>NORMALIZADO</i>	84
2.3.7	<i>AUSTEMPERIZADO</i>	85
2.3.8	<i>MARTEMPERIZADO</i>	86
2.4	TRANSFORMACIÓN BAINÍTICA	87
2.4.1	<i>MICROESTRUCTURA</i>	89
2.4.2	<i>CINÉTICA</i>	90
2.4.3	<i>VENTANA DEL PROCESO EN LA FUNDICIÓN NODULAR</i>	94

CAPÍTULO III.....	100
3. PROCESO EXPERIMENTAL	100
3.1 SELECCIÓN DEL MATERIAL DE EXPERIMENTACIÓN.....	100
3.1.1 <i>Caracterización del material de experimentación.....</i>	<i>100</i>
3.2 SELECCIÓN DE LOS ENSAYOS A REALIZARSE.....	106
3.2.1 <i>ENSAYO METALOGRAFICO</i>	<i>107</i>
3.2.2 <i>ENSAYO DE DUREZA.....</i>	<i>107</i>
3.2.3 <i>ENSAYO CHARPY</i>	<i>109</i>
3.2.4 <i>ENSAYO DE TRACCIÓN</i>	<i>111</i>
3.2.5 <i>RESISTENCIA A LA TRACCIÓN DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO DÚCTIL.....</i>	<i>116</i>
3.3 EQUIPOS A UTILIZARSE	118
3.3.1 <i>EQUIPO DE TRATAMIENTO TÉRMICO</i>	<i>119</i>
3.3.2 <i>EQUIPO PARA ENSAYO METALOGRAFICO.....</i>	<i>119</i>
3.3.3 <i>EQUIPO PARA ENSAYO DE DUREZA</i>	<i>122</i>
3.3.4 <i>EQUIPO PARA ENSAYO CHARPY.....</i>	<i>123</i>
3.3.5 <i>EQUIPO PARA ENSAYO DE TRACCIÓN.....</i>	<i>123</i>
3.3.6 <i>PREPARACIÓN DE PROBETAS.....</i>	<i>124</i>
3.4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	125
3.5 PRUEBAS PREPARATORIAS	126
3.6 TRATAMIENTOS TÉRMICOS APLICADOS	131
3.9.1 <i>Tratamiento Térmico B (Temple 900°C, 45min; revenido a 500°C, 45min).....</i>	<i>134</i>
3.9.2 <i>Tratamiento Térmico C (Temple de 900°C, 45min; revenido a 400°C, 45min).....</i>	<i>136</i>
3.9.3 <i>Tratamiento Térmico D (Temple de 900°C, 45min; revenido a 425°C, 45min).....</i>	<i>138</i>
3.9.4 <i>Tratamiento Térmico E (Temple de 900°C, 45min; revenido a 435°C, 45min).....</i>	<i>140</i>
3.9.5 <i>Tratamiento Térmico F (Temple de 900°C, 45min; revenido a 450°C, 45min).....</i>	<i>142</i>
3.9.6 <i>Tratamiento Térmico G (Temple de 900°C, 45min; revenido a 400°C, 3h 30min).....</i>	<i>144</i>
3.9.7 <i>Tratamiento Térmico H (Temple de 900°C, 45min; revenido a 450°C, 3h).....</i>	<i>146</i>
3.9.8 <i>Tratamiento Térmico I (Temple de 900°C, 45min; revenido a 450°C, 4h).....</i>	<i>149</i>
3.9.9 <i>Tratamiento Térmico J (Temple de 900°C, 45min; revenido a 450°C, 2h).....</i>	<i>151</i>
3.9.10 <i>Tratamiento Térmico K (Temple de a 900°C, 45min; revenido a 450°C, 6h).....</i>	<i>154</i>
CAPÍTULO IV.....	156

4. ANÁLISIS DE RESULTADOS	156
4.1 INTRODUCCIÓN	156
4.2 RESULTADOS OBTENIDOS DEL ENSAYO METALOGRAFICO	156
4.3 RESULTADOS OBTENIDOS DEL ENSAYO DE DUREZA	160
4.4 RESULTADOS OBTENIDOS DEL ENSAYO CHARPY	163
4.5 RESULTADOS OBTENIDOS DEL ENSAYO DE TRACCIÓN	166
4.6 COMPARACIÓN DE PROPIEDADES MECÁNICAS OBTENIDAS DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS	168
CAPÍTULO V	174
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	174
ANEXOS	178

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1.1.- Influencia de los elementos de aleación en las fundiciones. [Westerman, 1986].....	23
Tabla 1.2.- Composición química (porcentaje en peso).....	34
Tabla 1.3.- Grados de las fundiciones austemperadas según normas ASTM A536.	43
Tabla 1.4.- Descripción de las morfologías del grafito esferoidal según la ASTM A 247 [SOUZA, 1977].....	47
Tabla 1.5.- Tamaño de los nódulos de grafito según ASTM A 247 [ASTM, 2006].....	50
Tabla 1.6.- Propiedades de diferentes grados de hierro dúctil. [DUDLEY, 2000]	50
Tabla 3.1.- Resultados de ensayo metalográfico sobre el material base.....	100
Tabla 3.2.- Resultados de los ensayos de dureza del material base.	103
Tabla 3.3.- Resultados análisis químico del material base.....	104
Tabla 3.4.- Resultados de ensayo Charpy sobre material base.	106
Tabla 3.5.- Resultados de ensayo de tracción sobre material base.....	106
Tabla 3.6.- Comparación de las pruebas de dureza [ASKELAND, 2005].....	108
Tabla 3.7.- Especificaciones técnicas horno de mufla, Equipo A.	119
Tabla 3.8.- Especificaciones técnicas del equipo para el ensayo metalográfico.....	122
Tabla 3.9.- Especificaciones técnicas del equipo de medición de dureza.....	122
Tabla 3.10.- Especificaciones técnicas equipo de ensayo de impacto.....	123
Tabla 3.11.- Especificaciones técnicas del equipo de ensayo de tracción.	124
Tabla 3.12.- Tabla de resumen de resultados con las durezas obtenidas de las pruebas preparatorias de templado de la fundición de hierro dúctil.....	131
Tabla 3.13.- Tabla resumen de tratamiento térmicos aplicados.	132
Tabla 3.14.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico B.	134
Tabla 3.15.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico B.....	135
Tabla 3.16.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico C.....	136
Tabla 3.17.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico D.	138
Tabla 3.18.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico E.....	140
Tabla 3.19.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico E.	140
Tabla 3.20.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico E.....	140
Tabla 3.21.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico F.....	142
Tabla 3.22.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico G.	144
Tabla 3.23.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico H.	146
Tabla 3.24.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico H.....	146
Tabla 3.25.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico H.	147

Tabla 3.26.- Resultados del ensayo de tracción del tratamiento térmico H.....	147
Tabla 3.27.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico I.....	149
Tabla 3.28.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico I.	149
Tabla 3.29.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico I.....	149
Tabla 3.30.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico I.....	150
Tabla 3.31.- Resultado de ensayos metalográficos del tratamiento térmico J.....	151
Tabla 3.32.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico J.....	151
Tabla 3.33.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico J.....	151
Tabla 3.34.- Resultados del ensayo de tracción del tratamiento térmico J.....	152
Tabla 3.35.- Resultado del ensayo metalográfico del tratamiento térmico K.	154
Tabla 3.36.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico K.	154
Tabla 3.37.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico K.....	154
Tabla 4.1.- Tabla resumen de resultados de los ensayos metalográficos.....	156
Tabla 4.2.- Análisis de resultados luego del ensayo metalográfico	158
Tabla 4.3.- Tabla resumen de las durezas obtenidas de los tratamientos térmicos aplicados.....	160

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1.- Clasificación de las fundiciones. [ASME DATA BOOK, 2000].....	3
Figura 1.2.- Microestructuras típicas de algunas fundiciones. [Barreiro, 1987]	4
Figura 1.3.- Diagrama Hierro – Carburo de Hierro [MOLERA, 1991].	6
Figura 1.4.- Influencia del contenido de Si de las fundiciones en el porcentaje de Carbono de las composiciones eutéctica y eutectoide. [Barreiro, 1987]	7
Figura 1.5.- Antiguo diagrama de Maurer que señala los contenidos de Carbono y Silicio correspondientes a distintos tipos de fundiciones en piezas de 30mm de espesor coladas en arena [Barreiro, 1987] 8	
Figura 1.6.- Diagrama de Norbury que señala los contenidos de Carbono y Silicio correspondientes a distintos tipos de fundiciones en piezas de 25mm de espesor coladas en arena. [Barreiro, 1987]	9
Figura 1.7.- Tipos de grafito de las fundiciones grises [Barreiro 1963].....	15
Figura 1.8.- Fundición maleable, 100x [ASM, Metals Handbook, 2006].....	27
Figura 1.9.- Fundición de hierro dúctil. [ASM Metals Handbook, 2006].....	31
Figura 1.10.- Curva de enfriamiento para una fundición nodular hipoeutéctica.	37
Figura 1.11.- Características mecánicas de las fundiciones con grafito esferoidal en diferentes estados de tratamiento. [Barreiro, 1987].....	44
Figura 1.12.- Efecto de la nodulización en el contenido de carburos sobre el esfuerzo a la fluencia de fundiciones nodulares de matriz perlítica [SOUZA, 1977]	46
Figura 1.13.- Estandarización ASTM de formas de grafito presentes en las fundiciones.	47
Figura 1.14.- Densidad de nódulos de grafito	49
Figura 2.1.- Curvas Jominy de tres fundiciones nodulares donde se observa la influencia de los elementos aleantes. [Barreiro, 1987]	59
Figura 2.2.- Durezas típicas que se obtienen en fundiciones de hierro dúctil de uso frecuente, en bruto, recocidas, templadas y revenidas. Se señalan dos niveles de dureza para fundiciones tratadas según interese alta resistencia a la tracción o alta resistencia al desgaste. [Barreiro, 1987]	61
Figura 2.3.- Resistencia a la tracción típica que suele tener las fundiciones de hierro dúctil. [Barreiro, 1987]62	
Figura 2.4.- Curva TTT	66
Figura 2.5.- Curva TTT Hipoeutectoide.	67
Figura 2.6.- Curva TTT Hipereutectoide	69
Figura 2.7.- Influencia de la temperatura y tiempo de recocido en la dureza final después de tratamiento en fundiciones (enfriamiento al aire). [Barreiro, 1987]	70
Figura 2.8.- Efecto de diversos tratamientos térmicos aplicados a fundiciones nodulares de matriz ferrítica en la resistencia al impacto a diferentes temperaturas de ensayo Charpy. [AMERICAN SOCIETY FOR	

METALS. ASM Handbook. Volume 1 Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys.].....	74
Figura 2.9.- Ejemplos de diferentes tratamientos térmicos de alivio de tensiones, normalizados y recocidos para fundiciones de hierro dúctil. [DUCTILE IRON SOCIETY, 2008].....	75
Figura 2.10.- Diagrama ternario hierro carbono para una fundición de hierro dúctil de 2% de Si. [DUCTILE IRON SOCIETY, 2008].....	76
Figura 2.11.- Efecto del contenido de silicio en el rango de temperatura crítica en enfriamientos lentos de hierros fundidos. [DUCTILE IRON SOCIETY, 2008].....	77
Figura 2.12.- Efecto de la temperatura de agitación y de la composición química sobre la dureza en una barra 25mm de diámetro de fundición de hierro dúctil. [DUCTILE IRON SOCIETY, 2008]	78
Figura 2.13.- Influencia de la temperatura de austenización antes del enfriamiento sobre la dureza de las fundiciones y hierro dúctil. [DUCTILE IRON SOCIETY]	82
Figura 2.14.- Influencia del contenido de carbono y varios elementos de aleación en la templabilidad de las fundiciones de hierro dúctil. [DUCTILE IRON SOCIETY].....	83
Figura 2.15.- Muestra de una fundición de hierro dúctil austemperizado, 100x [ASM, Metals Handbook, 2006]	86
Figura 2.16.- Ciclos típicos de austemperizado para diferentes contenidos de carbono equivalente. [DUCTILE IRON SOCIETY, 2008].....	88
Figura 2.17.- Ilustración esquemática de la microestructura de la bainita. [KLIER, 1944]	89
Figura 2.18.- Diagrama TTT para aceros simples al carbono hipoeutectoide. [HULGREN, 1946].....	90
Figura 2.19.- Ilustración del fenómeno de reacción incompleta. [ZENER, 1946]	91
Figura 2.20.- Etapas de la transformación de la austenita durante el tratamiento de austemperado de una aleación Fe-Si-C. [JANOWAK, 1983]	93
Figura 2.21.- Caracterización ideal de la influencia de las reacciones de austemperado en la ductilidad de una aleación Fe-C-Si. [JANOWAK, 1983]	94
Figura 2.22.- Diagrama esquemático que representa la cinética ideal de austemperado en términos de variación de la fracción volumétrica de austenita estabilizada, para una fundición no aleada (a) y una aleada (b). [MOORE, 1987]	95
Figura 2.23.- Diagrama esquemático que representa la cinética real de austemperado, mostrando la superposición de las etapas en términos de la variación de la fracción volumétrica de austenita estabilizada. [MOORE, 1987]	96
Figura 2.24.- Relación entre la resistencia a la tracción y la elongación de la fundición nodular con diferente microestructura en la matriz metálica. [KOVACS, 1990].....	98
Figura 3.1.- Diagrama de Heinbauer, estimación del Carbono equivalente.	105
Figura 3.2.- Típica Curva esfuerzo deformación de hierro dúctil. ⁸	117

Figura 3.3.- Resultados del ensayo Charpy aplicado en fundiciones nodulares de diferente composición y microestructura.	118
Figura 3.4.- Probeta para ensayo Charpy bajo norma ASTM A327.	124
Figura 3.5.- Probeta para ensayo de tracción.	125
Figura 3.6.- Esquema de tratamientos térmicos aplicados.	134
Figura 3.7.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenida del tratamiento térmico B.	135
Figura 3.8.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico C.	137
Figura 3.9.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico D.	139
Figura 3.10.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico E.	141
Figura 3.11.- Comparación de la tenacidad obtenida del tratamiento térmico F.	143
Figura 3.12.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico G.	145
Figura 3.13.- Comparación de la tenacidad obtenida del tratamiento térmico H.	147
Figura 3.14.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico I.	149
Figura 3.15.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico J.	152
Figura 3.16.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico K.	154
Figura 4.1.- Comparación de resultados obtenidos de los ensayos de dureza frente a los tratamientos térmicos aplicados.	160
Figura 4.2. Dureza Brinell vs. Tiempo de revenido a 450°C.	161
Figura 4.3.- Dureza Brinell vs. Temperatura de revenido.	162
Figura 4.4.- Comparación de resultados obtenidos de los ensayos Charpy frente a los tratamientos térmicos aplicados.	163
Figura 4.5.- Energía absorbida vs. El tiempo de revenido a 450°C.	164
Figura 4.6.- Comparación de resultados obtenidos de los ensayos de tracción frente a los tratamientos térmicos aplicados.	166
Figura 4.7.- Esfuerzo a tracción vs. El tiempo de revenido a 450°C.	168
Figura 4.8.- Comparación de propiedades obtenidas en los ensayos de dureza, Charpy y tracción frente a los tratamientos térmicos aplicados, sobre una base de 100 puntos.	169
Figura 4.9.- Comparación de las propiedades obtenidas en porcentajes de los tratamientos térmicos aplicados H, I y J.	170

TABLA DE FOTOGRAFÍAS

Fotografía 3.1.- Metalografía de material base sin tratamiento térmico longitudinal a 100x de aumento...	101
Fotografía 3.2.- Metalografía de material base transversal a 100x de aumento.....	102
Fotografía 3.3.- Metalografía de material base longitudinal a 400x de aumento.	102
Fotografía 3.4.- Metalografía de material base transversal a 800x de aumento. Matriz ferrítica.....	103
Fotografía 3.5.- Probetas para ensayo Charpy.	111
Fotografía 3.6.- Horno mufla, equipo para tratamiento térmico A.	119
Fotografía 3.7.- Probeta metalográfica transversal en el microscopio.....	121
Fotografía 3.8.- Microscopio metalográfico utilizado en la experimentación.	120
Fotografía 3.9.- Realización de ensayo de tracción.	123
Fotografía 3.10.- Metalografía de prueba preparatoria, probeta templada desde 750°C, 400x.....	126
Fotografía 3.11.- Metalografía de prueba preparatoria, probeta templada desde 800°C, 400x.....	127
Fotografía 3.12.- Metalografía de prueba preparatoria, probeta templada desde 900°C, 400x.....	128
Fotografía 3.13.- Metalografía de prueba preparatoria, probeta templada desde 925°C, 400x.....	128
Fotografía 3.14.- Metalografía de prueba preparatoria, probeta templada desde 950°C.	129
Fotografía 3.15.- Metalografía de prueba preparatoria, probeta templada desde 1050°C.	130
Fotografía 3.16.- Metalografía de prueba preparatoria sin ataque químico, para comparación de tamaño y forma de los nódulos de grafito.	130
Fotografía 3.17.- Probetas de tracción.	133
Fotografía 3.18.- Metalografía probeta de tratamiento térmico B, 400x.....	135
Fotografía 3.19.- Metalografía probeta de tratamiento térmico B, 800x.....	136
Fotografía 3.20.- Metalografía probeta de tratamiento térmico C, 400x.....	137
Fotografía 3.21.- Metalografía probeta de tratamiento térmico C, 800x.....	138
Fotografía 3.22.- Metalografía probeta de tratamiento térmico D, 400x.	139
Fotografía 3.23.- Metalografía probeta de tratamiento térmico D, 800x.	140
Fotografía 3.24.- Metalografía probeta de tratamiento térmico E, 400x.....	141
Fotografía 3.25.- Metalografía probeta de tratamiento térmico E, 800x.....	142
Fotografía 3.26.- Metalografía probeta de tratamiento térmico F, 400x.....	143
Fotografía 3.27.- Metalografía probeta de tratamiento térmico F, 800x.....	144
Fotografía 3.28.- Metalografía probeta de tratamiento térmico G, 400x.	145
Fotografía 3.29.- Metalografía probeta de tratamiento térmico G, 800x.	146
Fotografía 3.30.- Metalografía probeta de tratamiento térmico H, 400x.	148
Fotografía 3.31.- Metalografía probeta de tratamiento térmico H, 800x.	148
Fotografía 3.32.- Metalografía probeta de tratamiento térmico I, 400x.....	150

Fotografía 3.33.- Metalografía probeta de tratamiento térmico I, 800x.....	151
Fotografía 3.34.- Metalografía probeta de tratamiento térmico J, 400x.....	153
Fotografía 3.35.- Metalografía probeta de tratamiento térmico J, 800x.....	153
Fotografía 3.36.- Metalografía probeta de tratamiento térmico K, 400x.....	155
Fotografía 3.37.- Metalografía probeta de tratamiento térmico K, 800x.....	155
Fotografía 4.1.- Diferentes metalografías de las probetas en estado de temple.	158
Fotografía 4.2.- Izquierda, Probeta B presenta una porosidad de gran tamaño. Derecha, Probetas testigo de ensayo Charpy.	165
Fotografía 4.3.- Izquierda, Probeta H de ensayo Charpy. Derecha, Probeta D de ensayo Charpy.	165
Fotografía 4.4.- Izquierda, Probeta testigo de ensayo de tracción. Derecha, Probeta de ensayo de tracción número 11, perteneciente al tratamiento térmico H.....	167

RESUMEN

El presente trabajo detalla el estudio y experimentación de los tratamientos térmicos de temple y revenido en probetas obtenidas a partir de una tubería de agua de fundición de hierro dúctil, tomando como referencia la bibliografía de la Asociación Americana de Hierro Dúctil.

En el primer capítulo, se realiza una introducción a los tipos de fundiciones y principales características mecánicas de cada una de ellas.

En el segundo capítulo, se detalla la teoría de los tratamientos térmicos, sus características, tiempos, temperaturas entre otros conceptos necesarios para obtener las propiedades mecánicas deseadas en el material tratado.

En el tercer capítulo, se desarrolla la experimentación de los tratamientos térmicos, seleccionando el tamaño y forma de las probetas a ser tratadas, los tiempos, temperaturas y medios de enfriamiento para el tratamiento del temple y los tiempos y temperaturas de permanencia para el tratamiento de revenido. Además se realizaron mediciones de dureza y resistencia al impacto y a la tracción.

En el capítulo cuatro, luego de templar y revenir las probetas de material base se realizaron ensayos: de dureza, resistencia a la tracción y de impacto. Obteniendo como mejores resultados el conjunto de las siguientes propiedades, 315 puntos de dureza Brinell, 706,3MPa de resistencia a la tracción y 77lb.pie de resistencia al impacto. Además se realizó un análisis metalográfico a las probetas tratadas obteniendo microestructuras con matrices: ferríticas, bainítica y bainíticas martensíticas.

En el capítulo cinco, luego de realizar los ensayos mencionados en el capítulo anterior se puede evidenciar la sensibilidad de la microestructura del material tratado a la temperatura y tiempo de revenido y como consecuencia de esta sensibilidad se puede observar la variación de las propiedades mecánicas, en este caso, dureza, tenacidad y resistencia.

Como consecuencia del desarrollo del presente estudio se pudo llegar a obtener mejoras considerables y muy cercanas a los valores de la bibliografía con respecto a las fundiciones de hierro dúctil tratadas térmicamente.

PRESENTACIÓN

En el presente proyecto se desarrolla un estudio de los tratamientos térmicos de temple y revenido en las fundiciones de hierro dúctil, tomando como referencia la bibliografía de varios autores, como la Asociación Americana de Hierro Dúctil.

En la actualidad el hierro dúctil es un material ampliamente utilizado en ingeniería e incluso en ocasiones ha llegado a reemplazar al acero debido a su bajo costo y excelente aptitud a los tratamientos térmicos.

Los tratamientos térmicos son una alternativa para conseguir variaciones en propiedades mecánicas específicas dependiendo del material, el tratamiento térmico, tiempos y temperaturas empleados.

Con este fin se ha utilizado tubería para transporte de agua, de provisión común, de hierro dúctil como material base, se extrajeron diez grupos de cinco probetas y luego de establecer la temperatura, medio de enfriamiento y tiempo de mantenimiento, se procedió a templar las probetas.

Luego se realizó el tratamiento térmico de revenido haciendo variar la temperatura de mantenimiento en cinco de los grupos extraídos y templados, con el fin de establecer la temperatura adecuada de revenido. Una vez establecida la temperatura se realizó el tratamiento de revenido tomando, ahora, como variable al tiempo de mantenimiento en el revenido.

Como consecuencia de la experimentación se pudo registrar variaciones en propiedades como: dureza, resistencia al impacto y resistencia a la tracción.

Finalmente se llegó a obtener mejoras considerables en las propiedades mecánicas de las probetas tratadas en comparación con las propiedades del material que no recibió ningún tratamiento térmico (material base), registrando valores superiores a los de las fundiciones grises e incluso comparables a las de

un acero, siendo posible usar este material tratado en elementos mecánicos automotrices.

CAPÍTULO I

FUNDICIONES

1.1 GENERALIDADES

1.1.1 ANTECEDENTES

La utilización de los metales marcó una etapa decisiva en el desarrollo actual, sucediéndose al abandono de la piedra como la materia prima natural. Buscando mejores materiales con el fin de satisfacer las necesidades de fabricación de armas y herramientas.

La metalurgia se ha venido desarrollando desde el inicio de las civilizaciones, se puede observar el uso de acero en artículos fabricados por egipcios y sumerios, siendo este, el punto de partida para el uso de materiales ferrosos.

El mayor aporte se dio a finales del siglo XVIII con la primera revolución industrial, la creación de la máquina de vapor nació como la búsqueda de una nueva fuente de energía, dependiente del carbón como combustible y del acero como elemento estructural, ambos se convirtieron en los cimientos del industrialismo.

Al ser cada vez más escaso el carbón como combustible el desarrollo de las fundiciones se detuvo llevando a los ingleses a desarrollar un proceso alternativo, la fundición de coque o hulla calcinada; se recurría entonces al carbón mineral como recurso. Así se produjo el rápido desarrollo de la minería para obtener hierro y carbón a la par que la industria siderúrgica. Logrando grandes avances hasta la obtención de acero de calidad inmejorable, constituyéndose como un material de mayor resistencia y precisión que llegó a reemplazar casi en su totalidad a la madera, con el fue posible la construcción de puentes y principalmente los inicios del maquinismo.

1.1.2 DEFINICIÓN

“Las fundiciones son aleaciones de hierro, carbono y silicio que generalmente contienen también manganeso, fosforo, azufre, entre otros. Su contenido en carbono (2 a 4,5%) es superior al contenido en carbono de los aceros (0,1 a 1,5%). Se caracterizan porque adquieren su forma definitiva directamente por colada, no siendo nunca las fundiciones sometidas a procesos de deformación plástica ni en frío ni en caliente. En general, no son dúctiles ni maleables y no pueden forjarse ni laminarse.”¹

Las fundiciones se fabrican usando como materia prima el arrabio o lingote de hierro, generalmente en instalaciones como: cubilotes, hornos de crisol, hornos de reverbero, hornos eléctricos, entre otros. Los hornos de cubilote son los más empleados para fabricar la mayoría de piezas de fundición.

Las fundiciones en relación con el acero presentan las siguientes ventajas:

Son de menor costo de fabricación y su temperatura de fusión es relativamente menor que en los aceros.

Su colabilidad es alta debido a sus bajas temperaturas de fusión, permitiendo la fabricación de piezas complejas ya sean grandes o pequeñas y además presentan menos contracciones al momento de la solidificación.

Son fáciles de maquinar y poseen propiedades suficientes para la fabricación de elementos mecánicos capaces de absorber vibración.

1.1.3 CLASIFICACIÓN

Las fundiciones se pueden clasificar tomando en cuenta varios criterios, la clasificación más antigua se divide en cuatro grupos: blancas, grises, atruchadas y maleables. En la actualidad a esta clasificación se suma las fundiciones especiales.

¹ BARREIRO, Fundiciones, pág 1.

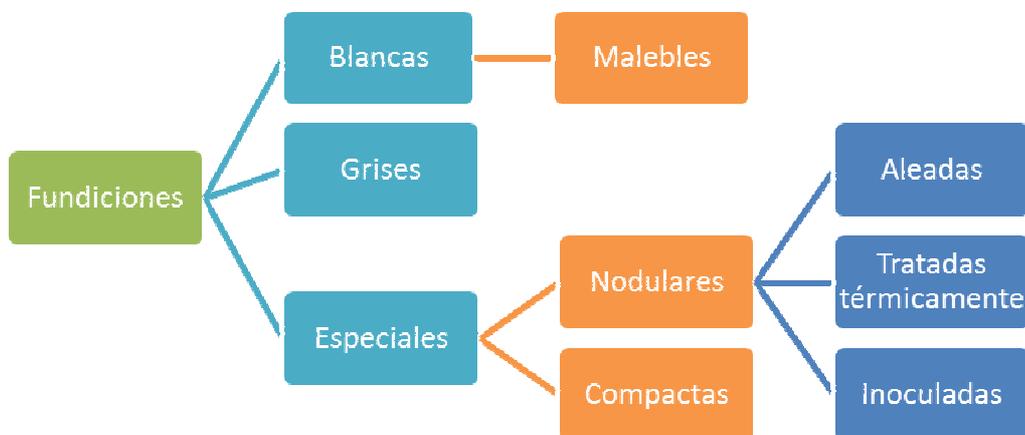


Figura 1.1.- Clasificación de las fundiciones. [ASME DATA BOOK, 2000]

1.1.3.1 CLASIFICACIÓN DE LAS FUNDICIONES POR SU FRACTURA²

En esta clasificación se toman en cuenta las características morfológicas luego de la fractura de las piezas fundidas, esta se divide en tres grupos: Blancas, grises y atruchadas.

Las fundiciones blancas se obtienen cuando la solidificación se produce a altas velocidades de enfriamiento y bajos contenidos de silicio. Las fundiciones blancas presentan una superficie de fractura blanca o brillante.

Las fundiciones grises y atruchadas tienen contenidos más altos de silicio y velocidades más lentas de enfriamiento que favorecen a la formación de grafito en forma de láminas u hojuelas. En estos tipos de fundiciones la superficie de fractura es de color oscuro.

Fundiciones como las nodulares presentan fracturas de colores oscuros debido a la concentración de nódulos de grafito, a este grupo se suman las fundiciones maleables.

² RODRIGUEZ, Procesos industriales para materiales metálicos, pág. 26.

1.1.3.2 CLASIFICACIÓN DE LAS FUNDICIONES POR SU MICROESTRUCTURA³

Esta clasificación se aplica a las fundiciones obtenidas en alto horno y en cubilotes, dividiéndolas en tres grupos:

- Las fundiciones en las que todo el carbono se encuentra combinado formando cementita y que al romperse presenta fractura de color brillante.
- Fundiciones en las que todo el carbono se encuentra en estado libre, formando grafito.
- Fundiciones en las que parte del carbono se encuentra combinado formando cementita y parte libre en forma de grafito.

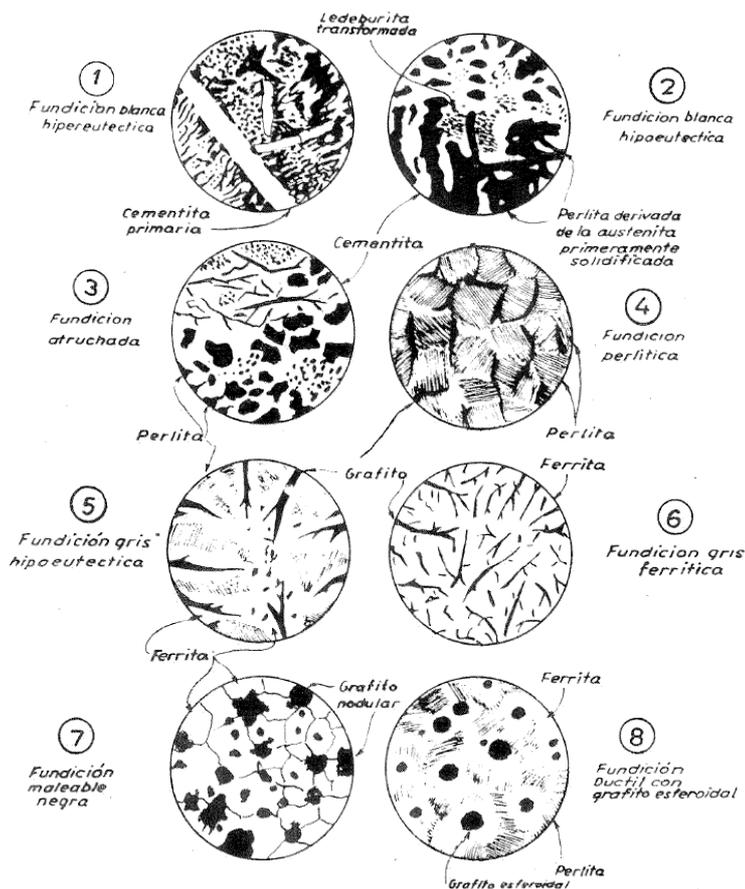


Figura 1.2.- Microestructuras típicas de algunas fundiciones. [Barreiro, 1987]

³ BARREIRO, Fundiciones, pág 6.

Es interesante señalar que en la práctica es muy difícil encontrar fundiciones en las que todo el carbono aparezca en forma de grafito como se acaba de indicar, para las fundiciones del segundo grupo, pero, sin embargo se cita esta clase de fundición que casi se puede considerarse como teórica, porque se cree que señalándolas se facilita el estudio de todas las demás clases. Las fundiciones de este grupo reciben el nombre de fundiciones grises ferríticas y en ellas todo el carbono se encuentra en forma de grafito.

En la segunda clasificación también se puede incluir a la fundición maleable tomando en que su matriz es ferrítica con nódulos de grafito.

1.1.4 DIAGRAMA HIERRO - CARBONO⁴

En general un diagrama en equilibrio es una representación gráfica a varias temperaturas y composiciones de las fases que están presentes en un sistema. Una fase en términos de microestructura es una región que difiere de otra, en estructura y/o composición.

Generalmente se estudia el diagrama Hierro-Carbono hasta el 6.67% C. Si se supera esta concentración deja de ser una aleación transformándose totalmente en un compuesto químico llamado carburo de hierro (Fe_3C) o cementita.

1.1.5 DIAGRAMA HIERRO – CARBONO METAESTABLE

Al estudiar los aceros y las fundiciones blancas se requiere el uso del diagrama hierro – carbono de denominado metaestable, que corresponde al contenido bajo de silicio (menor al 1%).

Las transformaciones que se producen con la variación de energía en las fundiciones grises se deben estudiar mediante el diagrama Hierro – Carbono estable, en general, se puede decir que será usado en las aleaciones Hierro – Carbono con contenidos de silicio entre 1 y 4% y con velocidades de enfriamiento bajas. Entonces, en el diagrama Hierro – Carbono estable se hablará de los

⁴ SMITH, Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales, pág 284.

constituyentes Grafito y hierro, diferentes de la Cementita y Hierro constituyentes del metaestable mostrado en la Figura 1.3.

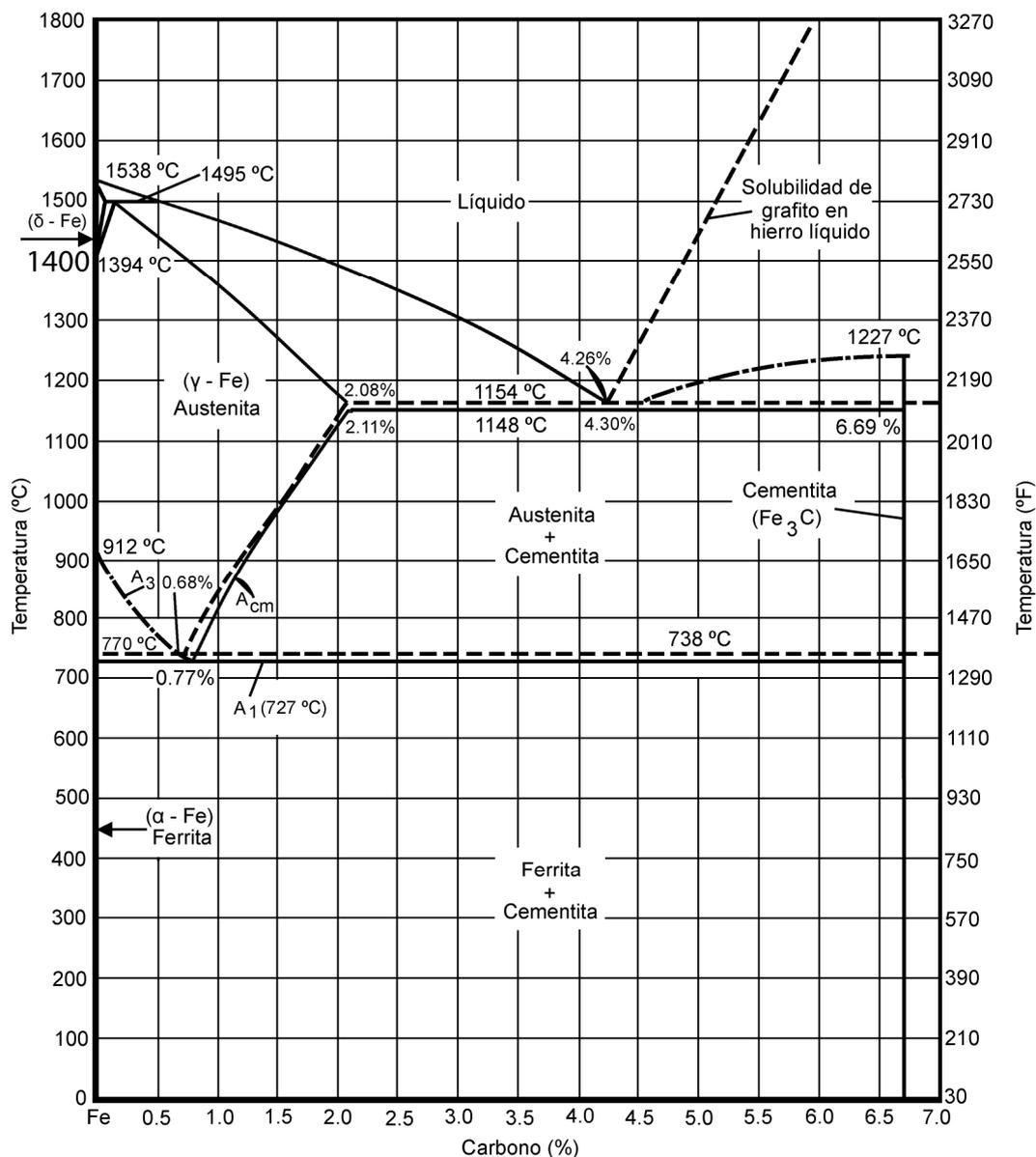


Figura 1.3.- Diagrama Hierro – Carburo de Hierro [MOLERA, 1991].

Como apunta Morral (2004), entre los diagramas Hierro - Carbono estable y metaestable existen interferencias, de modo que las fundiciones no transforman únicamente bajo los criterios del diagrama estable, sino que donde los diagramas

se traslapen las transformaciones se darán según las condiciones del diagrama metaestable.

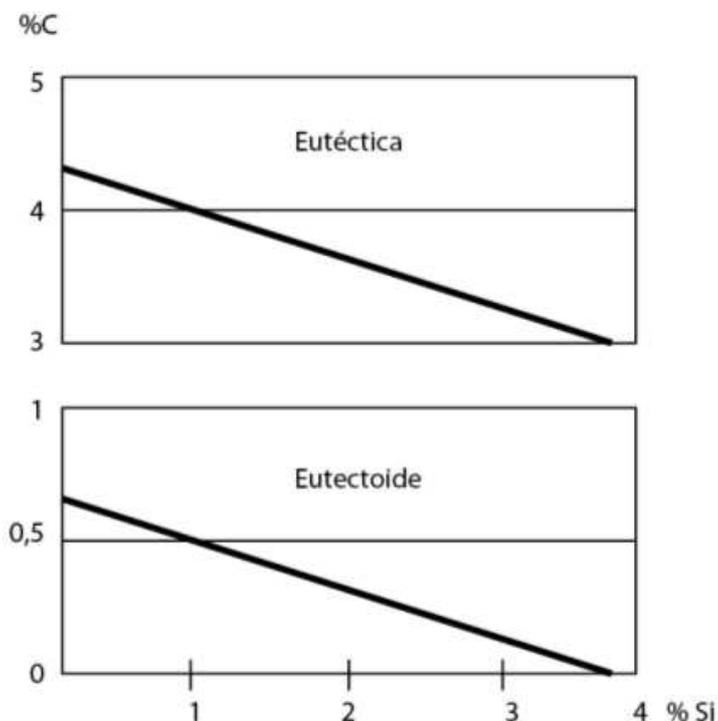


Figura 1.4.- Influencia del contenido de Si de las fundiciones en el porcentaje de Carbono de las composiciones eutéctica y eutectoide. [Barreiro, 1987]

Los contenidos de carbono para las aleaciones eutécticas y eutectoides del diagrama estable varían con el contenido de silicio de la aleación y son inferiores a los contenidos de carbono descritos por el diagrama metaestable. La austenita para determinada temperatura bajo el diagrama estable es capaz de disolver menor cantidad de carbono que la que podría disolver de acuerdo con el diagrama metaestable.

En la Figura 1.4, se puede observar la influencia del contenido de Si en la aleación Hierro - Carbono para las composiciones eutéctica y eutectoide.

Aplicando las siguientes fórmulas se puede aproximar el contenido de carbono para la aleación eutéctica y de la perlita de fundiciones para diferentes contenidos de carbono de entre 1 a 4% de Si.

$$\text{Contenido eutéctico} = 4,3 - \frac{\%Si}{3}$$

$$\text{Contenido eutectoide} = 0,9 - \frac{\%Si}{9}$$

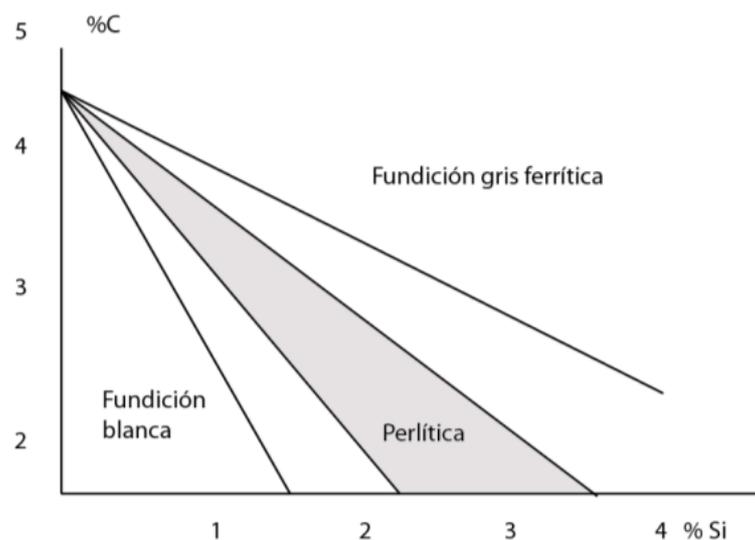


Figura 1.5.- Antiguo diagrama de Maurer que señala los contenidos de Carbono y Silicio correspondientes a distintos tipos de fundiciones en piezas de 30mm de espesor coladas en arena [Barreiro, 1987]

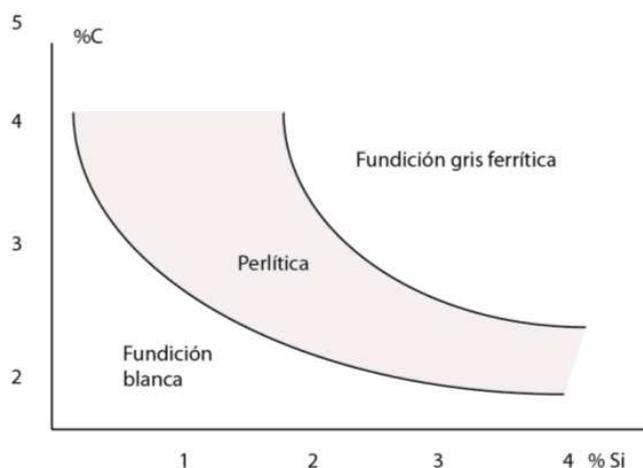


Figura 1.6.- Diagrama de Norbury que señala los contenidos de Carbono y Silicio correspondientes a distintos tipos de fundiciones en piezas de 25mm de espesor coladas en arena. [Barreiro, 1987]

1.1.5.1 PRINCIPALES MICROCONSTITUYENTES DE LAS FUNDICIONES⁵

Los microconstituyentes más comunes en las fundiciones son la ferrita, la cementita, la perlita y el grafito. En ocasiones se puede observar steadita, sorbita, troostita, bainita y martensita.

Ferrita.- La ferrita presente en las fundiciones se diferencia de los aceros ya que esta suele contener en disolución cantidades importantes de silicio que eleva su dureza y resistencia.

Ferrita- α .- Es una solución sólida intersticial de carbono en hierro- α ; posee una estructura BCC (cúbica de cuerpo centrado). La ferrita- α puede disolver hasta 0.0218 % de carbono a 727 ° C, ya que los espacios intersticiales de la estructura son muy pequeños.

Ferrita- δ .- Es una solución sólida intersticial de carbono en hierro- δ , que posee una estructura BCC. La solubilidad máxima de esta fase es de 0.09% de carbono a 1495°C. Tecnológicamente carece de importancia.

⁵ BARREIRO, Fundiciones, pág 10.

Austenita (γ).- Solución sólida intersticial de carbono en hierro- γ ; tiene una estructura cristalina FCC (cúbica centrada en las caras), la que permite el alojamiento de mayor cantidad de átomos de carbono sin distorsionar con mucha severidad la estructura matriz.

El carbono es un estabilizador de la austenita; su solubilidad alcanza un máximo de 2.11% C a 1148°C.

Cementita.- Conocido también como carburo de hierro (Fe_3C), es una fase metaestable que contiene 6.67% C; concentración que coincide con el 100% molar del compuesto intermetálico. Esta fase es dura, quebradiza y tiende a descomponerse según la siguiente reacción:



Perlita.- Es un producto de la reacción eutectoide; donde la austenita se transforma en ferrita- α y cementita a temperatura constante (727°C aprox.).

La perlita se observa, en el microscopio, como una mezcla laminar alternada de las dos fases mencionadas por lo que es más dura y resistente que la ferrita- α y más blanda y dúctil que la cementita.

Conviene señalar que debido a la presencia de silicio el contenido de carbono de la perlita de las fundiciones es inferior al de los aceros.

Grafito.- Es la forma elemental del carbono. Es blando y de color gris oscuro encontrándose en estado libre en algunas fundiciones ejerciendo una influencia en sus propiedades y características; dependiendo de su tamaño, forma y distribución.

En las fundiciones grises el grafito forma hojuelas, en las maleables se presenta en forma de nódulos, en las dúctiles en forma de esferas.

En forma de hojuelas el grafito en cantidades importantes disminuye la dureza, la resistencia y el módulo de elasticidad; además reduce la ductilidad, plasticidad y tenacidad.

Por otra parte esta mejora la resistencia al desgaste y corrosión, mejora la maquinabilidad y reduce las contracciones en la solidificación.

La disminución de resistencia y tenacidad es menor cuando el grafito se presenta en forma de nódulos o esferas.

Ledeburita.- Es un constituyente eutéctico que se forma en el enfriamiento de las fundiciones en el momento que termina la solidificación. Está formado por un 52% de cementita y 48% de ausentita. Esta no existe a temperatura ambiente en las fundiciones ordinarias, sin embargo se puede conocer las zonas donde existió por el aspecto eutéctico de sus agrupaciones de perlita y cementita.

1.1.6 FORMACIÓN DE GRAFITO

“La aparición del grafito en vez de cementita en las aleaciones hierro carbono, es debida a la inestabilidad del carburo de hierro en determinadas circunstancias y condiciones que hacen imposible su existencia y favorecen, en cambio, la formación del grafito.”⁶

Existen dos factores importantes que favorecen la formación de grafito:

- Un elevado porcentaje de silicio.
- Un enfriamiento relativamente lento.

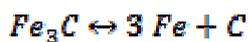
La existencia de núcleos de cristalización en la fase líquida también facilita la formación del grafito. Por otra parte elementos de aleación como el manganeso, azufre o el cromo promueven la formación de cementita.

“Si la fundición se enfría a velocidad relativamente alta, estando ausente el silicio, y los demás elementos que se encuentran en pequeñas concentraciones, parece

⁶ BARREIRO, Fundiciones, pág 23.

que la aleación, inmediatamente después de la solidificación, contiene solamente austenita primaria y ledeburita sin que se forme directamente grafito por la reacción eutéctica; líquido $\rightarrow \gamma + \text{grafito}$. Ahora bien, a una concentración crítica de silicio, en relación con la composición y la velocidad de enfriamiento, la estructura a esta temperatura es una mezcla de austenita, ledeburita y grafito, y con más silicio, simplemente austenita más grafito.”⁷

La temperatura de fusión y de colada es también muy importante, considerando que esta temperatura dependerá la velocidad de enfriamiento; de esto dependerá la cantidad, tamaño y distribución del grafito. La formación del grafito se da mediante la siguiente reacción, de forma directa o al desdoblarse la cementita en grafito.



En la realidad nunca se podría dar que todo el carbono se transforme a grafito en el enfriamiento, principalmente debido a que parte de la transformación será dirigida por el diagrama estable, de tal manera que se formara grafito y al continuar el enfriamiento se dirigirá mediante el diagrama metaestable formándose cementita, además siempre tendrán influencia en mayor o menor proporción los factores antes mencionados.

En la zona eutectoide, cuando los factores favorecen la formación de grafito (como el alto contenido de silicio, baja velocidad de enfriamiento y larga permanencia a temperatura superior a la eutectoide), se puede conseguir que todo la austenita se transforme a grafito y de austenita a grafito más ferrita.

Para una fundición gris para las cuales las condiciones de composición y enfriamiento favorezcan la transformación en la zona eutectoide, la misma comienza a realizarse de acuerdo al diagrama metaestable, cuando la austenita tiene un contenido de carbono equivalente a 0,8%.

⁷ GIL, Metalurgia general, pág 1192.

1.1.6.1 FUNDICIONES BLANCAS SIN GRAFITO

Son aleaciones hierro carbono que solidifican de acuerdo al diagrama hierro-carbono metaestable constituidas fundamentalmente por perlita y cementita.

Las fundiciones blancas hipoeutécticas presentan grupos grandes de cristales negros de perlita derivados de la austenita primaria. Esos núcleos negros están rodeados por agrupaciones pseudoeutécticas derivados de la ledeburita.

Las fundiciones blancas hipereutécticas, que tienen muy poco interés, están formadas por grandes masas de cementita primaria, agrupaciones de perlita y cementita derivadas de la ledeburita.

Estas dos clases de fundiciones, junto con las eutécticas, presentan fracturas blancas y brillantes y generalmente son muy duras, frágiles y de baja tenacidad.

1.1.6.2 FUNDICIONES CON CARBONO EN FORMA DE GRAFITO

Las fundiciones grises, atruchadas, maleables, perlíticas y algunas especiales pertenecen a este grupo muy distinto al de las fundiciones blancas. En su microestructura además de la ferrita, cementita y perlita aparece un nuevo constituyente, el grafito, las leyes que rigen su formación se hacen evidentes en el diagrama hierro-carbono estable.

En las fundiciones grises y atruchadas, el carbono se presenta en forma grafito disperso en forma de laminillas ocupando un volumen mucho mayor que en las fundiciones blancas.

1.1.7 INFLUENCIA DEL SILICIO EN LA FORMACIÓN DE GRAFITO⁸

Las leyes de formación de constituyentes en los diagramas hierro-carbono para los aceros y fundiciones grises son distintas, debido generalmente a la presencia y concentración de silicio.

⁸ BARREIRO, Fundiciones, pág 16.

Cuando el silicio se encuentra en pequeñas cantidades del orden de 0,1 a 0,6% no ejerce una influencia importante, si su concentración es de 0,6 a 3,5%, ejerce indirectamente una acción destacada y contribuye a la formación de grafito, modificando el carácter y propiedades mecánicas de la aleación hierro-carbono.

Se realizaron estudios que señalan la relación entre el porcentaje de carbono y silicio y la clase de fundición que se obtiene en cada caso creándose el diagrama de Maurer, Figura 1.5, este fue modificado tomando en cuenta otros factores como, el espesor y la clase de molde utilizado en el proceso de colado construyendo el diagrama de Norbury, Figura 1.6.

El contenido de carbono es crucial en la formación de grafito cuanto mayor sea su porcentaje más posibilidades de formación de grafito.

1.1.8 INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO EN LA FORMACIÓN DE GRAFITO

La velocidad de enfriamiento relacionada al tamaño y espesor de la pieza además de la clase de molde empleado, ejerce una influencia decisiva en las propiedades, calidad y microestructura de las fundiciones.

Cuando la velocidad de enfriamiento es rápida generalmente se obtienen fundiciones blancas, en cambio las velocidades de enfriamiento lentas favorecen a la formación de grafito, consiguiendo así, una fundición gris.

Un ejemplo de esto puede darse al colar una aleación hierro- carbono en un molde de distintos espesores, en los sectores de espesores pequeños la colada se enfriara rápidamente lo que dará por resultado una fundición blanca y en los lugares donde el espesor sea mayor probablemente se conseguirá una fundición gris. Esta variación influye directamente en la microestructura y por ende las durezas de la pieza final serán distintas obteniéndose durezas altas en las zonas delgadas y bajas en las zonas robustas.

1.1.9 PRINCIPALES CARACTERÍSTICAS Y COMPOSICIONES DE LAS FUNDICIONES GRISES

Las fundiciones grises son blandas de fractura grisácea y una parte del carbono se encuentra en forma de grafito debido a los altos contenidos de silicio y carbono con bajas velocidades de enfriamiento en piezas de gran espesor y con preferencia en el interior de las piezas. Los porcentajes de azufre y manganeso bastante bajos favorecen a la formación de fundiciones grises.

Las fundiciones atruchadas son de características y microestructura intermedia entre las fundiciones blancas y las fundiciones grises. Las fundiciones grises son generalmente las más utilizadas en la industria, para piezas que no exijan características mecánicas muy elevadas, que sean de menor costo, que cuelen bien y finalmente que se mecanicen con facilidad.

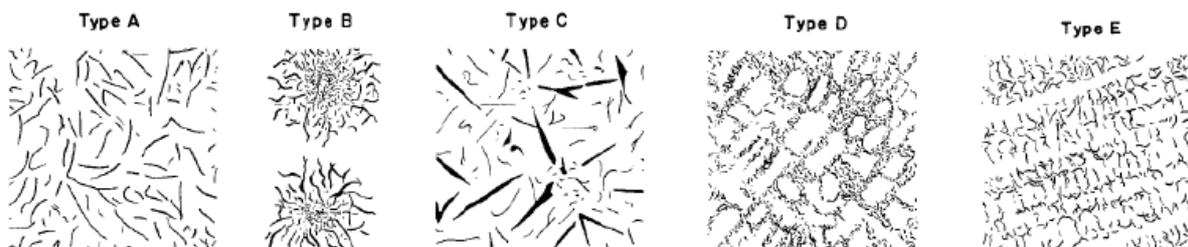


Figura 1.7.- Tipos de grafito de las fundiciones grises [Barreiro 1963].

La colabilidad es un factor importante que está referido a una baja temperatura de fusión, por ello conviene que los contenidos de carbono sean bastante elevados (2,75% a 3,5%). La facilidad de mecanizado en cambio depende del contenido de silicio a mayor contenido, mayor capacidad de mecanizar la pieza.

La resistencia a la tracción en las fundiciones grises puede variar de 10 a 35kg/mm², su dureza puede variar de 120 a 250 Brinell, dependiendo de la calidad de la fundición gris.

1.1.9.1 INFLUENCIA DE OTROS ELEMENTOS EN LAS FUNDICIONES GRISES

Azufre.- Se opone a la grafitización del carbono y favorece a la formación de cementita. Su influencia en ausencia del manganeso es verdaderamente sensible. El azufre tiene una fuerte afinidad con el manganeso formando sulfuro de manganeso que no tiene influencia alguna en la formación de grafito o cementita.

Cuando el contenido de azufre es excesivo en una fundición con poco manganeso, forma con el hierro sulfuro de hierro que favorece la formación de cementita y tiende a blanquear la fundición. En las fundiciones los contenidos de azufre pueden variar de 0,01% a 0,2%.

Fósforo.- El fósforo se suele añadir a propósito a la fundición con el objeto de favorecer a la colabilidad, debido a la formación del eutéctico esteadita de bajo punto de fusión, cuando se quiere fabricar piezas de forma complicada.

“El fósforo no ejerce influencia muy sensible sobre la grafitización del carbono en las fundiciones, aunque puede decirse que, en general, se opone ligeramente a ella. La presencia del fósforo da lugar a un aumento de la fragilidad y de la dureza.”⁹

Un contenido normal de fósforo en las fundiciones es de 0,15%, empleándose contenidos más bajos si se desea alta resistencia y contenidos más altos si se desea mejor colabilidad.

Manganeso.- Al igual que el fósforo se opone a la formación de grafito y favorece a la formación de cementita. Tiende a aumentar la dureza dificultando el mecanizado.

La presencia del manganeso se justifica en la neutralización del azufre, evitando la formación de sulfuro de hierro, formando sulfuro de manganeso.

Normalmente las fundiciones suelen contener de 0,4 a 1,5% de manganeso.

⁹ BARREIRO, Fundiciones, pág 32.

Oxígeno.- Es un antigrafitizante enérgico, en las fundiciones se encuentra presente en forma de inclusiones no metálicas, en forma de óxidos.

Cuando los porcentajes de oxígeno son elevados la colabilidad del metal disminuye, se producen rechupes.

Hidrógeno.- Cuando se presenta en un porcentaje importante forma porosidades. El hidrógeno puede provenir de la humedad de los moldes o de vapor de agua. La solubilidad del hidrógeno en la fundición aumenta con el porcentaje de silicio.

1.2 CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LAS FUNDICIONES.

1.2.1 INFLUENCIA DE LA COMPOSICIÓN Y DE LA MICROESTRUCTURA EN LAS CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS DE LAS FUNDICIONES¹⁰

Los microconstituyentes determinan las propiedades y los tipos de fundiciones, siendo sensibles de cambio, frente a factores como; la temperatura de fusión, la temperatura de colada, el método de enfriamiento, el espesor de la pieza, entre otros.

En una aleación hierro-carbono sometida a diferentes velocidades de enfriamiento podemos obtener distintos tipos de fundiciones, fundición blanca, atruchada y gris. La influencia de la velocidad de enfriamiento da como consecuencia una variación en la microestructura, constituyentes y propiedades mecánicas.

Las fundiciones de mayor dureza son las que tienen los microconstituyentes de máxima dureza. En las fundiciones blancas la dureza oscila de 300 a 350 Brinell, siendo la cementita principal microconstituyente. Por otra parte las fundiciones constituidas por ferrita y grafito son más blandas, las fundiciones atruchadas con cementita, grafito y perlita como microconstituyentes presentan durezas de entre 250 y 300 Brinell. Dependiendo de la cantidad y distribución de cada microconstituyente se obtendrán distintos tipos de durezas y resistencias.

¹⁰ BARREIRO, Fundiciones, pág 35.

En las fundiciones grises se encuentra cierta correspondencia entre la dureza y la resistencia. Para bajas resistencia la relación es de 13, y para altas resistencia de 7 o menos.

La resistencia de la fundición gris depende de dos factores, la matriz y las láminas de grafito. Cuando la resistencia de la matriz es mayor la resistencia de la fundición será mayor, por otra parte, las láminas de grafito deberán estar distribuidas uniformemente, ser pequeñas y de forma redondeada con el fin de conseguir también mayores resistencias. Cabe mencionar que la presencia de grafito hace que la resistencia de las fundiciones sea muy inferior a la que tiene la matriz.

El contenido del silicio eleva la resistencia de la ferrita, consiguiendo una matriz ferrítica perlítica con una resistencia superior a 50kg/mm^2 . Cuando la matriz es totalmente perlítica la resistencia se eleva considerablemente a un valor de aproximadamente 98kg/mm^2 .

Como se mencionó con anterioridad, si se tiene una fundición de matriz perlítica se conseguirá resistencias elevadas, pero aún más importante para mejorar la resistencia a la tracción es la forma del grafito, para fundiciones con grafito esferoidal con resistencias ligeramente superiores a 80kg/mm^2 .

En la fundición gris el módulo de elasticidad no es constante como en los aceros, sino que disminuye a medida que aumenta la carga que actúa sobre el material.

No hay entonces una zona de proporcionalidad entre las cargas y las deformaciones, por tanto, a cada carga le corresponde un módulo de elasticidad que corresponde a una carga de un 75% de la máxima rotura.

Al disminuir el tamaño y cantidad de grafito aumenta el módulo de elasticidad y también la resistencia a la tracción de las fundiciones.

La resistencia al desgaste es otra característica importante de las fundiciones ordinarias. Es muy difícil señalar el comportamiento o resistencia al desgaste de un determinado material, son varios y complejos los factores a tomar en cuenta.

Los más importantes son: la presión con que actúan las cargas, la velocidad de desplazamiento relativo, el tipo de lubricante empleado, el grado de oxidación o corrosión superficial y la diferencia de durezas entre los materiales que rozan.

En general las fundiciones grises y en especial las de matriz perlítica, dan excelentes resultados para la fabricación de piezas que deban resistir al desgaste. Las fundiciones grises son muy aptas en casos de rozamiento de metal con metal en ausencia de lubricante, debido a la presencia de grafito que actúa en cierto modo como lubricante. Comportándose aceptablemente al trabajar fundición con fundición o con otras aleaciones tan duras o más duras.

La forma del grafito tiene mucha importancia. Según Barreiro, los mejores resultados se obtienen para láminas distribuidas desordenadamente aisladas unas de otras (Tipo A), Figura 1.7, cuando las láminas de grafito forman agrupaciones interdendríticas (Tipo D y E), Figura 1.7 el desgaste es máximo. Con grafito hipereutéctico o con grafito agrupado en forma de rosetas, se tienen resultados intermedios.

La matriz perlítica además de tener buena resistencia al desgaste tiene gran dureza y resistencia. La ferrita por otro lado es desfavorable para este fin, otros microconstituyentes como la esteadita favorecen a la resistencia al desgaste, obteniéndose los mejores resultados cuando tiene forma reticular.

Al aumentar la dureza de las fundiciones se mejora también la resistencia al desgaste, como es el caso de las fundiciones blancas, que tienen elevadas durezas, presentando una limitación al dificultarse su mecanizado.

Las fundiciones ordinarias tienen en general una resistencia a la corrosión a medios ligeramente corrosivos bastante superior a los aceros ordinarios, siendo empleadas para aplicaciones en las que se encuentren a la intemperie o en condiciones de humedad o en contacto con el agua.

1.3 FUNDICIÓN PERLÍTICA

Este tipo de fundiciones pertenece al grupo de fundiciones grises y tiene algunas aplicaciones de interés industrial, está constituida por una serie de laminillas de grafito embebidas en una masa de perlita laminar y se puede comparar a un acero eutectoide, en el que se hallan incrustadas láminas de grafito.

El contenido de carbono de la perlita varía en función del contenido en silicio, al señalar el contenido en carbono de perlita, para simplificar, se señalará siempre la cifra 0,8%. Entre más cerca se encuentre una fundición perlítica de este porcentaje, mejores propiedades mecánicas tendrá.

En las fundiciones el carbono total es la suma del carbono que se encuentra en forma de grafito y del carbono que se encuentra combinado (cementita). Una fundición será perlítica cuando el carbono combinado sea igual a 0,8% aproximadamente.

En las fundiciones grises perlíticas se ha observado que cuanto menor sea el porcentaje de carbono que contienen (en lo posible), mayor será su resistencia. Disminuir el carbono total disminuye la cantidad de láminas de grafito y aumenta la resistencia a la tracción.

En una fundición perlítica es de principal interés, una matriz perlítica, menor cantidad posible de láminas de grafito y que las láminas presentes se encuentren distribuidas y sean pequeñas. Cumplidos estos requerimientos tendremos una fundición perlítica de interés industrial, con la máxima resistencia.

1.4 FUNDICIONES DE ALTA RESISTENCIA

El mejoramiento de la tecnología en lo que respecta a las fundiciones ha evolucionado debido a las crecientes exigencias de la industria mecánica, con el fin de conseguir materiales en los que se puedan controlar sus propiedades.

Una de las mejoras conseguidas en ese sentido, fue la reducción del porcentaje de carbono y por ende el aumento de la resistencia a la tracción, con el inconveniente de que la temperatura de fusión aumente al disminuir el contenido de carbono.

El control de la temperatura, se convirtió entonces en una variable importante, ya que a temperaturas muy elevadas la resistencia del material disminuía, por la formación de grafito interdendrítico por efecto de un fenómeno de subenfriamiento.

1.4.1 INOCULACIÓN

El principal problema en la fabricación de fundiciones de alta resistencia sin ningún procedimiento especial es el blanqueo, en general al fabricar fundiciones perlíticas de espesores muy delgados tienden a convertirse en fundiciones blancas, este inconveniente se solucionó al descubrirse la influencia de los inoculantes en los procesos de fusión y también con el empleo de elementos de aleación.

La inoculación consiste en añadir metal fundido en el momento de colar, ciertas aleaciones grafitizantes o desoxidantes, siendo eficaz en aleaciones con bajos contenidos de carbono.

La combinación de inoculantes y altas temperaturas, da como resultado una fundición perlítica de alta resistencia con ausencia de blanqueo en las zonas de menor espesor.

1.4.2 FUNDICIONES ALEADAS

“Las fundiciones aleadas son aquellas que contiene Ni, Cr, Mo, Cu, entre otros; en porcentajes suficientes para mejorar las propiedades mecánicas de las fundiciones ordinarias o para comunicarles alguna otra propiedades especial, como alta resistencia al desgaste, alta resistencia a la corrosión, al calor, etc.”¹¹

¹¹ BARREIRO, Fundiciones, pág 70.

1.5 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN EN LAS FUNDICIONES

La influencia de los elementos de aleación es mucho más compleja de estudiar en las fundiciones que en los aceros. Ejercen modificaciones en la microestructura de las fundiciones, con una gran influencia en la grafitización como se observa en la Tabla 1.1.

Elementos como el silicio, aluminio níquel y cobre, que se disuelven en la ferrita, la endurecen y hacen aumentar su resistencia y favorecen la grafitización

El cromo, manganeso y molibdeno, son formadores de carburos, dificultando la grafitización.

Níquel.- Facilita la grafitización, se disuelve en el hierro y disminuye la estabilidad del carburo. Su acción es menos activa que la del silicio. Aumenta la dureza de la matriz y reduce el tamaño de las láminas de grafito y el tamaño del grano. Además mejora la maquinabilidad y evita el blanqueamiento de la fundición en las esquinas y secciones delgadas. Variando su contenido se pueden fabricar fundiciones martensíticas de elevada dureza y fundiciones austeníticas muy resistentes a la corrosión y al calor.

Cromo.- Estabiliza la cementita y evita la grafitización e incluso reduce el tamaño de las láminas de grafito y aumenta la dureza de la matriz. Los carburos de cromo son muy estables a la temperatura, lo que permite la fabricación de fundiciones resistentes a altas temperaturas y la corrosión.

Molibdeno.- Favorece ligeramente a la estabilidad del carburo de hierro y reduce el tamaño de las láminas de grafito y además aumenta la resistencia de la matriz. Se usan principalmente para la fabricación de fundiciones aciculares que tienen una tenacidad muy elevada.

Cobre.- Favorece la grafitización y endurece y aumenta la resistencia de la matriz, mejora la resistencia al desgaste, al choque de las fundiciones y a la

corrosión. Es muy utilizada para sustituir al níquel por su bajo precio, se suele usar en la fabricación de fundiciones perlíticas de alta resistencia a la tracción.

Tabla 1.1.- Influencia de los elementos de aleación en las fundiciones. [Westerman, 1986]

	GRAFITIZACIÓN Y COEFICIENTES DE GRAFITIZACIÓN	EFFECTOS SOBRE LOS CARBUROS A ALTA TEMPERATURA	EFFECTO EN LA ESTRUCTURA DEL GRAFITO	EFFECTO EN EL CARBONO COMBINADO DE LA PERLITA	EFFECTO QUE PRODUCE EN LA MATRIZ
Carbono	Favorece	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Silicio	Favorece +1	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Aluminio	Favorece +0,5	Decrece estabilidad	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Titanio	Favorece +0,4	Decrece estabilidad	Afina fuertemente	Decrece	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Níquel	Favorece +0,35	Decrece ligeramente estabilidad	Afina ligeramente	Decrece y estabiliza la perlita	Afina de perlita y de dureza
Cobre	Favorece +0,2	Indiferente	Indiferente	Decrece ligeramente	Da dureza
Manganeso	Se opone - 0,25	Estabiliza	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y da dureza
Molibdeno	Se opone - 0,30	Indiferente	Afina ligeramente	Aumenta ligeramente	Afina la perlita y da resistencia
Cromo	Se opone -1	Estabiliza fuertemente	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y de dureza
Vanadio	Se opone -2,5	Estabiliza fuertemente	Afina	Aumenta	Afina la perlita y da dureza

1.6 CLASIFICACIÓN DE LAS FUNDICIONES ALEADAS

Según Barreiro, en su obra Fundiciones de 1986, se clasifican de forma general en dos grandes grupos:

- Fundiciones de baja y media aleación, que se caracterizan por estar constituidas por pequeñas cantidades de Ni, Cr, Mo, y Cu, generalmente en porcentajes inferiores a 5%. En general son fundiciones de alta resistencia a la tracción, de 25 a 50kg/mm². Suelen ser de estructuras perlítica, sorbítica, bainítica y martensítica.
- Fundiciones de alta aleación, que agrupan las demás clases. En esta familia, se suelen agrupar las fundiciones muy resistentes al desgaste, al calor y a la corrosión y cuya microestructura suele ser austenítica o ferríticas.

1.6.1 CUADRO GENERAL DE LAS FUNDICIONES ALEADAS¹²

1.6.1.1 Fundiciones de baja y media aleación (menos de 5% de elemento aleado)

1. Fundiciones de alta resistencia con Cr, Ni, Mo, Cr, etc.
2. Fundiciones martensíticas al Ni y al Mn.
3. Fundiciones resistentes al calor con 1% de Cr aproximadamente.
4. Fundiciones blancas de gran dureza con 1 a 3% de Cr.

1.6.1.2 Fundiciones de alta aleación (más de 5% de elemento aleado)

1. Fundiciones de 15 a 35% de Ni; austeníticas, resistentes al calor y a la corrosión.
2. Fundiciones de Ni= 10%, Mn=5% austeníticas.

1.6.1.3 Fundiciones al cromo resistentes al calor y a la corrosión.

1. De 6% de cromo de gran dureza.

¹² BARREIRO, Fundiciones, pág 7.

2. De 16% de cromo de buena resistencia al calor.
3. De 20 a 35% de cromo de alta resistencia al calor y a la corrosión.

1.6.1.4 Fundiciones al Silicio.

1. Fundiciones de 5 % de silicio resistentes al calor.
2. Fundiciones de 15% de silicio resistentes a la corrosión.
3. Fundiciones al aluminio.
4. Fundiciones de 8 a 10%.

1.6.2 FUNDICIONES MALEABLES

Las fundiciones maleables a diferencia de los grupos anteriormente citados, se obtiene luego de someter a una fundición a un tratamiento térmico para mejorar sus propiedades mecánicas.

Este tipo de fundiciones se fabrican por medio de dos procedimientos denominados como: europeo, con el que se fabrica la fundición maleable de corazón blanco y otro americano, con lo que se fabrica la maleable de corazón negro.

En ambos procesos hay dos fases principales:

1. Fabricación de las piezas de fundición blanca.
2. Recocido de las piezas.

1.6.2.1 Maleable Europea (Blanca)¹³

El proceso comienza por la fabricación de una pieza de fundición blanca, luego las piezas son envueltas con un material oxidante como mineral de hierro, óxidos de forja o laminación; dentro de cajas cerradas que serán sometidas a un recocido a alta temperatura (900°C a 1100°C) durante un período de tiempo de 3 a 6 días.

¹³ http://www.obtesol.es/index2.php?option=com_content&do_pdf=1&id=170

En el recocido la pieza de fundición blanca se descarbura al realizarse una difusión de carbono del interior al exterior bajo la acción oxidante del mineral que rodea la pieza, quedando convertida la fundición blanca, que es muy frágil, en un nuevo material tenaz.

En piezas muy delgadas se obtienen muy buenos resultados, pero al aumentar el espesor de las piezas, se realiza con dificultad la difusión del carbono y, por lo tanto, la descarburación.

Las características mecánicas de este tipo de fundiciones son: resistencia de 35kg/mm^2 y un alargamiento de entre 1 a 12% aproximadamente.

1.6.2.2 Maleable Americana (Negra)¹⁴

El procedimiento de fabricación de la fundición maleable americana consiste en rodear a las piezas de fundición blanca con materias neutras como la arena y esta es sometida a un proceso de recocido. La pieza tratada no se descarbura y el carbono no emigra de la fundición, sino que durante el recocido se precipita bajo forma de nódulos de grafitos, resultando entonces un material muy tenaz. Los nódulos de grafito que precipitaron durante el recocido quedan embebidos y aislados en una matriz de cristales de ferrita.

Las características mecánicas de este tipo de fundiciones son: resistencia de 38kg/mm^2 y alargamiento de 10 a 20% aproximadamente.

1.6.3 TEORÍA DE LA FABRICACIÓN DE LA FUNDICIÓN MALEABLE

Para fabricar piezas de fundición maleable se parte de una fundición blanca, el uso de la fundición gris o atruchada es inadecuado debido a la presencia de las láminas de grafito que crean discontinuidades en la masa metálica. Los cristales están separados por las láminas de grafito y cualquiera que sea la transformación

¹⁴ http://www.obtesol.es/index2.php?option=com_content&do_pdf=1&id=170

que sufra la fundición, por descarburación o por grafitización, no se podrá obtener luego un material tenaz, por estar sus cristales separados unos de otros.

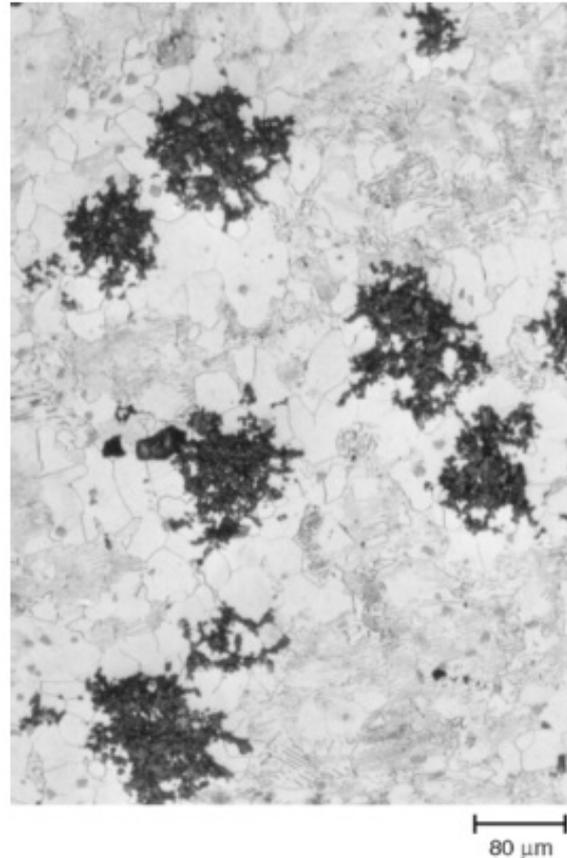


Figura 1.8.- Fundición maleable, 100x [ASM, Metals Handbook, 2006]

Por ello lo más conveniente es el uso de las fundiciones blancas como materia prima, considerando que los contenidos de carbono y silicio deben ser bajos, tomando en cuenta que cuanto más bajo sea el contenido de carbono es necesario emplear temperaturas de fusión muy elevadas.

Además en el proceso de recocido no es conveniente usar temperaturas superiores a 925°C durante largo tiempo, porque aunque la alta temperatura favorece la precipitación del carbono, se observa que empleando esas temperaturas no se deposita el grafito en la forma nodular. En ese caso, el grafito

aparece en las uniones de los granos reduciendo de manera importante el alargamiento de la pieza tratada.

1.6.4 GRAFITIZACIÓN EN NÓDULOS EN EL RECOCIDO DE LA FUNDICIÓN BLANCA

“Al calentar y mantener a una fundición blanca a temperaturas variables entre 850° y 950°C se forma grafito nodular durante la permanencia de temperatura, la cementita libre se va descomponiendo en grafito y austenita. El grafito se va precipitando alrededor de ciertos núcleos de grafitización, al precipitarse el grafito, las zonas de su alrededor quedan con menor concentración de carbono. Estas zonas son centros de atracción para el carbono todavía disuelto en la austenita, que se va precipitando en forma de nódulos. Los nódulos continúan formándose durante el enfriamiento lento hasta la temperatura eutectoide y en el mantenimiento en esa zona de temperaturas”¹⁵

1.6.5 NÚCLEOS DE GRAFITIZACIÓN

En el recocido la velocidad de grafitización depende en cada caso del número de núcleos de grafitización presentes en la fundición y de la temperatura de recocido.

Los factores que favorecen la formación de núcleos de grafitización son:

- Factores de fusión.
 - Sobrecalefacción.
 - La adición de ciertos elementos especiales.
 - Composición.
 - Equipos de fusión.
- Factores de solidificación
- Tratamientos térmicos.
- Factores de recocido.

¹⁵ BARREIRO, Fundiciones, pág 131.

- La velocidad de calentamiento.
- La duración del recocido.

1.6.5.1 **Calentamiento y permanencia de la temperatura**

Al observar el diagrama hierro-carbono para el calentamiento de una fundición blanca, desde la temperatura ambiente hasta 950°C, se observa que al rebasar los 721°C toda la perlita de la fundición blanca se transforma en austenita. Al elevarse la temperatura sobre los 721°C, parte de la cementita proeutectoide se va disolviendo en la austenita y con ella aumenta el contenido de carbono de la austenita. Al mantener la temperatura máxima de recocido por un período de tiempo, la cementita libre se va transformando en grafito debido a que en ese momento las condiciones son de equilibrio de acuerdo al diagrama hierro-carbono estable.

1.6.5.2 **Ciclo de enfriamiento**

Después de terminado el mantenimiento a temperatura de recocido se emplea una rápida velocidad de enfriamiento, no habrá formación de grafito y se forma en cambio cementita. Por ello no conviene usar una velocidad de enfriamiento demasiado rápida, las transformaciones que se producen al descender la temperatura de las piezas se verifican según el diagrama metaestable, con la formación de cementita proeutectoide, perlita y nada de grafito.

Si en lugar de enfriar rápidamente las piezas recocidas luego del mantenimiento de temperatura por el tiempo conveniente, se enfría al principio lento y luego en cambio rápido, se formará grafito (diagrama estable) y luego perlita (diagrama metaestable). La microestructura resultante será grafito nodular y perlita.

Finalmente si el enfriamiento se efectúa con suficiente lentitud hasta llegar a la zona eutectode, hay formación de grafito y ferrita. La microestructura resultante será grafito nodular y ferrita.

La formación de los diferentes constituyentes en el recocido depende de dos fases importantes:

- La fase de mantenimiento a alta temperatura (grafitización primaria)
- La fase de transformación de la zona eutectoide (grafitización secundaria). Siendo de mayor importancia la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de recocido hasta la temperatura eutectoide.

1.7 FUNDICIONES DE GRAFITO ESFEROIDAL¹⁶

En el año 1948, Morrogh y Williams fabricaron directamente de la fusión sin posterior tratamiento térmico una fundición con grafito esférico. La principal característica del proceso consistía en añadir ciertas cantidades de cerio y una aleación grafitizante como el ferro-silicio, aumentando la porción de grafito esférico, llegándose incluso a evitar totalmente la aparición de grafito laminar.

En 1949, las investigaciones de Gaguerin, Millis y Pilliny condujeron a la fabricación de fundición con grafito esférico por medio de una adición de magnesio. Señalando que debe quedar por lo menos 0,04% de magnesio en la fundición para conseguir que todo el grafito sea esférico directamente de la colada con una resistencia a la tracción aproximadamente de unos 70kg/mm² y un alargamiento del 3%. Siendo sensibles de mejoramiento luego de someterla a tratamiento térmicos.

Para lograr una adición precisa de cerio se necesita:

- Que la fundición solidifique gris e hipereutética sin adición de cerio.
- Que el contenido de silicio de la fundición sea superior a 2,37% y el contenido de azufre debe ser muy bajo sin exceder a 0,02%.
- El contenido de fósforo no debe exceder de 0,6%, siendo preferible que permanezca inferior a 0,1%.

Este proceso requería de condiciones de composición química muy precisa, difíciles de cumplir.

¹⁶ BARREIRO, Fundiciones, pág 147.

Por otra parte la fabricación con adición de magnesio no exige tan estricta composición química, es mucho más empleada en la industria para la producción de fundiciones con grafito esferoidal.

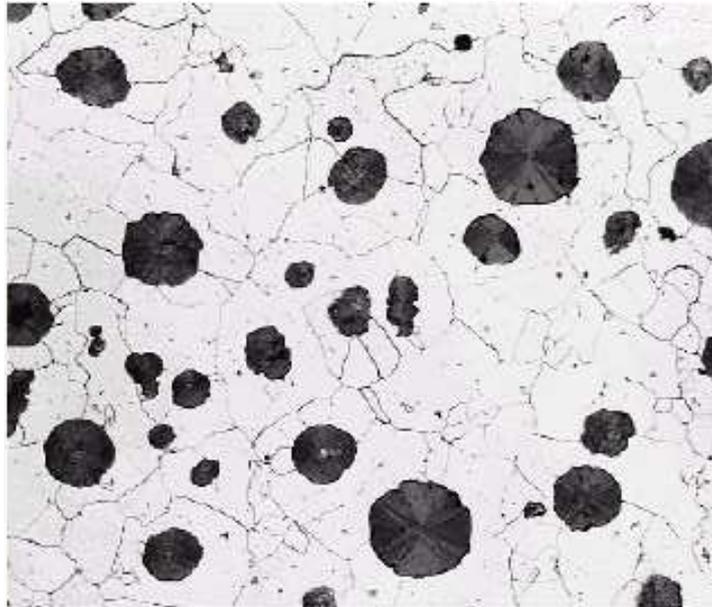


Figura 1.9.- Fundición de hierro dúctil. [ASM Metals Handbook, 2006]

Los mejores resultados para obtener fundiciones de grafito nodular por adición de magnesio se obtienen tomando como base a una fundición con porcentajes de carbono y silicio algo superiores a los que generalmente se suelen emplear, por ejemplo, $C = 3,5\%$ y $Si = 2,5\%$, $C + Si = 6\%$ con carbonos equivalentes de 4,4 a 4,7%, recomendando los valores más altos para obtener espesores delgados.

Los elementos alcalinos o alcalinotérreos se caracterizan por tener propiedades desoxidantes, desulfurantes y estabilizadores de carburos. Su adición en estado líquido en la fundición conduce a la separación de carbono en forma nodular durante el proceso de solidificación, su estructura en bruto está compuesta por nódulos de grafito rodeados por aureolas de ferrita sobre una matriz de perlita.

Se recomienda para este proceso que el contenido de azufre sea inferior a 0,02%. Debido a que durante la adición de magnesio al baño metálico se combina rápidamente con el azufre, desulfurando la fundición y perdiendo su eficacia.

El magnesio debe ser añadido a la colada en forma de aleación níquel-magnesio o a veces en forma de cobre-magnesio para evitar reacciones violentas (humo).

Conjuntamente con la aleación se añade un elemento inoculante como ferro silicio para evitar el blanqueamiento de la fundición debido a la acción del magnesio.

1.7.1 CLASIFICACIÓN DE LAS FUNDICIONES NODULARES POR EL TIPO DE MATRIZ

Una clasificación de las fundiciones nodulares es según el tipo de matriz, las fundiciones nodulares por su matriz se pueden clasificar en:

1.7.1.1 Fundición nodular de matriz ferrítica.

Este tipo de fundición posee buena resistencia al impacto, excelente ductilidad así como una resistencia mecánica y fluencia equivalente a un acero de bajo contenido de carbono.

1.7.1.2 Fundición nodular de matriz ferrítica - perlítica.

Este tipo de fundición requiere de menor control de las variables durante la fabricación con respecto a la anterior por lo que su costo de producción es menor. Posee propiedades mecánicas intermedias a las fundiciones completamente ferríticas y perlíticas y excelente maquinabilidad. La microestructura que presenta es conocida como ojo de buey.

1.7.1.3 Fundición nodular de matriz perlítica.

La matriz perlítica confiere alta resistencia mecánica, buena resistencia al desgaste, así como una moderada ductilidad y resistencia al impacto. La maquinabilidad es superior comparada con aceros de similares propiedades físicas.

1.7.1.4 **Fundición nodular martensítica.**

Este tipo de fundición se obtiene con la adición de elementos que evitan la formación perlítica y un tratamiento térmico controlado. Su característica es la elevada resistencia al desgaste, elevada dureza y fragilidad.

1.7.1.5 **Fundición nodular austenítica.**

Se obtiene mediante la adición de elementos aleantes que estabilizan a la matriz austenítica. Tiene excelente resistencia mecánica, resistencia a la corrosión, buenas propiedades magnéticas y estabilidad dimensional a elevadas temperaturas.

1.7.1.6 **Fundiciones nodulares bainíticas.**

Se obtiene mediante un tratamiento térmico que consiste en el temple austenítico (austempering) que proporciona una resistencia mecánica cercana al doble de la fundición nodular de matriz perlítica, se caracteriza por su elevada ductilidad y tenacidad. Esta combinación de propiedades eleva la resistencia a la fatiga del material.

1.8 PROCESOS DE FABRICACIÓN DE FUNDICIONES NODULARES¹⁷

Las fundiciones nodulares se fabrica tratando el hierro líquido bajo en azufre (0,02% en peso) en cuchara, con un aditivo que contiene magnesio (0,04 a 0,06% en peso) para luego ser inoculado usando una aleación de silicio minutos antes de ser vertido. En general los rangos de composición química son similares a los de la fundición gris, pero en este caso existe un importante número de diferencias.

Para obtener la mejor combinación de resistencia, ductilidad y tenacidad, la materia prima debe ser escogida de modo que sea baja en impurezas. Particularmente deben evitarse aquellos elementos que promuevan la reacción perlítica de la matriz.

¹⁷ SOUSA, Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares, pág 136.

Tabla 1.2.- Composición química (porcentaje en peso)

C (total)	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S	Ce	Mg
3,600- 3,800	0,150- 1,000	1,800- 2,800	0,030- 0,070	0,050- 0,200	0,010- 0,100	0,150- 1,000	0,030 max	0,020 max	0,005- 0,200	0,030- 0,060

El elemento que controla el tipo de matriz es el manganeso, si se pretende conseguir una matriz ferrita de colada, el contenido de manganeso no debe superar el 0,2% y si se desea obtener una matriz perlítica sin la utilización de tratamientos térmicos, el contenido de manganeso debe alcanzar el 1% en peso.

Los tipos de fundiciones nodulares que se fabrican con mayor frecuencia se rigen por la norma ASTM A536, la cual establece cinco grados de acuerdo a sus propiedades mecánicas.

La fundición nodular tiene varios usos estructurales, particularmente aquellos que requieren resistencia y tenacidad combinados con buena maquinabilidad y bajo costo.

Los procesos para la fabricación de fundiciones nodulares son:

- Inoculación.
- Nodulización.

1.8.1 INOCULACIÓN.¹⁸

Este tratamiento se realiza poco antes del colado y consiste en la adición de elementos inoculantes ricos en silicio con el objeto de promover la formación de grafito durante la solidificación y disminuir el subenfriamiento. Se debe recordar que el exceso de inoculantes puede provocar porosidades e inclusiones, disminuyendo la calidad de las piezas fundidas.

¹⁸ KALPAKJIAN, Manufactura ingeniería y tecnología, pág 293.

1.8.1.1 Inoculantes utilizados.

Los inoculantes más eficaces son los que tienen: zirconio, bario, estroncio y tierras raras como el Cerio, cuya cantidad depende de las condiciones grafitizantes de la colada y de variables del proceso.

Para la inoculación de fundiciones nodulares generalmente se utilizan de 0,5 a 1,0% de ferrosilicio (Fe – Si) con aproximadamente un 75% de Si, o de 0,3 a 0,6% de inoculantes más eficaces.

VARIABLES QUE AFECTAN LA INOCULACIÓN.

- *Composición del material base.*- Se refiere a la cantidad de carbono equivalente (CE) y porcentajes residuales de impurezas. Cuanto mayor CE, mayor es la tendencia grafitizante de la colada.
- *Temperatura de inoculación.*- Debe ser equilibrada; si es muy alta puede destruir los centros efectivos de nucleación y si es muy baja la disolución de estas partículas es incompleta.
- *Cantidad de inoculante.*- Para una misma composición química final e igual técnica de inoculación, el aumento de la cantidad de inoculante aumenta el número de nódulos de grafito.
- *Estado de la superficie de la colada.*- Antes de proceder a la inoculación es necesario retirar la escoria porque esta es rica en óxidos y parte del inoculante se emplearía en reducirlos.
- *Tiempo transcurrido entre la inoculación y solidificación.*- La eficiencia del inoculante va disminuyendo con el tiempo; por lo tanto el subenfriamiento va aumentando durante la solidificación, así como también la posibilidad para la formación de carburos en la estructura.
- *Granulometría de las partículas introducidas.*- Las partículas de inoculante deben ser lo suficientemente grandes para que no se oxiden o floten antes de que cumplan su cometido; y no muy pequeñas ya que pueden disolverse rápidamente.

- *Tipo de inoculante.*
- *Técnica de inoculación.*

1.8.2 NODULIZACIÓN.

Para obtener grafito esferoidal se recomienda porcentajes de magnesio entre 0,04 y 0,08%, siempre y cuando el porcentaje de azufre sea bajo. Si el porcentaje de magnesio supera el 0,1% la forma del grafito que se precipita es degenerada.

El rango de temperaturas recomendado para este proceso va desde 1470°C y 1510°C. Si se sobrepasa de este, el rendimiento del magnesio disminuye por oxidación y volatilización. Si la temperatura es menor a este rango se corre el riesgo de precipitación de cementita.

Porcentajes entre 0,02 y 0,04% de cerio serían suficientes para la obtención de estructura totalmente nodular. Si se usa calcio se recomienda porcentajes entre 0,01 y 0,02%.

Los elementos nodulizantes deben poseer características como:

- Gran afinidad con el azufre y el oxígeno para reducirlos mediante la formación de compuestos más estables.
- Baja solubilidad en el hierro fundido.
- Gran tendencia para la segregación durante la solidificación.
- Cierta afinidad con el carbono y una baja solubilidad en el grafito.

Si la colada presenta cantidades considerables de azufre es recomendable realizar una desulfuración antes del tratamiento de nodulización; en vista de su gran afinidad con el magnesio.

1.9 MECANISMO DE SOLIDIFICACIÓN DE LAS FUNDICIONES NODULARES¹⁹

La solidificación es básicamente un proceso de nucleación así como crecimiento de las fases austenita, grafito y cementita.

La nucleación es un proceso térmicamente activado, siendo indispensable algo de subenfriamiento con respecto a la temperatura de equilibrio para que se formen los primeros núcleos.

Como ya se dijo anteriormente el diagrama Fe-C, consta de dos puntos eutécticos; con un mayor porcentaje de silicio el intervalo de las temperaturas de los dos eutécticos aumenta y disminuye la posibilidad de que una colada solidifique en el sistema metaestable.

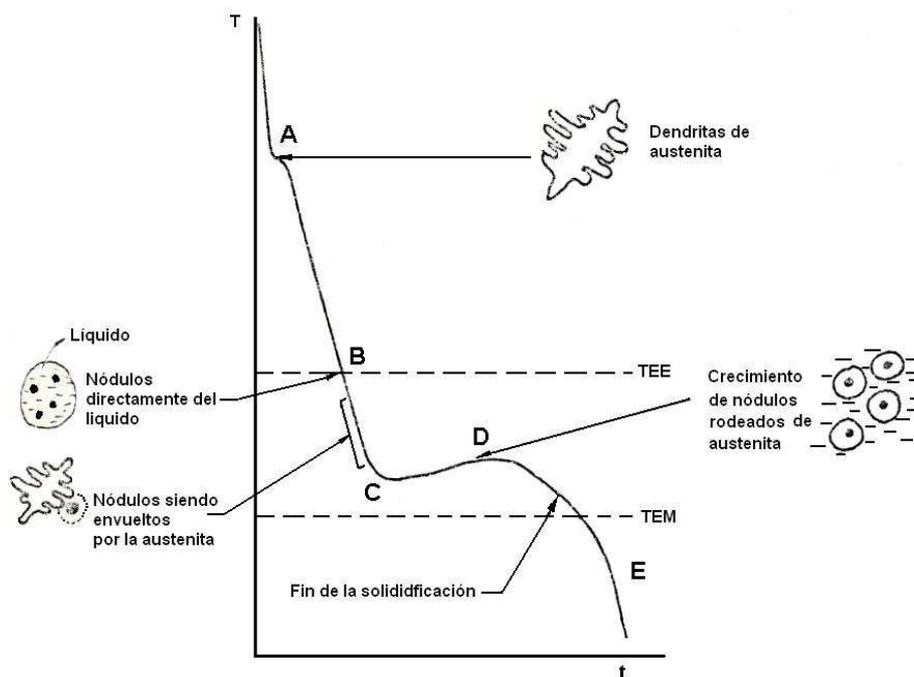


Figura 1.10.- Curva de enfriamiento para una fundición nodular hipoeutéctica.

¹⁹ NAVARRO, Fundición de hierro, 1947.

La solidificación de fundiciones nodulares hipoeutécticas se inicia en un subenfriamiento (A) que hace posible la nucleación de dendritas de austenita, relativamente pobres en carbono, como se puede observar en la Figura 1.10.

Conforme la temperatura disminuye el crecimiento de las dendritas de austenita continúa; mientras que el líquido remanente se enriquece de carbono y silicio. Antes de un nuevo subenfriamiento por debajo de la temperatura del eutéctico estable (tramo B - C en la Figura 1.10) se inicia la formación de los nódulos de grafito, en el líquido residual, que posteriormente serán encapsulados por la austenita. El tramo C - D corresponde a una recalcancia o aumento de la temperatura en la colada.

La recalcancia está íntimamente relacionada con el calor latente de solidificación, en vista que el número y velocidad de crecimiento de las células eutécticas son suficientes para causar una liberación de calor igual o mayor que el transferido al medio externo.

En el punto "D" de la Figura 1.10, las células comienzan a chocar unas con otras interfiriendo su crecimiento por lo que se reduce progresivamente la transferencia de calor. La solidificación se completa en el punto "E" donde las dendritas de austenita primaria formarán una fase continua con las células eutécticas.

Una vez completado el proceso de solidificación, si la masa sigue enfriándose lentamente se producirán las transformaciones en estado sólido en vista de que la austenita sufre una disminución en el contenido de carbono, según la curva del solvus. La austenita se descompone en ferrita más carbono secundario en el sistema estable o ferrita más cementita (perlita) en el sistema metaestable cuando se da la reacción eutectoide.

La solidificación de fundiciones eutécticas inicia después de un subenfriamiento bajo la temperatura del punto eutéctico, con la formación de nódulos de grafito rodeados de líquido; luego el grafito es rodeado por la austenita que se genera por la reacción eutéctica. En estas aleaciones es muy probable la formación de

dendritas de austenita ya que en las piezas fundidas se dan gradientes elevados de temperatura.

En las fundiciones nodulares hipereutécticas precipita grafito nodular como fase primaria a partir de la colada. Por la reacción eutéctica se da un subenfriamiento generándose más nódulos de grafito que serán envueltos por austenita.

La diferencia entre los nódulos de las aleaciones hipereutécticas, eutécticas e hipoeutécticas radica en el tamaño, los más grandes son los que se forman entre las temperaturas del líquido y del sólido, mientras que los más pequeños son los que se generan durante la reacción eutéctica.

Cuando las fundiciones tienen contenidos apreciables de fósforo puede formarse un eutéctico rico en este elemento conocido como “esteadita” que se precipitan en el contorno de las células eutécticas. La esteadita tiene un punto de fusión menor que la austenita y el grafito.

La determinación de las temperaturas de inicio y final de la solidificación no pueden ser determinadas de manera exacta con las curvas de enfriamiento debido a la inercia térmica del sistema.

1.10 TEORÍAS DE NUCLEACIÓN DE GRAFITO EN FUNDICIONES DÚCTILES.

La mayoría de teorías que explican la precipitación de grafito se basan en la nucleación heterogénea con divergencias en cuanto al sustrato, estas teorías fueron desarrolladas para hierros fundidos grises; pero mediante evidencias experimentales se justificó que la nucleación debe ser semejante para los dos tipos de fundiciones.

La adición de compuestos que propician la nucleación heterogénea se conoce como inoculación; sea esta endógena en la que los agentes de nucleación son formados mediante reacciones de las partículas adicionadas con elementos de la colada; o exógena donde las partículas adicionadas sirven de sustrato para la

formación de núcleos. Sin embargo existen hipótesis que indican que la función de los inoculantes no actuarían como sustrato, sino la de generar regiones donde la solubilidad del carbono sea baja, proporcionando condiciones favorables para la nucleación del grafito. Las partículas o regiones efectivas para la nucleación del grafito son:²⁰

- **Partículas residuales de grafito.**

Esta teoría se basa en que el grafito que no se disuelve completamente, proveniente de las materias primas, serían los centros efectivos de la nucleación de grafito durante la solidificación.

- **Partículas de óxidos y silicatos.**

Según esta, el grafito se nuclearía en los hierros fundidos a partir de óxidos y silicatos. Por otro lado se hizo una nueva formulación de esta teoría afirmando que el silicio en forma de tridimita formaría los centros efectivos de nucleación de grafito.

- **Regiones ricas en silicio.**

Eash propuso que la nucleación de grafito se da en regiones con alta concentración de silicio, formadas por la inoculación de compuestos ricos en este elemento.

Otra hipótesis radica en que estas regiones se formarían por la reacción del aluminio, presente en la mayoría de inoculantes, con partículas de silicio de la colada. La fuerte difusión entre el silicio y el aluminio garantizaría la formación de dichas regiones.

- **Carburos iónicos.**

Los carburos iónicos formados por metales como: calcio y aluminio actúan como inoculantes de buena eficiencia en aleaciones puras de Fe-C, Fe-C-Si y

²⁰ SOUZA, Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares, 1977.

fundiciones comerciales; porque estos disminuyen el subenfriamiento durante la solidificación aumentando el número de células eutécticas. Por esta razón el ferrosilicio, con porcentajes de calcio y aluminio tiene un aumento en su eficiencia grafitizante.

- **Carburos de silicio.**

Mediante esta teoría el grafito se nuclearía a partir de compuestos transitorios como el carburo de silicio, producto de la adición de inoculantes ricos en Si. El SiC se estabilizaría por la presencia de la austenita rica en Si, tornándose en un centro efectivo para la nucleación de grafito.

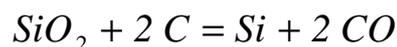
- **Sulfatos.**

Morrogh y Williams establecieron la hipótesis de que los sulfatos podían actuar como nucleantes del grafito en las fundiciones. Varios trabajos sustentan esta hipótesis determinando una relación directa entre estabilidad del sulfato y la eficiencia como inoculante.

- **Burbujas de gas²¹.**

Esta teoría afirma que el grafito empezaría a cristalizarse en la superficie de las burbujas de gas en el metal líquido o en las cavidades de gas existentes en la austenita desde afuera hacia adentro, bajo el siguiente mecanismo:

1. Cerca de la temperatura de enfriamiento, gran parte del oxígeno precipitará en forma de pequeñas inclusiones de SiO₂.
2. Debido al apareamiento de partículas de SiO₂, el equilibrio entre el silicio, oxígeno y el carbono es perturbado, resultado de la reacción química:



3. El grafito nuclea en la cara de las burbujas de monóxido de carbono (CO).

²¹ KARSAY, S. Ductile Iron Production Practices, 1979.

4. La principal dirección de crecimiento de los cristales individuales no es a lo largo del plano basal sino perpendicular a este. El crecimiento continúa hasta que la burbuja se llena en su mayoría con grafito.

- **Nitrato de boro.**

Por otro lado existen evidencias de que el grafito nuclearía a partir del nitrato de boro, ya que altas concentraciones de boro en coladas saturadas de nitrógeno, disminuían el subenfriamiento durante la solidificación. La presencia de estos dos elementos, darían lugar a la formación de partículas de nitrato de boro que luego actuarían como centros de nucleación y crecimiento de grafito.

- **Núcleos dobles.**

Se han obtenido evidencias de que la nucleación del grafito se da en dos etapas; la formación de sulfatos que actuarían como núcleos para la generación de partículas de óxidos a manera de envolturas; las que tendrían las condiciones necesarias para propiciar el crecimiento epitaxial del grafito en regiones saturadas de carbono.

- **Inclusiones.**

Las inclusiones pueden servir como centros de nucleación del grafito. Observaciones microscópicas determinan la presencia de estas en el centro de los nódulos de grafito.

Se puede afirmar entonces que muchas son las partículas que pueden actuar como centros efectivos de nucleación del grafito en las fundiciones; así como también los factores que determinan la efectividad de las mismas.

1.11 PROPIEDADES DE LAS FUNDICIONES DÚCTILES

Entre las exclusivas propiedades de la fundición nodular se incluyen la facilidad para realizar tratamientos térmicos, ya que el carbono libre de la matriz se puede disolver a cualquier nivel para ajustar su dureza y propiedades mecánicas. El

carbono libre puede ser endurecido selectivamente por temple a la llama, inducción, método laser o haz de electrones. De este modo, un recocido de 3 horas a 650°C puede otorgar tenacidad a las bajas temperaturas. También se puede al realizar un austemperado para obtener una fundición ADI, la cual posee un alto límite de fluencia, gran resistencia a la fatiga, alta tenacidad y excelente resistencia al desgaste.

Tabla 1.3.- Grados de las fundiciones austemperadas según normas ASTM A536.

60-40-18	Ferrita; puede ser recocida	Piezas resistentes al impacto; servicio a bajas temperaturas.
65-45-12	Mayoritariamente ferrítica; de colada o recocido	Servicios generales.
80-55-06	Ferrítica-Perlítica; puede ser normalizada	Servicios generales.
100-70-30	Mayoritariamente Perlítica; puede ser normalizada.	La mejor combinación de resistencia al desgaste y tenacidad. Buena respuesta al endurecimiento superficial
120-90-02	Martensítica; temple al aceite y revenido.	La más tenaz y resistente al desgaste.

La fundición nodular es menos densa que el acero y la diferencia de peso entre ambos puede llegar al 10% en el mismo espesor.

Según Barreiro este tipo de fundiciones presenta resistencias comprendidas entre 45 y 90kg/mm², siendo posibles compararlas con el acero semiduro. Su módulo de elasticidad es de 17500kg/mm², siendo un valor un poco menor al módulo de elasticidad de los aceros pero superior al de las fundiciones ordinarias.

Los valores más altos de ductilidad en este tipo de materiales se consiguen en estado recocido de ferritización observando valores de resistencia a la tracción del orden de 50kg/mm² y alargamiento de 15% aproximadamente.

Si es de interés propiedades de alta resistencia con valores intermedios de ductilidad, se puede realizar tratamientos de normalizado y revenido o de temple y revenido, obteniendo $R = 80\text{kg/mm}^2$, $A = 2\%$ y $R = 90\text{Kg/mm}^2$, $A = 1,5\%$ respectivamente, Figura 1.11.

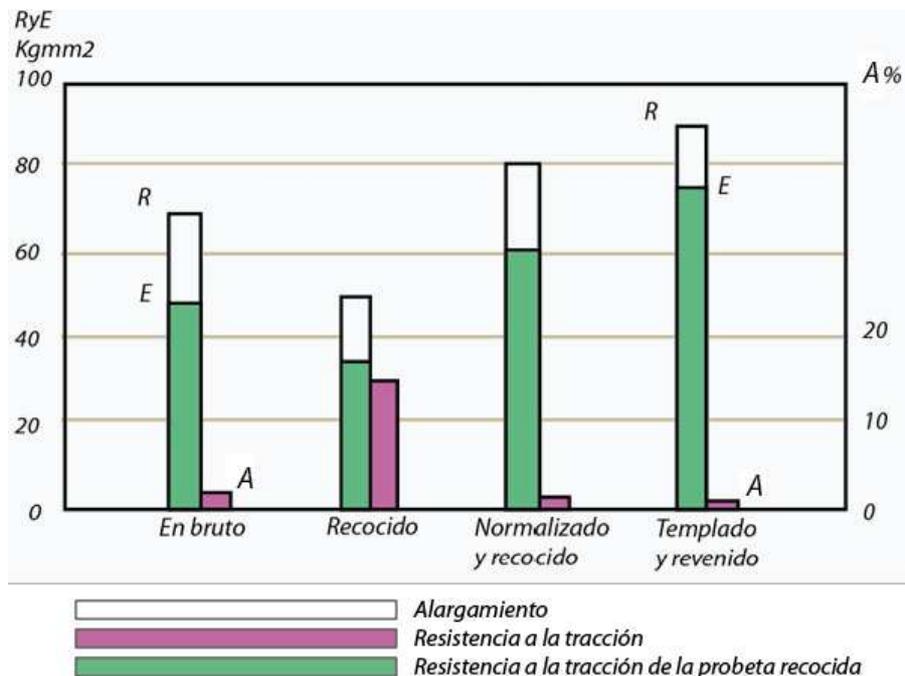


Figura 1.11.- Características mecánicas de las fundiciones con grafito esferoidal en diferentes estados de tratamiento. [Barreiro, 1987]

*“La fundición dúctil tiene un punto de fusión prácticamente más bajo que cualquier otra aleación hierro-carbono, por ser una composición siempre muy próxima a la eutéctica. Por ello tiene también, mejor colabilidad y mayor fluidez que las demás aleaciones hierro-carbono, pudiéndose fabricar con regularidad piezas complicadas y difíciles. Por otra parte, como el contenido en carbono es elevado, se puede fundir en el cubilote sin dificultad. Otra de sus propiedades notables, es su alta resistencia al desgaste que es de gran importancia para la fabricación de elementos de máquinas y motores. La presencia del grafito contribuye directamente a la lubricación de las superficies y actúan en cierto modo, como un recipiente donde se acumula el líquido o pasta lubricante. La presencia de grafito sirve también para mejorar la maquinabilidad que puede considerarse similar a la de la fundición gris y es también mucho mejor que la del acero para el mismo nivel de durezas”.*²²

²² BARREIRO, Fundiciones, pág 148.

La resistencia a la fatiga o límite de fatiga en las fundiciones nodulares está influenciada por factores como: resistencia mecánica; forma, tamaño y distribución de los nódulos de grafito; porcentaje de inclusiones y carburos; cantidad y localización de porosidades. Siendo importante considerar esta característica mecánica al momento de diseñar piezas que vayan a soportar cargas cíclicas. Por otro lado también es importante mencionar que la capacidad de amortiguamiento juega un papel importante en el diseño mecánico moderno; una alta absorción de este tipo de energía reduce el sonido emitido por partes de una máquina sometidas a cargas cíclicas.

“La capacidad de amortiguamiento de las fundiciones de hierro dúctil es aproximadamente 6,6 veces la del acero y alrededor de 0,12 veces la capacidad de la fundición gris.

La resistencia mecánica a la torsión que es aproximadamente el 90% de la resistencia a la tracción. Los valores del límite de proporcionalidad y del esfuerzo de fluencia más confiables son los obtenidos a través del ensayo que normalmente son el 75%, de sus similares obtenidos en el ensayo de tracción.”²³

1.11.1 MODIFICADORES DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO DÚCTIL

1.11.1.1 Efectos de la forma y tamaño del grafito

El efecto de la morfología del grafito como ya se mencionó anteriormente en el estudio de influencia de la composición y de la microestructura en las características mecánicas de las fundiciones.

Principalmente podemos notar que el grafito en forma de hojuela puede variar considerablemente la resistencia a la tracción cuando este es comparado con el grafito en forma de nódulo, siendo más conveniente el grafito en forma nodular, además de ser de forma nodular es conveniente que los nódulos de grafito sean pequeños y dispersos para evitar que formen micro concentradores de esfuerzos y

²³ BARREIRO, Fundiciones, pág 147.

así conseguir valores de resistencia a la tracción superiores en comparación con otros tipos de fundiciones y valores muy cercanos al acero.

En la Figura 1.12, se muestra la relación entre la resistencia mecánica y el porcentaje de nodulización en una fundición de hierro dúctil de matriz ferrítica.

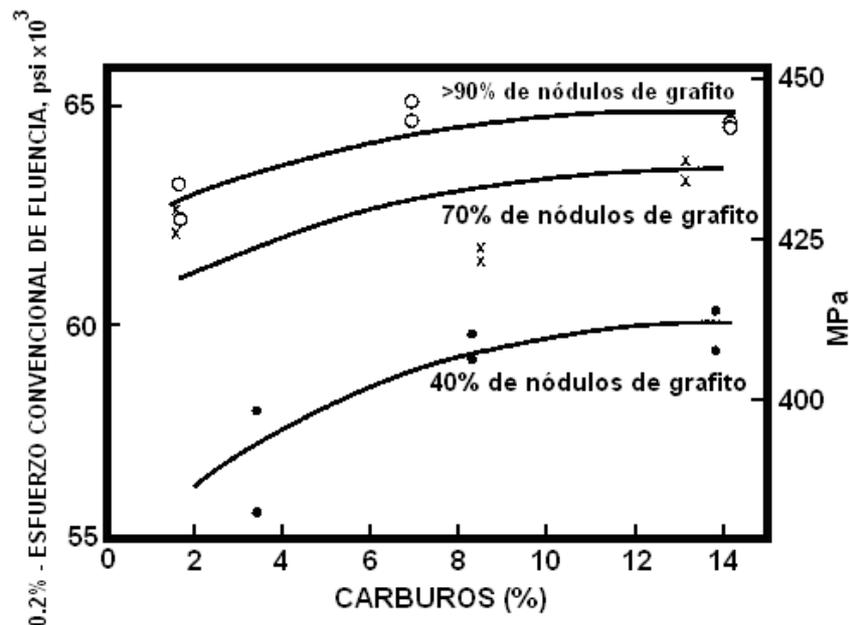


Figura 1.12.- Efecto de la nodulización en el contenido de carburos sobre el esfuerzo a la fluencia de fundiciones nodulares de matriz perlítica [SOUZA, 1977]

*Un bajo porcentaje de nodulización reduce la resistencia al impacto, la resistencia a la fatiga, capacidad de amortiguamiento, la resistividad eléctrica; mientras que aumenta la conductividad térmica principalmente.*²⁴

La norma ASTM A 247²⁵, establece un método que consiste en la comparación de la forma del grafito observada en la muestra (superficie de una probeta metalográfica) con las formas de las microestructuras ideales estándar que se muestran en la norma, Figura 1.13.

²⁴ <http://www.ductile.org/didata/Section3/3part1.htm>

²⁵ AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS

En la Figura 1.13 y la Tabla 1.4, Clasificación de la morfología del grafito según ASTM A 247. Las partículas de grafito son designadas por números y letras, proporcionando una descripción del tamaño, tipo y forma del grafito.

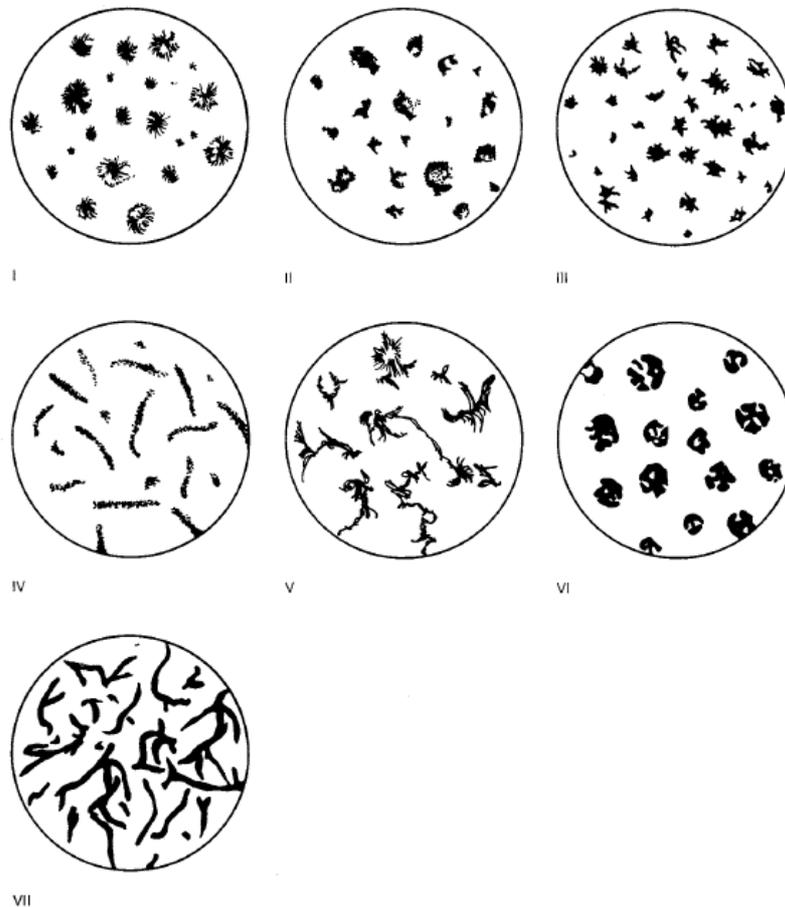


Figura 1.13.- Estandarización ASTM de formas de grafito presentes en las fundiciones.

Tabla 1.4.- Descripción de las morfologías del grafito esferoidal según la ASTM A 247 [SOUZA, 1977]

Forma según ASTM	Forma equivalente ISO	Descripción
I	VI	Grafito nodular o esferoidal
II	VI	Grafito nodular con morfología irregular
III	IV	Grafito o carbono revenido
IV	III	Grafito con morfología parecida a hojuelas
V	II	Grafito en forma de molinete
VI	V	Nódulos irregulares o abiertos
VII	I	Hojuelas de grafito

1.11.1.2 Efecto de la densidad de nódulos

Se define como la relación entre la cantidad de nódulos y el área cuantificada (mm^2); esta relación proporciona información de la calidad del proceso de elaboración. El valor de esta relación es inversamente proporcional al tamaño de los nódulos, en la figura 1.14 se puede apreciar distintas densidades y tamaños de nódulos, siendo conveniente, como se dijo anteriormente, la presencia de nódulos pequeños y dispersos para asegurar características mecánicas adecuadas.

Las propiedades mecánicas no se ven directamente afectadas por la densidad de nódulos en la matriz, la influencia que estos ejercen es sobre los microconstituyentes de la misma, siendo una consecuencia la variación de las propiedades del material.

La cantidad de nódulos está relacionada con el porcentaje de perlita, cuando precipitan una mayor cantidad de nódulos el contenido de perlita disminuye, como resultado de esta disminución se registra una menor resistencia a la tracción y un incremento en la ductilidad. Además el contenido de nódulos modifica la homogeneidad de la matriz, a mayor densidad de nódulos se reduce la segregación de elementos que podrían ser los iniciadores de carburos intercelulares que degeneran la morfología del nódulo.

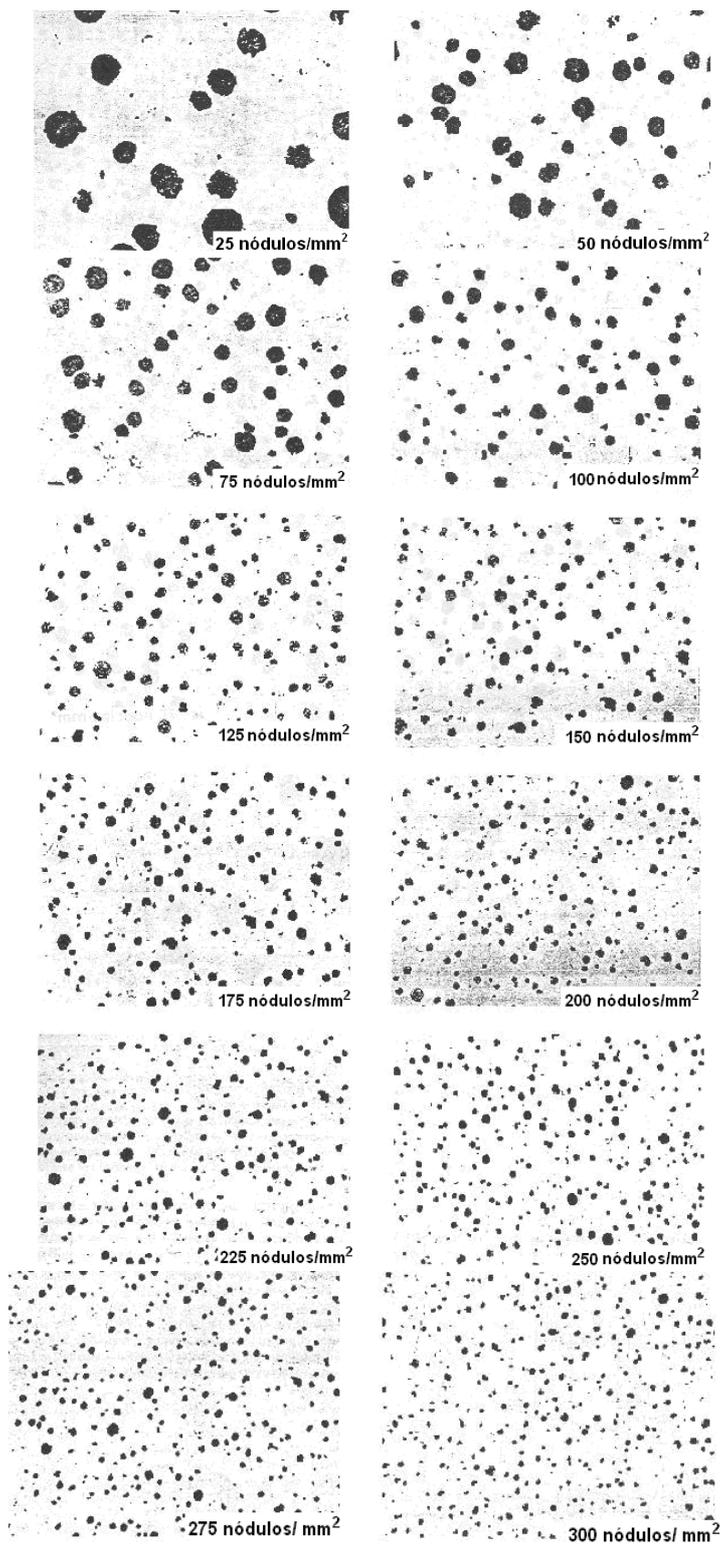


Figura 1.14.- Densidad de nódulos de grafito

Otro efecto de una densidad alta de nódulos es la disminución en la precipitación de carburos, que se traduce con un aumento de resistencia, ductilidad y maquinabilidad.

La norma ASTM A 247, especifica la determinación del tamaño de las partículas de grafito, cuyo método consiste en la comparación de los tamaños ideales estándar presentados con los estudiados, para ello es necesaria la preparación de una probeta del material estudiado a 100 aumentos (100X).

El tamaño del grafito se designa según norma por números arábigos que van del 1 al 8, presentada en la Tabla 1.5..

Tabla 1.5.- Tamaño de los nódulos de grafito según ASTM A 247 [ASTM, 2006]

1	128
2	64
3	32
4	16
5	8
6	4
7	2
8	1

* Graduación de los tamaños para cada clase que va desde la máxima dimensión calculada para la National Bureau of Standards empleando datos actualizados de micrografías.

El reporte metalográfico de una fundición nodular debe constar de forma y tamaño, si existe la presencia de diferentes tamaños de nódulos se debe reportar el porcentaje de cada uno de ellos.

Tabla 1.6.- Propiedades de diferentes grados de hierro dúctil. [DUDLEY, 2000]

60-40-18	Recocido	140-180	60000	40000	18,0
65-45-12	Fundido o recocido	150-200	65000	45000	12,0
80-55-06	Templado y revenido	180-250	80000	55000	6,0
100-70-03	Templado y revenido	230-285	100000	70000	3,0
120-90-02	Templado y revenido	270-330	120000	90000	2,0

1.11.2 OTRAS PROPIEDADES DE LAS FUNDICIONES²⁶

1.11.2.1 Propiedades mecánicas de las fundiciones a elevadas temperaturas.

La resistencia a la tracción de los hierros dúctiles perlíticos disminuye continuamente con el aumento de la temperatura y a los 400°C es aproximadamente 2/3 de la resistencia a temperatura ambiente. Para hierros ferríticos la disminución es menos pronunciada y a los 400°C la resistencia es aproximadamente 3/4 del valor a temperatura ambiente. El $\sigma_{0.2\%}$, tanto para hierros ferríticos como perlíticos, prácticamente se mantiene estable hasta los 350-400°C, por encima de esta temperatura falla rápidamente. La dureza en caliente se mantiene también hasta los 400°C, fallando por encima de este valor. Para temperaturas de hasta 300°C la tensión admisible en estructuras estáticas, como a temperatura ambiente, puede basarse sobre los valores del $\sigma_{0.2\%}$ obtenidos a temperatura ambiente. A temperaturas superiores a los 300°C las tensiones admisibles deben calcularse sobre datos de fluencia. Una pequeña cantidad de molibdeno mejora considerablemente las propiedades de resistencia y fluencia en caliente tanto para hierros ferríticos como para perlíticos. Las mejoras que se consiguen con el agregado de Mo permiten extender las propiedades de resistencia y fluencia hasta los 459°C.

1.11.2.2 Propiedades de tracción a baja temperatura

Como para las propiedades de impacto, hay una temperatura por debajo de la cual la elongación a la tracción disminuye. El $\sigma_{0.2\%}$ aumenta continuamente con el descenso de la temperatura, pero la resistencia a la tracción sufre una transición. Por encima del rango de temperatura de transición la resistencia a la tracción tiende a permanecer constante o aumentar, pero una vez pasada la temperatura de transición, la resistencia a la tracción disminuye. El silicio y el fósforo aumentan la temperatura de transición y reducen la resistencia en el rango dúctil.

²⁶ <http://www.arqhys.com/contenidos/mecanicas-hierro.html>

1.11.2.3 Propiedades físicas

Coefficiente de expansión térmica. Las características de expansión de las fundiciones de hierro son complejas debido a las transformaciones que tienen lugar en la solución, debidas a la precipitación del grafito, la grafitización de la perlita y la formación de austenita por encima de los 700°C.

Resistencia a la corrosión. En algunas aplicaciones la resistencia a la corrosión del hierro dúctil es similar a la del hierro gris y frecuentemente superior a la de los aceros. Los tubos de hierro dúctil normalmente aplicados en cloacas, pueden ser protegidos por anodizado, revestido de zinc, cubiertas plásticas y, en algunos casos, revestidos con poliuretano.

1.12 APLICACIONES INDUSTRIALES DE LAS FUNDICIONES DE GRAFITO NODULAR EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ

Apraiz, en su obra Fundiciones, resalta la importancia del uso de las fundiciones de grafito nodular en la industria automotriz, que han sido de vital importancia para la fabricación de pieza en factorías de renombre mundial como: Ford, General Motors y Renault.

1.12.1 FUNDICIONES PARA CIGÜEÑALES Y OTROS TIPOS DE PIEZAS PARA AUTOMÓVILES FABRICADAS POR LA CASA FORD

“La aplicación industrial de estas aleaciones en escala importante fue llevada a cabo por primera vez por las fabricas de automóviles Ford hacia el año 1932, cuando comenzaron a fabricar fundidas ciertas piezas de responsabilidad como: cigüeñales, tambores de frenos, arboles de levas entre otras.

A continuación se señalan algunas de las composiciones más utilizadas para luego ser expuestas las características mecánicas correspondientes.

Aleación 1 Cigüeñales: 1,5% C; 1% Si; 0,7% Mn; 0,5% Cr; 1,75% Cu

Aleación 2 Pistones: 1,5% C; 1,1% Si; 0,7% Mn; 0,12% Cr; 2,75% Cu

Aleación 3 Tambores de freno: 1,6% C; 1% Si; 0,8% Mn; 2,10% Cu²⁷

“El buen comportamiento de estas aleaciones que durante años no se sospechaba que se pudieran emplear para estos usos, se debe a sus propiedades mecánicas y principalmente a su baja sensibilidad a la entalla y su buena capacidad de amortiguamiento a las vibraciones, que son muy superiores a las que corresponden a los aceros. Por otra parte, su buena resistencia al desgaste y su bajo coste, son también factores muy interesantes para su empleo.

Las características mecánicas que se consiguen con la aleación 1 tratada térmicamente son las siguientes:

R= 700 Kg/mm² E= 60 Kg/mm² A= 2 % Brinell= 260

Para la fabricación de tambores de freno utilizando la aleación 3 tratada térmicamente se han obtenido las siguientes características mecánicas:

R= 60 Kg/mm² E= 48 Kg/mm² A= 4 % Brinell =220

Algunas fábricas europeas de automóviles están fabricando también cigüeñales con características mecánicas parecidas a las aleaciones de la casa Ford, con la siguiente composición:

C=1,30% Si=1,00% Mn=0,60% S=0,08% P=0,07% Cr=0,40% Cu=1,7% Ni=0,20%.

Las piezas son sometidas al siguiente tratamiento: Austenización a 950°C durante dos horas y media, enfriamiento rápido a temperatura subcrítica de unos 500°C manteniendo las piezas a esa temperatura durante 20 minutos, calentando luego posteriormente a 775°C durante dos horas. De esta forma se obtienen los siguientes resultados:

R=70 Kg/mm² E=56 Kg/mm² A=2,5%²⁸

²⁷ BARREIRO, Fundiciones, pág 155.

²⁸ BARREIRO, Fundiciones, pág 156.

1.12.2 ALEACIONES <<CENTRA-STEEL>> FABRICADAS POR LA GENERAL MOTORS

“La General Motors, ha puesto a punto en marzo del año 1959 un nuevo tipo de fundición o acero llamado centra-steel, de altas características mecánicas que en bruto de fundición presentan nódulos de grafito muy similares al grafito de recocido de la fundición maleable. Las propiedades mecánicas que se obtienen son algo superiores a las de la fundición maleable perlítica, siendo la propiedad más importante de esta fundición, su alto módulo de elasticidad, que es muy próximo al acero.

Las principales ventajas de esta aleación son el no exigir tratamientos térmicos complicados ni agentes de adición costosos ni de difícil o peligrosa manipulación, ni tampoco aparatos de inyección especiales, ni bajos contenidos de fosforo.

Una de las composiciones más utilizada es la siguiente:

C= 1,75%; Si= 2,25%; Mn= 0,40%; S= 0,10%; P= 0,05%; B= 0,01%; C + Si= 4%;carbono equivalente= 2,5%”²⁹

Estudiando las propiedades mecánicas en bruto de fundición y después de diversos tratamientos del centra-steel, se comprueba el amplio campo de aplicaciones de este material debido principalmente al alto módulo de elasticidad y su aptitud para los tratamientos térmicos. La ausencia de masas de carburos hipereutectóides y de láminas de grafito, hace que sus propiedades sean interesantes para numerosas aplicaciones. En bruto de fundición sus características son:

$$R= 56 \text{ Kg/mm}^2 \quad E= 42 \text{ Kg/mm}^2 \quad \text{y} \quad A= 1 \%$$

Luego de tratarlas térmicamente se obtienen resistencias todavía más elevadas, obteniéndose las siguientes características:

$$R= 84 \text{ Kg/mm}^2 \quad E= 63 \text{ Kg/mm}^2 \quad \text{y} \quad A= 1 \%”³⁰$$

²⁹ BARREIRO, Fundiciones, pág 159.

1.12.3 FUNDICIONES DE GRAFITO DIFUSO

“En los años de 1957 a 1959 se han desarrollado en Francia una serie de estudios muy interesantes relacionados con la fabricación de fundiciones de altas características mecánicas. Las investigaciones de Pomey en las fabricas Renault de Paris, y los trabajos de Laurente y Ferri, han permitido llegar a establecer las bases científicas e industriales necesarias para la fabricación de fundiciones con grafito nodular o esferoidal en partículas finísimas que han recibido el nombre de fundiciones de grafito difuso.

Estas fundiciones se caracterizan por tener después del tratamiento térmico resistencias de 70 a 80 Kg/mm² con alargamientos superiores al 2 %.”³¹

“Se suelen emplear fundiciones con la siguiente composición aproximada;

C= 2,6%; Si= 1,40%; Mn= 0,80%; Cr= 1,30%; S= 0,04%; P= 0,06%; o sea, C + Si= 4%; carbono equivalente= 3,1%.

En piezas de tamaño medio se suelen obtener las siguientes características:

$$R= 82 \text{ Kg/mm}^2 \quad E= 78 \text{ Kg/mm}^2 \quad \text{y} \quad A= 4,5 \% \text{”}^{32}$$

³⁰ BARREIRO, Fundiciones, pág 161.

³¹ BARREIRO, Fundiciones, pág 163.

³² BARREIRO, Fundiciones, pág 164.

CAPÍTULO II

ESTUDIO DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO DÚCTIL

2.1 GENERALIDADES DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS EN LAS FUNDICIONES

“El tratamiento térmico de los metales es un conjunto de ciclos de calentamiento y enfriamiento a que se someten los metales para modificar su microestructura y, por lo tanto, sus propiedades. Metals Handbook, editada por la ASM (American Society of Metals) define los tratamiento térmicos como una combinación de operaciones de calentamiento y enfriamiento, de tiempos determinados y aplicados a un metal o aleación en una forma tal que producirá propiedades deseadas.”³³

Las propiedades y microestructura de las fundiciones pueden ser modificadas y mejoradas, por medio de ciertos tratamientos térmicos como el temple, revenido y recocido, entre los más utilizados.

2.1.1 RECOCIDO

“Las aleaciones, después de la solidificación, raras veces tienen una microestructura totalmente homogénea en el sentido de que los diversos elementos aleantes se encuentren uniformemente repartidos en toda la pieza colada, ni siquiera dentro de cada grano, puesto que por lo general, la solidificación ha sido excesivamente rápida para haberse alcanzado las condiciones de equilibrio correspondientes. Las deformaciones plásticas que se efectúan en los materiales forjables para obtener semiacabados, bien en caliente o en frío, con mantenimientos posteriores a elevadas temperaturas, dan por

³³ MOLERA, Tratamientos térmicos de los metales, pág. 11.

*resultado una mejor distribución y más uniforme reparto de los elementos aleantes. Pero, de todas maneras, la deformación plástica puede en algunos casos ser imposible o muy dificultosa si previamente no se ha efectuado una homogenización del material, puesto que pueden producirse puntos frágiles como consecuencia de la microestructura presente en el material. Previamente debe lograrse la homogenización del material mediante un recocido prolongado a muy elevadas temperaturas, que se denomina recocido de homogenización.*³⁴

El recocido es un tratamiento térmico que tiene por finalidad eliminar las tensiones introducidas en el moldeo, el trabajo en frío o los tratamientos térmicos de endurecimiento.

Dentro de este tipo de tratamientos térmicos podemos citar la siguiente clasificación³⁵:

Recocido de eliminación de tensiones.- Este tipo de tratamiento térmico se realiza a temperaturas relativamente bajas, unos 550°C aproximadamente, durante un período de 30 minutos a varias horas dependiendo del espesor de la pieza tratada, con el fin de eliminar tensiones en piezas que han sido enfriadas bruscamente desde la temperatura de solidificación a la temperatura ambiente.

Este proceso no tiene un efecto significativo en las propiedades mecánicas, por ello conviene dar esta clase de recocido a piezas de formas complicadas, o que deban tener tolerancias dimensionales muy precisas. Si no se eliminan las tensiones en una pieza de material fundido, estas pueden sufrir deformaciones durante la mecanización o el funcionamiento.

Recocido de ablandamiento.- Este proceso se aplica en fundiciones grises o atruchadas, que por la presencia de cementita hipereutectoide en su microestructura, tienen altas durezas, con el fin de mejorar la maquinabilidad y ablandar el material.

³⁴ MOLERA, Tratamiento térmico de los metales, pág 56.

³⁵ BARREIRO, Fundiciones, pág. 101.

Para ablandar las fundiciones se emplean dos tipos de recocidos:

Recocidos a 740°C con enfriamiento al aire.- Este recocido es interesante porque en ocasiones las fundiciones grises en bruto de colada quedan relativamente duras y su mecanización es difícil. Este tipo de fundiciones suelen estar constituida por grafito, ferrita y cantidades variables de perlita y sorbita, estos dos últimos constituyentes, dan alta dureza y conviene transformarlos por recocido en ferrita y grafito.

“El recocido debe alcanzar una temperatura de 740°C aproximadamente. De esta forma, si después de sobrepasar la temperatura crítica y llegar a los 740°C, se mantiene a esta temperatura durante un cierto tiempo, se consigue que la perlita y sorbita se transformen en austenita. En esas condiciones, temperatura ligeramente superior a la eutectoide y mantenimiento prolongado, la austenita va cediendo carbono que se deposita en forma de grafito, obteniéndose al final ferrita y grafito.”³⁶

Recocido a 800-900°C con enfriamiento lento.- Al recocer una fundición a temperaturas superiores a 740°C, es necesario enfriar lentamente.

“Al calentar la pieza fundida a 800-900°C, no hay formación de grafito, o esta formación tiene poca importancia, si el enfriamiento se hace de manera parecida que la empleada en los aceros, con una velocidad aproximada de 25%/hora, se obtiene perlita de durezas no tan bajas.”³⁷

Recocido de maleabilización.- “La maleabilización consiste en convertir la fundición blanca, muy dura y frágil, en maleable. Para ello los carburos se hacen evolucionar descomponiéndose en ferrita y nódulos de grafito. Esta difusión de los átomos de carbono necesita temperatura y tiempo.

³⁶ BARREIRO, Fundiciones, pág 102.

³⁷ BARREIRO, Fundiciones, pág 103.

*Este recocido suele durar unos 7 días, a base de un día calentar, a 900-1000°C, tres de permanencia a esta temperatura y tres para enfriar la fundición.*³⁸

2.1.2 TEORÍA DEL TEMPLE EN LAS FUNDICIONES³⁹

La posibilidad de mejorar por temple ciertas propiedades en las fundiciones es debido como en los aceros, a que estas aleaciones, al ser calentadas a elevadas temperaturas, 750 a 900°C, se transforman, en parte, en austenita, que es un constituyente que al ser enfriado luego más o menos rápidamente, se convierte en martensita o en otros constituyentes intermedios. La martensita, o los otros constituyentes intermedios, obtenidos después del temple y los constituyentes que se obtienen después de su revenido, tiene propiedades de gran interés y para numerosas aplicaciones, sus propiedades son mucho mejores que las que corresponden a las estructuras en bruto de colada.

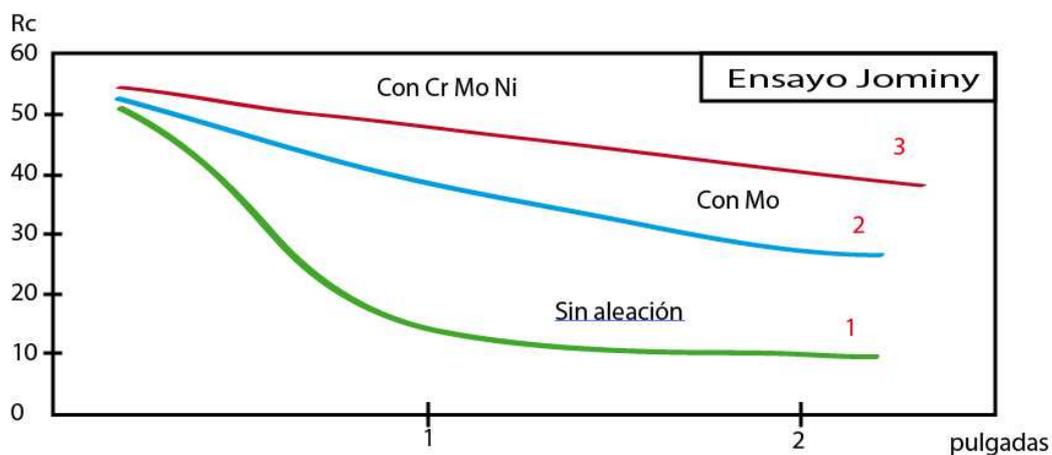


Figura 2.1.- Curvas Jominy de tres fundiciones nodulares donde se observa la influencia de los elementos aleantes. [Barreiro, 1987]

En general, las leyes que rigen el temple y revenido de las fundiciones son muy parecidas a las de los aceros.

³⁸ MOLERA, Tratamientos térmicos de los metales, pág. 103.

³⁹ MOLERA, Tratamientos térmicos de los metales, pág. 103.

Primero es necesario conseguir en el calentamiento una cierta cantidad de austenita y después enfriar el material con una velocidad que sea superior a la crítica de temple, para obtener el mayor porcentaje posible de martensita. Sin embargo, conviene advertir que en ocasiones se consiguen también buenas características aunque no se alcance esa velocidad de temple.

En los resultados influye mucho la templabilidad de cada fundición que depende en gran parte de elemento de aleación, debiendo considerarse también el espesor de las piezas y el medio de enfriamiento.

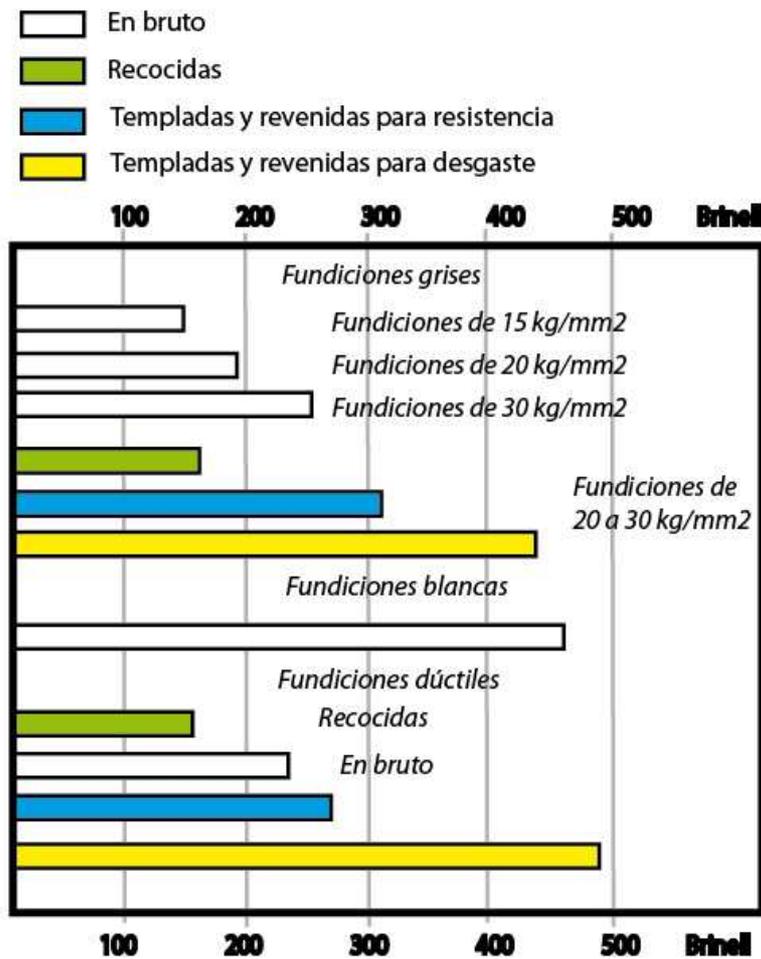


Figura 2.2.- Durezas típicas que se obtienen en fundiciones de hierro dúctil de uso frecuente, en bruto, recocidas, templadas y revenidas. Se señalan dos niveles de dureza para fundiciones tratadas según interese alta resistencia a la tracción o alta resistencia al desgaste. [Barreiro, 1987]

En general es más fácil que se produzcan grietas o roturas en el temple de las piezas de fundición que en las de acero, porque las fundiciones están constituidas por un material más frágil que la de los aceros, debido principalmente a la existencia de láminas de grafito. Las grietas se producen como consecuencia de las tensiones que se derivan del rápido y desigual enfriamiento que experimentan las distintas partes de las piezas al ser introducidas en el líquido de temple.

Suele ser más conveniente enfriar en aceite que en agua, porque en este último caso la velocidad de enfriamiento es muy grande y son muy importantes las diferencias de temperatura entre diversas zonas de la pieza durante el

enfriamiento y ello da lugar a fuertes tensiones que pueden ocasionar deformaciones y roturas. Pero al templar las fundiciones en aceite, se observa que no se alcanzan altas durezas y el temple es imperfecto, por ello es necesario emplear en ocasiones elementos de aleación que mejoren la templabilidad.

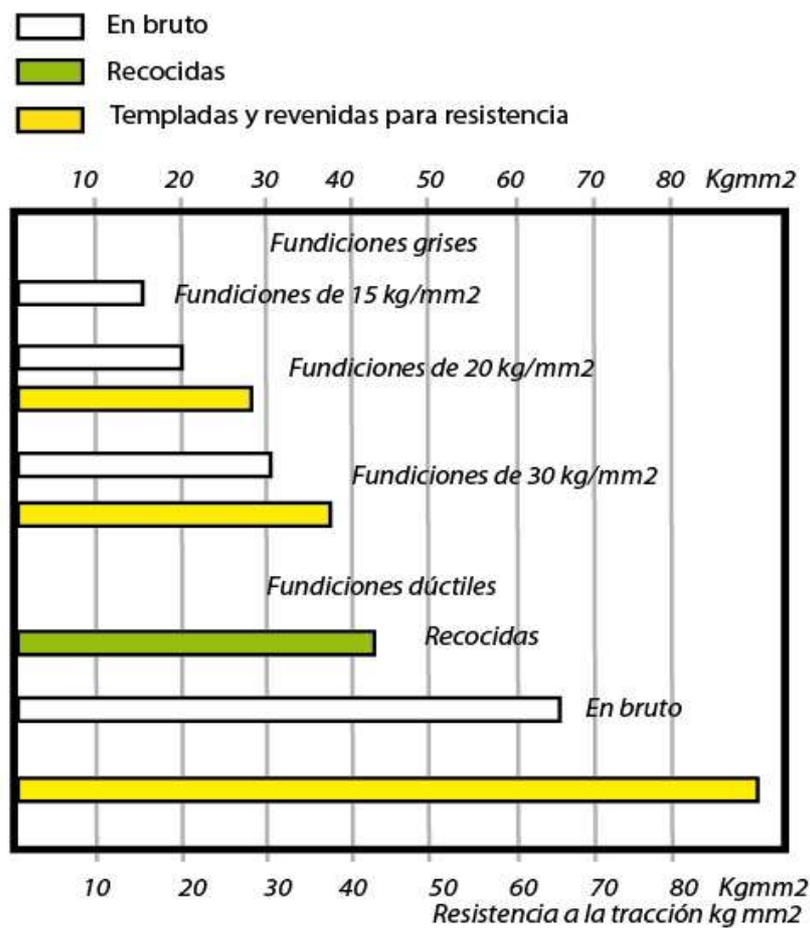


Figura 2.3.- Resistencia a la tracción típica que suele tener las fundiciones de hierro dúctil. [Barreiro, 1987]

Los elementos más empleados con ese fin son el cromo, cobre, níquel y molibdeno.

En la Figura 2.1, se señalan las curvas Jominy de tres fundiciones observándose la gran influencia de los elementos de aleación en templabilidad.

Los revenidos se suelen dar a temperaturas relativamente altas de 450° a 650°C cuando interesa obtener gran resistencia a la tracción, unos 25 a 40Kg/mm², con

relativa buena tenacidad. En cambio, cuando lo que interesa principalmente es mejorar la resistencia al desgaste o al rozamiento (450 a 500 Brinell) se emplean temperaturas más bajas, a 200 a 150°C.

En todos los casos el temple se suele hacer a 800°-900°C enfriándose en la mayoría de ellos en aceite y solo en casos más limitados en agua o al aire.

En las Figuras 2.9 y 2.10, se señalan las durezas y resistencias que suelen tener las fundiciones de uso más frecuente en las condiciones normales de utilización.

2.1.3 NORMALIZADO Y REVENIDO⁴⁰

El normalizado consiste en calentar las piezas hasta austenizarlas y enfriarlas luego al aire. De esta forma se consiguen muy buenas características mecánicas. Las temperaturas del normalizado suelen variar de 875 a 925°C. La microestructura que se obtiene por normalizado depende de la composición de las piezas y de la velocidad de enfriamiento que a su vez es función de la temperatura y del espesor de las piezas. Con el normalizado se obtiene en general una estructura homogénea de perlita fina. Los elementos de aleación desempeñan un papel muy importante en las piezas de fundición dúctil que deben ser normalizadas. La templabilidad de estas fundiciones se modifica notablemente por la adición de elementos de aleación. De esta forma es posible obtener perlita fina en piezas de hasta 150mm de espesor. El níquel es muy utilizado porque aumenta sensiblemente la resistencia de las piezas gruesas y no forma carburos. El molibdeno combinado con el níquel es muy útil para mejorar la resistencia y la dureza de esta clase de fundiciones.

Después del normalizado se suele dar a las piezas un calentamiento subcrítico que suele recibir el nombre de revenido porque en este proceso se disminuye la dureza y se reducen las tensiones internas que pueden aparecer en el normalizado de piezas de gran espesor. El efecto del revenido en la dureza y la

⁴⁰ <http://www.ductile.org/didata/Section7/7intro.htm#Normalize>

resistencia depende de la composición y del nivel de dureza que se obtiene en el normalizado.

2.1.4 OTROS TRATAMIENTOS TÉRMICOS

2.1.4.1 Endurecimiento superficial

Estos tratamientos consisten en endurecimiento por llama o inducción, nitruración y refundido superficial.

Endurecimiento por llama o inducción

“En muchos casos se puede mejorar la resistencia al desgaste de las fundiciones grises endureciendo únicamente su zona periférica. El método más empleado para ello es el flameado o calentamiento superficial con llama. En ocasiones también, pero con menos frecuencia se emplea el calentamiento por inducción.

El flameado o endurecimiento por llama es un proceso en el cual la capa exterior de la pieza es calentada a temperaturas superiores a la crítica de transformación por medio de una llama oxi-acetilenica o de gas y oxígeno, y luego se enfría rápidamente el material casi siempre con agua para conseguir la formación de martensita.

Las piezas de fundición después de este tratamiento están constituidas por una capa exterior periférica dura y resistente al desgaste con un corazón blando de fundición gris. Hay además una capa intermedia situada inmediatamente debajo de la capa dura, la cual experimenta un cierto calentamiento pero no llega a alcanzar la temperatura de temple. Puede considerarse que esta zona sufre un recocido de ablandamiento.”⁴¹

“El endurecimiento por inducción es un proceso donde se rodea la parte a tratarse por medio de un bobina, por la que pasa corriente eléctrica de alta frecuencia. Debido a la conductividad eléctrica del acero, se induce corriente principalmente

⁴¹ BARREIRO, Fundiciones, pág 110.

*cerca de la superficie de la pieza. El control de la potencia eléctrica y la frecuencia del sistema de inducción, así como el tiempo de inducción determina la profundidad a la que llega la temperatura de transformación.*⁴²

Según datos de Arqhys⁴³, si se calienta la superficie a 850-950°C con un enfriamiento en agua, se produce una capa martensítica de una profundidad cercana a 2-4mm, con una dureza de 600-700Brinell. El desarrollo de la máxima dureza depende del contenido de carbono de la matriz, la cual se transforma a austenita una vez calentado y a martensita durante el enfriamiento.

El endurecimiento por llama e inducción se usa para endurecer componentes que requieren una gran resistencia al desgaste, tales como balancines, levas, laminadores y engranajes, y puede reducir la cantidad de desgaste por 5-6 veces.

Nitrurado⁴⁴

Es un proceso que implica la difusión de nitrógeno en la superficie a una temperatura de 550-600°C. La fuente más común del nitrógeno es el amoníaco, y el proceso produce una capa superficial de 0.1mm de profundidad con una dureza de aproximadamente 1100Brinell. La capa superficial es normalmente blanca y uniforme en una microestructura atacada, pero las agujas de nitruro pueden encontrarse justo debajo de esta. Algunos elementos aleantes pueden usarse para aumentar la dureza. Se han logrado buenos resultados con 0,5-1,0 % de Al, Ni y Mo. El nitrurado provee además de una alta dureza una gran resistencia al desgaste, mejora la vida útil y la resistencia a la corrosión. Las aplicaciones típicas son: cilindros, cojinetes, pequeños ejes y árboles. La nitruración puede también ser llevada a cabo en baños líquidos salinos basados en cianuro. Tales procesos son a baja temperatura, por lo que disminuirá la profundidad.

⁴² MOTT, Diseño de elementos de máquinas, pág 52.

⁴³ www.arqhys.com/contenidos/hierro-tratamiento.html

⁴⁴ FERRER, Tecnología de materiales, pág 493.

2.2 DIAGRAMAS DE TRANSFORMACIÓN

2.2.1 CURVAS TTT⁴⁵

Se denomina curva TTT al diagrama que relaciona el tiempo y la temperatura requeridos para una transformación isotérmica.

Los diagramas TTT son gráficas que representan la temperatura frente al tiempo (normalmente en escala logarítmica).

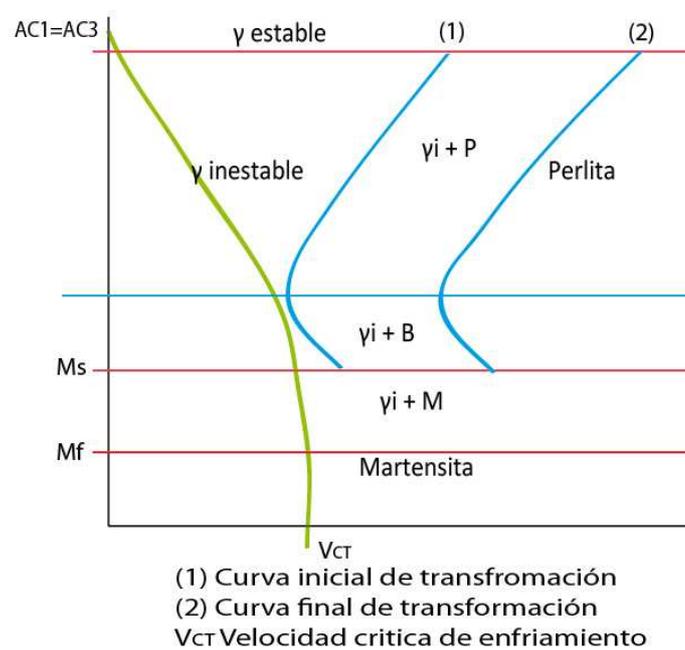


Figura 2.4.- Curva TTT

Son muy útiles para entender las transformaciones de un acero que se enfría isotérmicamente. Así por ejemplo, en el caso del acero, y más concretamente para la fase austenita, que es inestable debajo de la temperatura de transformación eutectoide, se necesita saber cuánto tiempo requerirá para empezar a transformarse a una temperatura subcrítica específica, cuánto tiempo precisará para estar completamente transformada y cuál será la naturaleza del producto de esta transformación.

⁴⁵ FERRER, Tecnología de materiales, pág 381.

Se elaboran con el porcentaje de transformación frente al logaritmo de las medidas de tiempo.

En una curva TTT, de la Figura 2.4, se distingue:

Por debajo de M_s la evolución es independiente del tiempo, sólo depende de la temperatura, es atérmica.

La nariz perlítica da el mínimo tiempo de retardo y define la velocidad crítica de temple del acero, que es la mínima velocidad que nos permite alcanzar una estructura 100% martensítica, sin haber sido sometido a ninguna otra transformación en el enfriamiento.

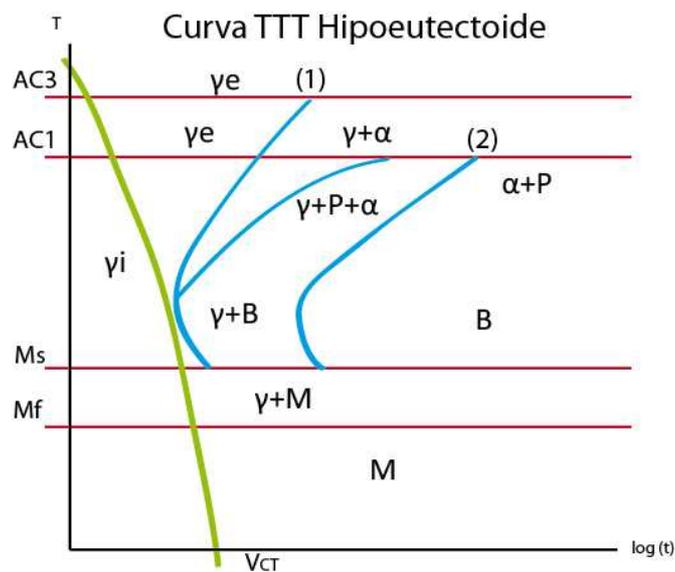


Figura 2.5.- Curva TTT Hipoeutectoide.

Se llama tiempo de retardo o período de incubación al tiempo necesario para que comience la transformación isotérmica de la austenita, y es distinta para cada temperatura.

El diagrama TTT más simple es el del acero al carbono eutectoide, ya que no hay constituyentes proeutectoides en la microestructura. Se ve la diferencia entre un diagrama de un acero hipoeutectoide y otro hipereutectoide.

En el diagrama, de la Figura 2.5, se distinguen tres zonas:

A la izquierda de las curvas, donde la austenita todavía no ha comenzado a transformarse.

La comprendida entre las dos curvas, donde la austenita está en período de transformación.

A la derecha, donde la austenita se encuentra completamente transformada.

Para obtener estos diagramas, se calienta un conjunto de probetas iguales a la temperatura de austenización, y se mantienen allí hasta que se transforman en austenita. Conseguido esto, se enfrían bruscamente en baños de sales o metal fundido hasta la temperatura deseada, que permanecerá constante mientras dure el ensayo; a intervalos de tiempo determinados se sacan las probetas del baño y se enfrían bruscamente hasta temperatura ambiente.

Mediante el examen microscópico de las mismas, se determina la cantidad de austenita transformada en función del tiempo y con ello, el principio y el final de la transformación. Se obtiene así el diagrama que nos da la cantidad de austenita transformada en función del tiempo, a temperatura constante.

Existen diversos factores que influyen sobre las curvas TTT, desplazando las mismas hacia la derecha o hacia la izquierda en el diagrama, es decir, retardando o adelantando el comienzo de la transformación martensítica, o desplazando hacia arriba o hacia abajo las líneas de principio y fin de la transformación martensítica. Estos factores son, entre otros:

El contenido en carbono de la aleación: a mayor contenido mayor será el desplazamiento hacia la derecha de las curvas inicial y final de transformación; y hacia abajo las isothermas que indican el principio y el fin de la transformación martensítica.

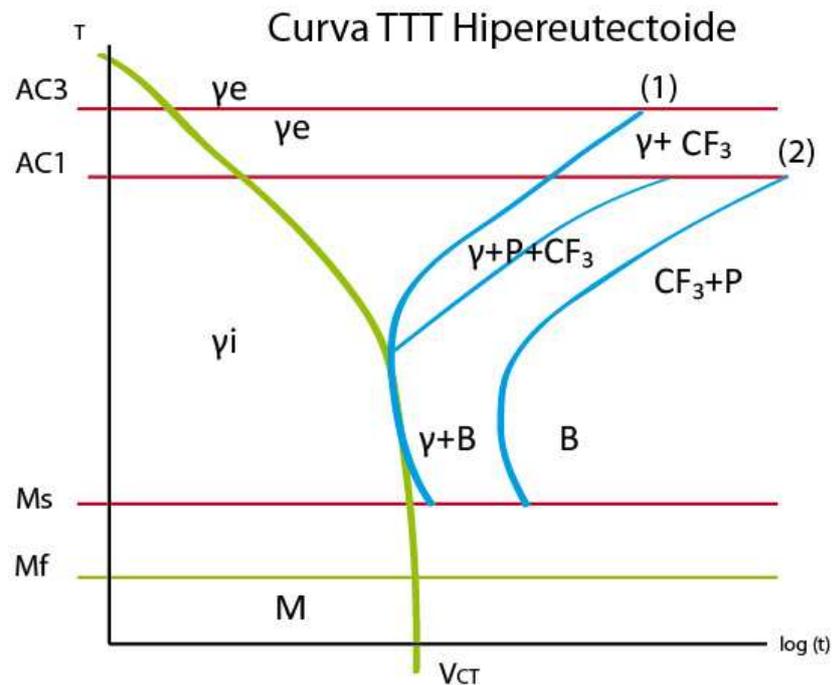


Figura 2.6.- Curva TTT Hipereutectoide

Temperatura de austenización: cuanto mayor sea, mayor será el tamaño de grano, y por tanto mayor el desplazamiento de las curvas hacia la derecha y hacia abajo.

Elementos aleantes: distinguimos entre dos tipos:

Ganmágenos: aquellos que se disuelven preferentemente en la austenita como son el níquel y el manganeso, que expanden por tanto el campo de existencia de la austenita desplazando hacia abajo las isoterms.

Alfágenos: se disuelven preferentemente en la fase α (ferrita), son por ejemplo el cromo, el molibdeno, el vanadio y el wolframio; y desplazan las isoterms hacia arriba.

Carburígenos: son elementos (habitualmente alfágenos) que tienden a formar carburos. Producen una segunda zona de temperaturas de transformaciones rápidas al nivel de la transformación de la austenita en bainita.

Todos los elementos de aleación, excepto el cobalto, aumentan los tiempos de transformación isotérmica de la austenita.

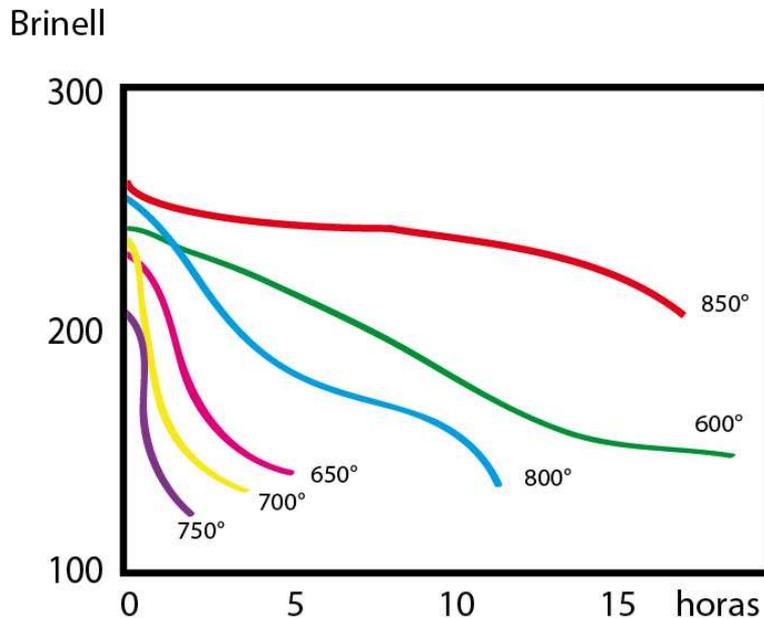


Figura 2.7.- Influencia de la temperatura y tiempo de recocido en la dureza final después de tratamiento en fundiciones (enfriamiento al aire). [Barreiro, 1987]

La "Fórmula de Andrews" que nos da la influencia de los elementos aleantes en la temperatura M_s , en grados Celsius:

$$M_s(^{\circ}C) = 500 - 350(\%C) - 40(\%Mn) - 35(\%V) - 20(\%Cr) - 17(\%Ni) - 10(\%Cu) - 5(\%W) + 15(\%Co) + 30(\%Al) \quad ^{46}$$

A partir de estos diagramas podemos determinar el tratamiento bajo el cual debemos someter a un material para obtener la estructura y las propiedades deseadas, y como deben ser los tiempos y las temperaturas de dichos tratamientos.

Además de las curvas TTT, podemos hablar de las curvas TTT de enfriamiento continuo, que no pueden ser deducidas a partir de las anteriores y que presentan unos tiempos mayores debido a que en el caso de enfriamiento continuo se pasa

⁴⁶ LACERAS, Ciencia de materiales, 1987.

mayor cantidad de tiempo a altas temperaturas, mientras que en el caso isotérmico el material llega rápidamente a la temperatura de transformación.

Calentando a 850°C, se formara austenita, durante la permanencia a esta temperatura habrá formación de una mínima cantidad de grafito y luego, en un enfriamiento sin precauciones, al pasar la zona eutectoide se formara perlita.

Si se calienta a 850°C se puede obtener la microestructura de grafito y ferrita, con un enfriamiento muy lento o con permanencia prolongado en la zona de 700-740°C. Pero esta parada complica y prolonga el recorrido.

Este tratamiento es recomendable para piezas de fundiciones grises de gran dureza y para fundiciones atruchadas que contengan cementita hipereutectoide..

2.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO DÚCTIL⁴⁷

Una razón extraordinaria para usar fundiciones de hierro dúctil es su versatilidad, bajos costos y excelente aptitud a los tratamientos térmicos, siendo posible mejorar sus propiedades mecánicas.

El obtener buenos resultados depende de varios factores uno de ellos es el control de la microestructura y de las propiedades obtenidas después del proceso de fundición. Las fundiciones de hierro dúctil pueden ser producidas sin un costo extra de tratamiento térmico. Para obtener una ventaja al producir fundiciones de hierro dúctil de alta calidad después de fundición se requiere el uso de materiales idóneos así como de la implementación de sistemas adecuados de fundición, de mantenimiento, de tratamiento de inoculación y de enfriamiento.

De todas maneras el tratamiento térmico es una importante herramienta para incrementar el rango de las propiedades de las fundiciones de hierro dúctil después del proceso de fundición. Por lo tanto, para utilizar plenamente las

⁴⁷ <http://www.ductile.org/didata/Section3/3part1.htm>

propiedades de las fundiciones de hierro dúctil el diseñador debe conocer los tratamientos térmicos disponibles y las respuestas del material a estos.

En una fundición nodular el porcentaje de carbono que se encuentra en la matriz, en forma combinada, que podríamos llamar carbón activo para el tratamiento, puede variar desde 0 a 1%, según sea la composición, el proceso de fusión, tratamiento o el espesor de la pieza. Los tratamientos térmicos influyen significativamente las propiedades mecánicas del material porque estos alteran la matriz metálica y modifican los solutos en la microestructura.

Las fundiciones de hierro dúctil pueden ser tratadas térmicamente para:

- Incrementar la dureza y ductilidad.
- Incrementar la resistencia a la tracción y al desgaste.
- Incrementar la resistencia a la corrosión.
- Estabilizar la microestructura, minimizar el crecimiento.
- Homogenizar las propiedades de piezas fundidas con grandes variaciones de sección.
- Mejorar la consistencia de las propiedades.
- Mejorar la maquinabilidad.
- Aliviar las tensiones internas.

A pesar de que “superficialmente” el acero y el hierro dúctil son similares por alear Fe y C, el contenido de carbono y de silicio de las fundiciones de hierro dúctil conlleva grandes diferencias en el tratamiento térmico. Los contenidos altos de carbono del hierro dúctil incrementan la dureza, permitiendo tratar secciones pesadas con bajos requerimientos de aleaciones costosas y problemáticos medios de enfriamiento. Sin embargo este alto contenido de carbono también puede causar fisuras por la alta formación de martensita (facilidad de transformar a martensita) y/o la retención de austenita metaestable. Estos fenómenos no deseados pueden ser controlados mediante la selección adecuada de la composición química, la temperatura de austenización y la velocidad de enfriamiento. El contenido de silicio también ejerce una fuerte influencia sobre la respuesta de hierro dúctil a un tratamiento térmico, cuanto mayor sea el contenido

de silicio menor será la solubilidad del carbono en la austenita y el carbono más fácilmente se precipita en forma de grafito durante el enfriamiento lento para producir una matriz ferrítica.

Aunque los esferoides de grafito no cambian en forma, estos desempeñan un papel fundamental en el tratamiento térmico actuando simultáneamente como fuente y receptores de carbono. Cuando se calienta en el rango de la temperatura austenítica el carbono se difunde fácilmente desde los esferoides hacia la austenita para saturarla. En el enfriamiento lento el contenido del carbono de la austenita disminuye por el efecto del contenido del silicio y de las velocidades bajas de enfriamiento. Esta disponibilidad de un exceso de carbono y la facilidad de transferirlo entre la matriz metálica y los nódulos aumentan la posibilidad de tratar térmicamente el hierro dúctil e incrementa el rango de propiedades que se pueden obtener por medio del tratamiento térmico.

En la Figura 2.8 se muestra la variación de energía y la temperatura en probetas de hierro nodular ferrítico, sometidas a diferentes tratamientos térmicos.

Es importante además notar que Barreiro menciona que el carbono que se encuentra disperso puede actuar como carbono suplementario o de reserva, para la carburación o descarburación de la matriz. Obteniendo microestructuras constituidas por ferrita, por ferrita y perlita, por perlita, por martensita y por martensita revenida o bainita dependiendo del tratamiento térmico al que se someta este material.

El empleo de elementos de aleación es de gran importancia en la fabricación de piezas de gran espesor, ya que en algunos de esos tratamientos es notable la influencia sobre la templabilidad del material.

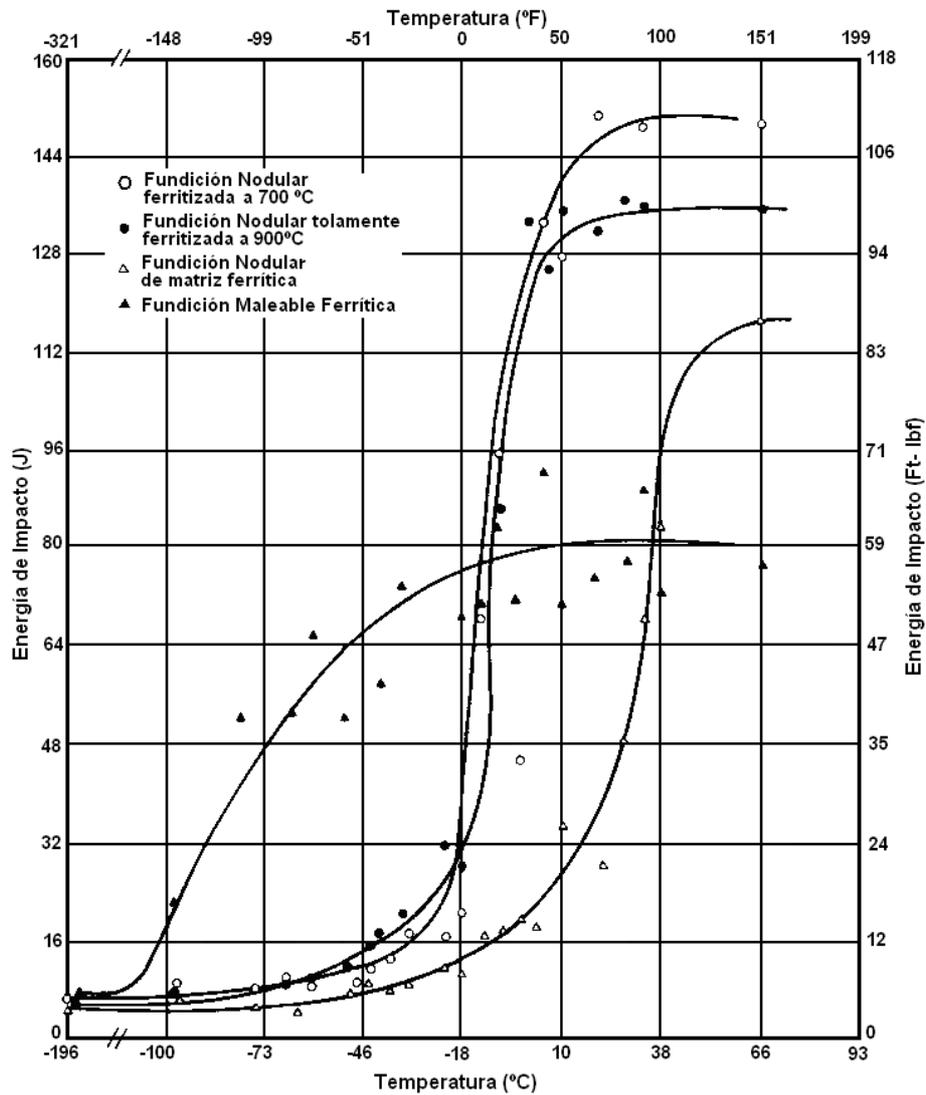


Figura 2.8.- Efecto de diversos tratamientos térmicos aplicados a fundiciones nodulares de matriz ferrítica en la resistencia al impacto a diferentes temperaturas de ensayo Charpy. [AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook. Volume 1 Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys.]

Curva	Tratamiento térmico
○	Fundición nodular de matriz ferrítica con recocido subcrítico a 700°C.
●	Fundición nodular con tratamiento de ferritización a 900°C.
△	Fundición nodular de matriz ferrítica sin tratamiento térmico.
▲	Fundición maleable de matriz ferrítica.

2.3.1 TEMPERATURA CRÍTICA⁴⁸

Todos los tratamientos térmicos de las fundiciones de hierro dúctil, aparte del templado y alivio de tensiones conllevan el calentamiento de la fundición hasta la temperatura crítica de austenización, Figura 2.9.

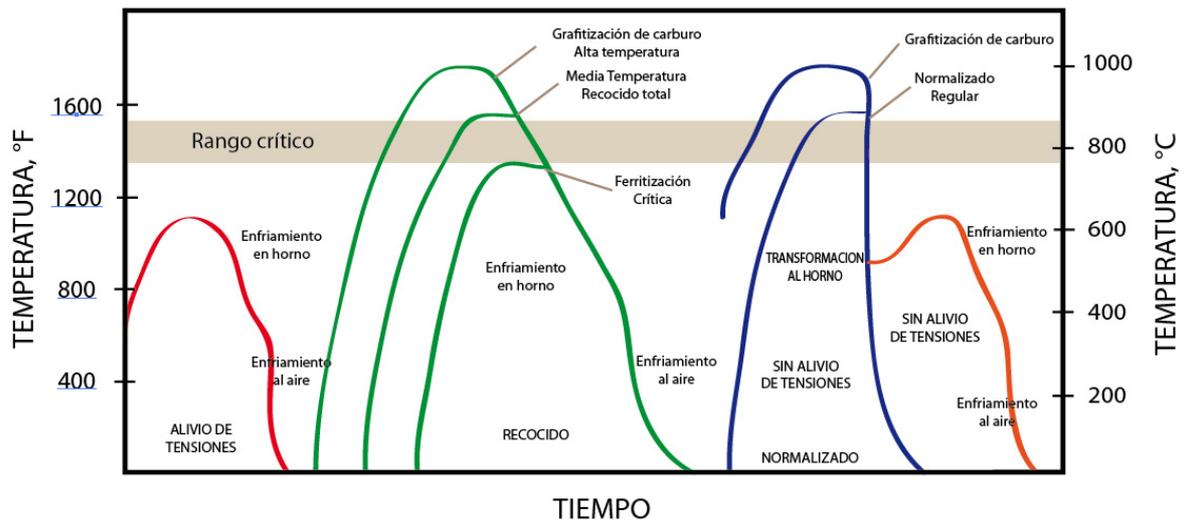


Figura 2.9.- Ejemplos de diferentes tratamientos térmicos de alivio de tensiones, normalizados y recocidos para fundiciones de hierro dúctil. [DUCTILE IRON SOCIETY, 2008]

En los tratamientos térmicos de las aleaciones ferrosas la temperatura crítica es la temperatura a la cual la fase austenítica es completamente estable. A diferencia de los aceros que tiene una temperatura crítica constante (temperatura eutectoide), las fundiciones de hierro dúctil son aleaciones ternarias hierro-carbono-silicio en las cuales la temperatura crítica varía con el contenido de carbono y de silicio.

La Figura 2.11, muestra el efecto del silicio en la temperatura crítica para aleaciones típicas de hierros fundidos. Esta relación del contenido de silicio y de carbono, determina el contenido de carbono en la austenita además de la facilidad de disolver los carburos y serán los factores principales que determinen la temperatura correcta de austenización de hierro dúctil.

⁴⁸ ASM Metals Handbook, Vol 04, Heat treating, pág 103.

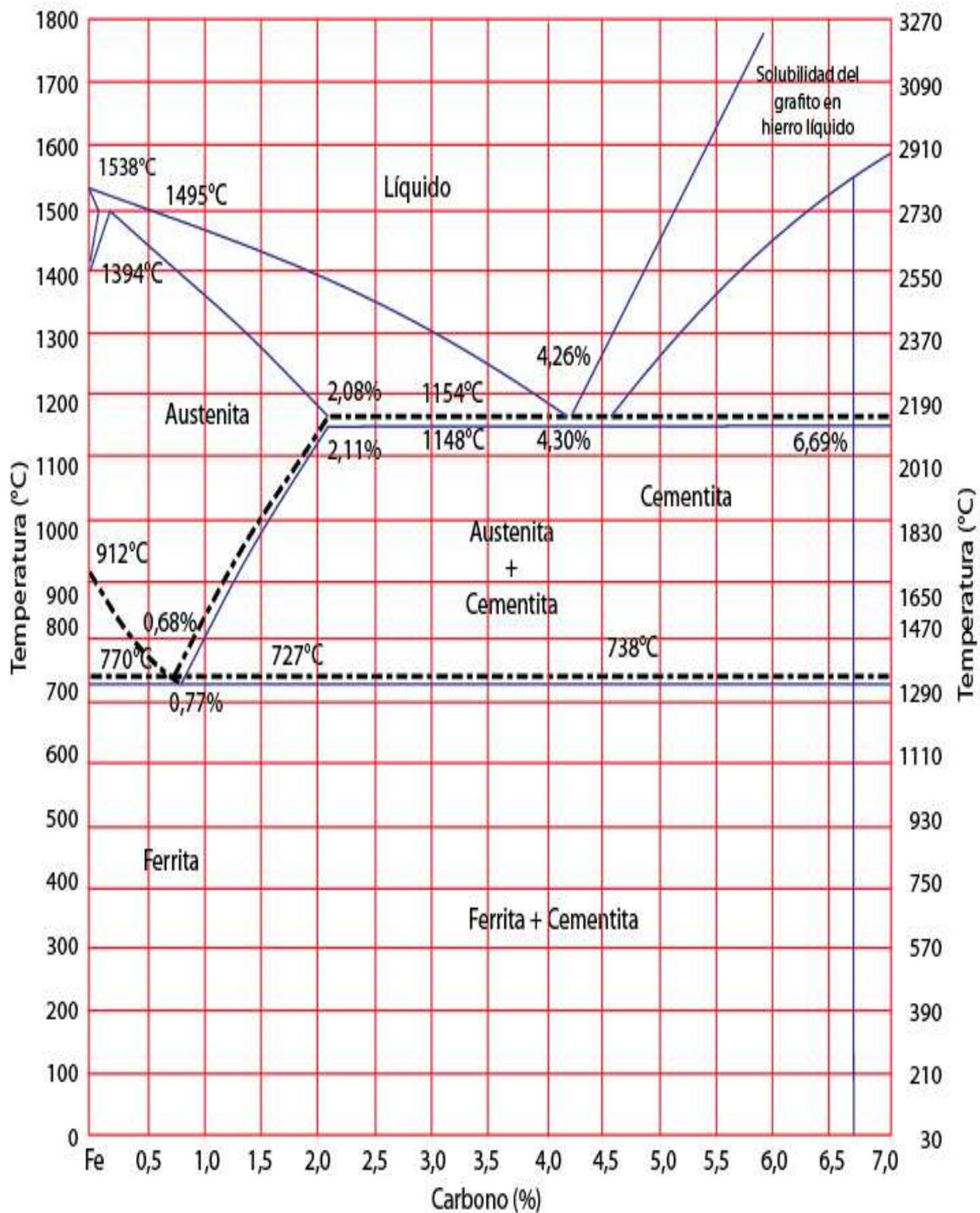


Figura 2.10.- Diagrama ternario hierro carbono para una fundición de hierro dúctil de 2% de Si. [DUCTILE IRON SOCIETY, 2008]

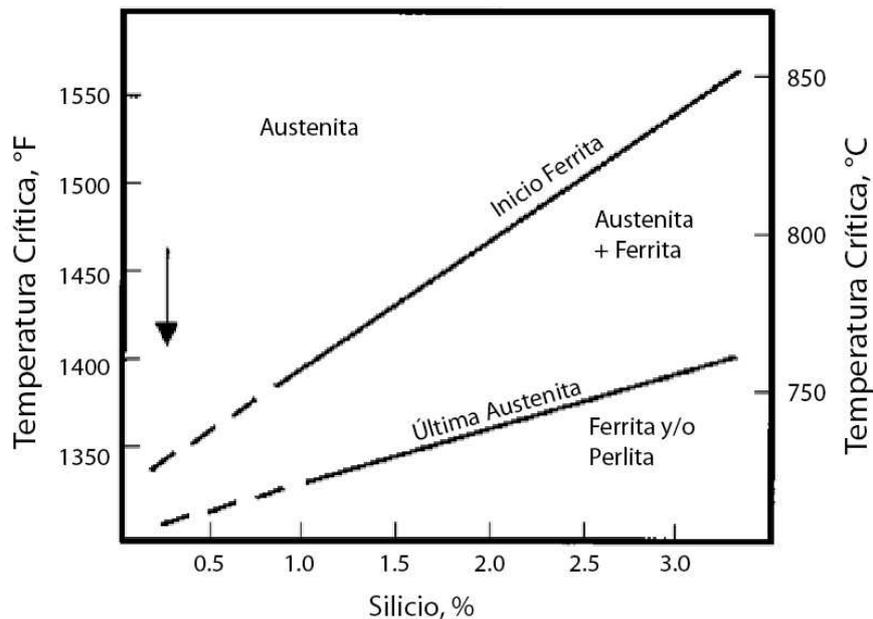


Figura 2.11.- Efecto del contenido de silicio en el rango de temperatura crítica en enfriamientos lentos de hierros fundidos. [DUCTILE IRON SOCIETY, 2008]

2.3.2 AGITACIÓN CONTROLADA⁴⁹

El método de tratamiento térmico para las fundiciones de hierro dúctil más económico y sencillo es el agitado controlado del molde de fundición. Al sacar la fundición del molde alrededor de la temperatura crítica, la velocidad de enfriamiento puede ser incrementada favoreciendo la formación de perlita con el resultado de un aumento de la dureza y resistencia (Figura 2.12). Si los porcentajes de aleación son lo suficientemente altos se podrían conseguir incluso estructuras bainíticas que son más deseables por sus buenas propiedades mecánicas.

En piezas de geometrías complejas siempre será necesario un control muy preciso de la composición de la aleación del tiempo de extracción del molde debido a la alta probabilidad de que se produzcan esfuerzos internos.

⁴⁹ <http://www.ductile.org/didata/Section7/7intro.htm#Controlled Shakeout>

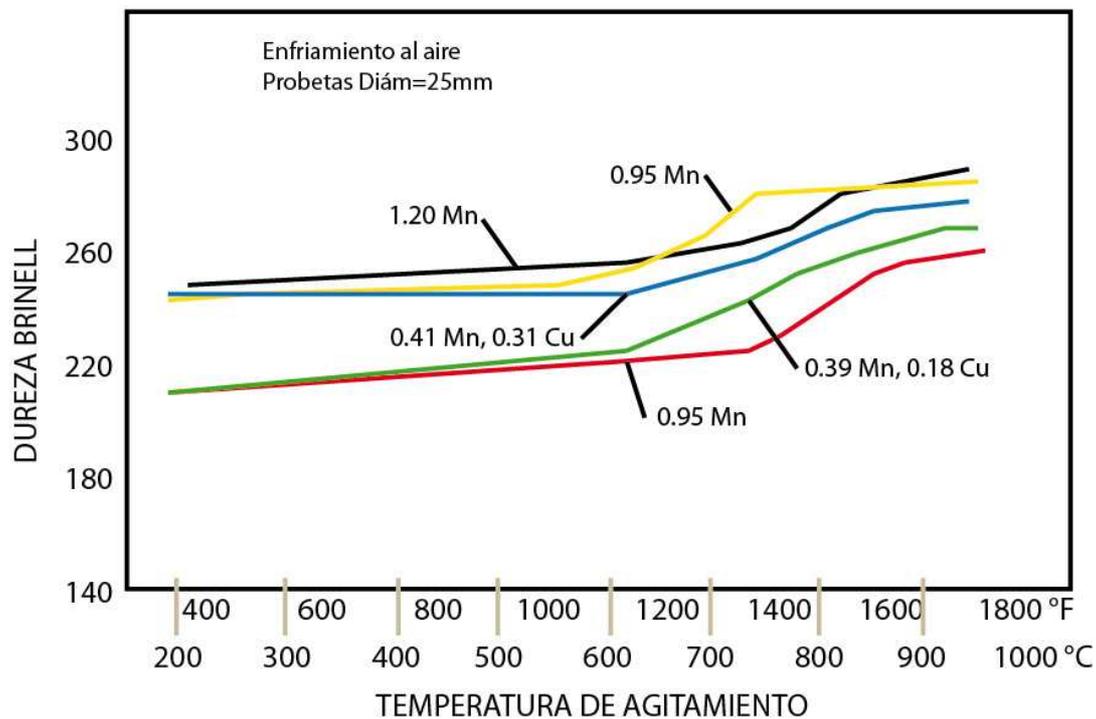


Figura 2.12.- Efecto de la temperatura de agitación y de la composición química sobre la dureza en una barra 25mm de diámetro de fundición de hierro dúctil. [DUCTILE IRON SOCIETY, 2008]

2.3.3 AUSTENIZACIÓN⁵⁰

Como se ha expuesto anteriormente el temple de una fundición de hierro dúctil conlleva el enfriamiento brusco del material después de haber permanecido en su temperatura de austenización, consistentemente el tiempo de exposición a la temperatura de austenización debe permitir que toda la matriz haya sufrido la transformación a austenita. La temperatura de templado, junto con el contenido de silicio, permite determinar el contenido de carbono de la austenita. Tanto el tiempo de permanencia en austenización como la temperatura dependen la microestructura y composición del material. “Con el fin de romper los carburos

⁵⁰ ASM Metals Handbook, Vol 04, Heat treating, pág 1493.

*primarios, el temple debe realizarse desde una temperatura en el rango de los 900 a 940°C, con tiempos de permanencia que van desde una a tres horas.*⁵¹

El alto contenido de silicio y una cantidad alta de nódulos disminuye el tiempo de descomposición de los carburos mientras que la presencia de estabilizantes como el cromo, vanadio, y el molibdeno requieren mucho más tiempo. La descomposición de la perlita ocurre más rápidamente y a temperaturas más bajas que la descomposición de los carburos de hierro. Esta descomposición es ayudada por el alto contenido de silicio y puede ser modulada o retardada mediante los elementos estabilizadores como el manganeso, cobre, antimonio y el arsénico.

La segregación de manganeso y cromo en los bordes de grano pueden dar lugar a la disolución incompleta de carburos y de perlita y por consiguiente afectar las propiedades mecánicas.

2.3.4 RECOCIDO PARA ELIMINACIÓN DE TENSIONES⁵²

Como en ocasiones las piezas en bruto de fusión suelen quedar con tensiones residuales suele ser conveniente darles un recocido subcrítico de eliminación de tensiones. Estos recocidos se suelen hacer a temperaturas variables de 525 a 675°C empleándose las bajas temperaturas cuando debe evitarse el ablandamiento y en cambio las temperaturas más altas cuando no importa que disminuya la dureza o la resistencia y, además interesa mucho la eliminación de las tensiones residuales.

2.3.4.1 Recocido

Cuando interesa obtener en las piezas de fundición nodular la máxima ductilidad o la máxima maquinabilidad, es necesario darles un recocido de grafitización que sirva para obtener una microestructura de ferrita y grafito esferoidal. El recocido debe hacerse en dos fases:

⁵¹ <http://www.ductile.org/didata/Section7/7intro.htm>

⁵² BARREIRO, Fundiciones, pág

- 1) Se calienta la fundición por encima de la zona crítica para que se disuelvan todos los carburos en la austenita.
- 2) Se enfría lentamente para que la austenita se transforme en ferrita, y el carbono se precipite en forma de grafito alrededor de las partículas de grafito esferoidal ya existentes. La temperatura crítica que se debe alcanzar depende de la composición del metal pero varía muy poco de unos casos a otros, pudiendo variar ligeramente la temperatura con los elementos de aleación.

En la práctica se suelen seguir tres ciclos de recocido diferentes que citamos a continuación:

“Calentamiento a 900°C, con permanencia a temperatura de una a tres horas y enfriamiento sin precauciones especiales hasta 690°C, manteniendo esa temperatura durante cinco a ocho horas. La permanencia a temperatura variara con el espesor de las piezas.

Calentamiento a 900°C como en el caso anterior y enfriamiento dentro del horno hasta 650°C, de forma que el enfriamiento entre 790 y 650°C se haga a una velocidad inferior a 15°/hora.

Calentamiento a 925°C, con enfriamiento rápido al aire hasta 600°C, seguido de un ligero calentamiento para realizar un recocido isotérmico a 720°C durante seis horas con enfriamiento final al aire.”⁵³

Selección del tratamiento de recocido⁵⁴

Los recocidos más rápidos se dan en los hierros de más alto contenido de silicio, bajo Mn, Cu, Sn, As y Sb, y generalmente bajo contenido de partículas de elementos menores. Si el hierro no contiene carburos cualquier método de los explicados se puede usar, pero para una óptima ductilidad debe elegirse el

⁵³ BARREIRO, Fundiciones, pág 151.

⁵⁴ www.arqhys.com/contenidos/hierro-tratamiento.html

método de enfriamiento interrumpido. Debe remarcar que con el tratamiento en una sola etapa los granos de ferrita en la estructura serán menores que para los otros tratamientos y también será menor la ductilidad y tenacidad. La temperatura de formación de ferrita de 680-700°C, puede aumentarse con el aumento del contenido de silicio. El ciclo del recocido se puede variar para obtener estructuras de matrices mezcladas de perlita y ferrita, con una alta resistencia y ductilidad intermedia. Un marcado aumento de las dimensiones ocurre durante el recocido debido a la grafitización de la perlita y carburos.

2.3.5 TEMPLE Y REVENIDO⁵⁵

El temple de la fundición dúctil es parecido al temple de los aceros teniendo gran influencia la temperatura de austenitización y el contenido en silicio. Generalmente se emplean temperaturas variables de 850 a 925°C. El enfriamiento se hace generalmente en aceite para reducir al mínimo las tensiones que pueden aparecer. Sin embargo en ocasiones también es utilizado el temple en agua.

La templabilidad de la fundición dúctil depende mucho de su composición. Dentro de las composiciones normales el carbono y el silicio tienen poca influencia en la disminución de la misma.

Después del temple se obtiene una estructura de grafito esferoidal y martensita. Con el revenido, se disminuye la dureza y la resistencia pero se aumenta el alargamiento.

El hierro dúctil de alta resistencia, generalmente superior a 700Mpa y con una baja elongación, se obtiene del proceso de calentar al material a 875-925°C (temperatura de austenitización), manteniendo esa temperatura por un periodo de 2 a 4 h o más si se requiere eliminar carburos, y con un posterior enfriamiento en un baño de aceite para producir estructura martensítica. Posteriormente se realiza el revenido a 400-600°C para producir una matriz de estructura martensítica revenida. Deben tomarse en cuenta que para evitar que se produzcan tensiones

⁵⁵ <http://www.ductile.org/didata/Section7/7intro.htm#Quench and Temper>

internas en el enfriamiento y a la aparición de fisuras en la estructura martensítica se debe hacer un enfriamiento en aceite mantenido a 100°C o con el control del volumen adecuado del aceite para que el enfriamiento no sea súbito. Este paso también puede hacerse enfriando en aceite caliente a 200°C y luego enfriando a temperatura ambiente, pero en baño de agua para obtener la estructura y propiedades deseadas.

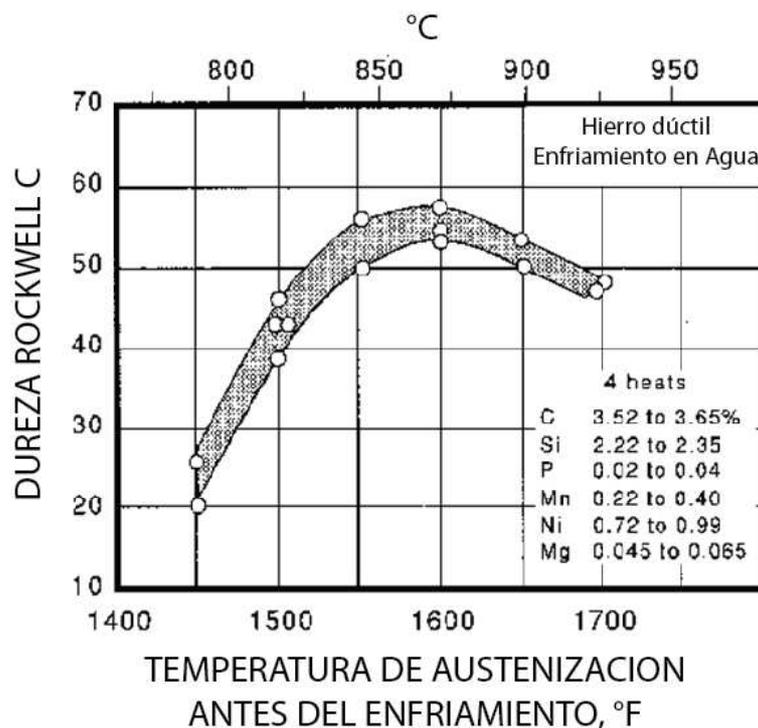


Figura 2.13.- Influencia de la temperatura de austenización antes del enfriamiento sobre la dureza de las fundiciones y hierro dúctil. [DUCTILE IRON SOCIETY]

Para un buen temple, durante el enfriamiento debe obtenerse una estructura completamente martensítica, excepto para secciones muy delgadas, esto requiere de una aleación con elementos que mejoran la templabilidad: Cu, Ni, Mn y Mo, aumentan la templabilidad con creciente eficiencia. El Cu puede ser usado con poca frecuencia en el hierro dúctil debido a su limitada solubilidad. Aun cuando el silicio aumenta la templabilidad en los aceros, tiene un efecto opuesto en el hierro dúctil disminuyendo la solubilidad del carbono, mientras que aumentando el

contenido de carbono también disminuye ligeramente la templabilidad por el aumento de la cantidad de grafito en relación con el carbono en solución. En la práctica, el aumento de la templabilidad se logra por combinación de elementos aleantes.

2.3.5.1 TEMPLABILIDAD⁵⁶

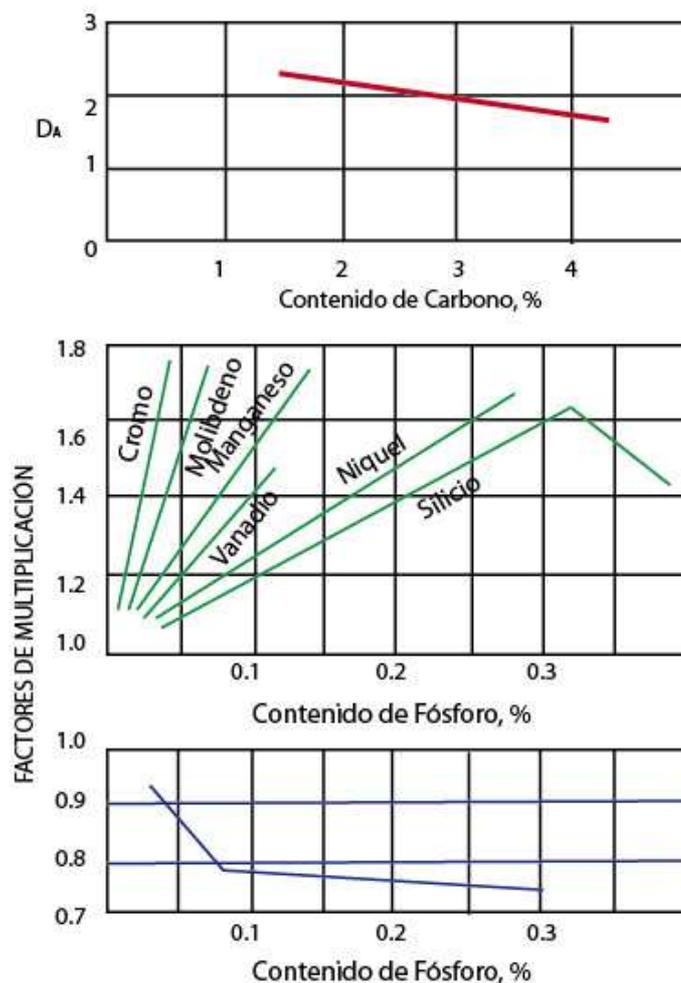


Figura 2.14.- Influencia del contenido de carbono y varios elementos de aleación en la templabilidad de las fundiciones de hierro dúctil. [DUCTILE IRON SOCIETY]

La templabilidad se define como la habilidad de un metal de endurecerse mediante la formación de martensita por un proceso de temple. Es dependencia directa de

⁵⁶ <http://www.ductile.org/didata/Section7/7intro.htm#Hardenability>

la composición química de la aleación y de la velocidad de enfriamiento en el temple.

Según, Ductile Iron Society (Sociedad de la Fundición de Hierro Dúctil, por sus siglas en inglés), la templabilidad es la medida de que tan rápido se debe enfriar una fundición de hierro dúctil para que se supriman las transformaciones de perlita y ferrita y se consigan transformaciones a martensita, bainita y austempering.

La templabilidad es una propiedad importante de cualquier aleación que determina la dureza que se puede conseguir mediante la cuantificación de la profundidad de la estructura martensítica. La profundidad de la matriz martensítica que se pueda lograr depende también de geometría de la pieza.

Los efectos de los elementos de aleación en la templabilidad se ilustran en la Figura 2.14.

2.3.6 NORMALIZADO⁵⁷

Consiste en calentar las fundiciones a alta temperatura con lo cual éstas quedan completamente austenizadas, y cualquier carburo descompuesto, seguido por un enfriamiento al aire a una velocidad que produzca una matriz de grano fino perlítico con partículas de ferrita y libre de otros productos de la transformación. El normalizado puede aplicarse para conseguir resistencias de 700-900Mpa, y para mejorar la resistencia a la tracción.

Un ciclo típico de normalizado se muestra a continuación: El primer paso del tratamiento es la homogenización. Las fundiciones son luego removidas del horno y enfriadas al aire a temperatura ambiente. La velocidad de enfriamiento al aire debe realizarse desde los 780-650°C y debe ser lo suficientemente rápido para obtener una matriz completamente perlítica en la sección de la fundición que es tratada. Esto puede requerir el uso de un soplador de aire especialmente para secciones de mayor espesor.

⁵⁷ ASM Metals Handbook, Vol 04, Heat treating, pág 1499.

La perlita será más fina, la resistencia y la dureza aumentarán, y la elongación puede disminuir en relación directa con la velocidad de enfriamiento. Al aumentar la temperatura de austenización, la resistencia aumenta y disminuye la elongación, debido al alto contenido de carbono de la matriz. Los elementos que promueven la formación de perlita son: Mn, Cu, Ni y Sn, que acortan el tiempo requerido en el tratamiento y permiten obtener estructuras completamente perlíticas en secciones de grandes espesores.

2.3.7 AUSTEMPERIZADO

Si el hierro dúctil es austenizado y enfriado de forma controlada en un baño salino o en un baño de aceite caliente a 320-550°C y mantenido en esta temperatura, se da lugar a una transformación hacia una estructura que contiene principalmente bainita con una proporción menor de austenita. Los hierros que son transformados de esta manera son denominados hierros dúctiles austemperizados. Este proceso genera un rango de estructuras que dependen del tiempo de la transformación y de la temperatura del baño. Las propiedades se caracterizan por una muy alta resistencia, algo de ductilidad y tenacidad, y frecuentemente buena resistencia al desgaste: las propiedades dependen principalmente de la temperatura y del tiempo, típicamente este tratamiento se clasifica en dos categorías:

Calentamiento a 875-925°C, mantenimiento en esta temperatura de 2-4h, enfriamiento en baño salino hasta 400-450°C, mantenimiento de 1-6h y enfriamiento a temperatura ambiente.

Calentamiento a 875-925°C, mantenimiento en esta temperatura de 2-4h, enfriamiento en baño salino hasta 235-350°C durante 1-6 h y enfriamiento a temperatura ambiente.

El primer tratamiento mencionado produce alta ductilidad y alta resistencia con una dureza intermedia. El segundo produce muy alta resistencia con algo de ductilidad y una excelente dureza.

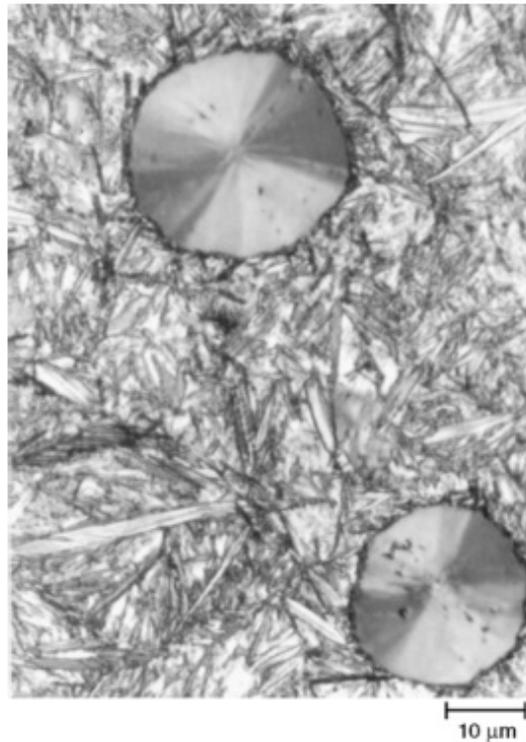


Figura 2.15.- Muestra de una fundición de hierro dúctil austemperizado, 100x [ASM, Metals Handbook, 2006]

El austempering tiene éxito sólo si en el enfriamiento se evita la formación de perlita. Esto puede requerir la presencia de elementos aleantes para secciones mayores de 15mm. Las aleaciones típicas son: de Cu, Ni y Mo. El Mn generalmente no se recomienda porque crea segregación, lo cual puede ser un obstáculo para lograr la última combinación de propiedades. La alta resistencia al desgaste se da cuando existe un alto contenido de austenita residual, la cual resulta de emplear tiempos cortos y transformación incompleta a bainita y esto se favorece con un alto contenido de elementos aleantes, en especial, por un contenido relativamente alto de silicio en el hierro dúctil.

2.3.8 MARTEMPERIZADO

Es un tratamiento térmico de acero que comprende la austenización seguido de una etapa de enfriamiento lo suficientemente rápido para evitar la formación de

ferrita , perlita o bainita a una temperatura ligeramente por encima del punto de Ms. El enfriamiento, debe ser suficientemente rápido para evitar la formación de bainita. La ventaja de martemperizado es la reducción de las tensiones residuales en comparación con el enfriamiento normal. Esto evita el agrietamiento y minimiza la distorsión.

El martemperizado se utiliza para producir martensita sin desarrollar la gran cantidad de tensiones residuales que suelen acompañar a su formación. La dureza es similar al endurecimiento convencional, excepto que la distorsión es mínima. Sin embargo, la fragilidad característica de la martensita permanece en una fundición de hierro gris después del martemperizado, y las piezas de fundición martensítica son casi siempre templadas. La fundición se enfría por encima del rango de transformación en una sal, aceite, o en un baño de plomo: el baño tiene lugar a una temperatura ligeramente por encima del rango en que se forma la martensita (200 a 260°C o 400 a 500°F, par a placas sin alear) hasta que la fundición ha alcanzado la temperatura del baño, para luego ser enfriada hasta llegar a la temperatura ambiente.

Si se desea una estructura totalmente martensítica, se enfriara la fundición en un baño a altas temperaturas, sólo el tiempo suficiente para permitir que alcance la temperatura del baño. Así, el tamaño y la forma de la fundición permanecerán estables durante el martemperizado.

2.4 TRANSFORMACIÓN BAINÍTICA⁵⁸

Se ha encontrado que a temperaturas intermedias entre las correspondientes a la formación de perlita y martensita, la austenita se descompone en un producto microestructuralmente diferente a las previamente mencionadas. Este producto se conoce como bainita.

⁵⁸ VIÁFARA, Transformación bainítica en aleaciones Fe-C, pág 84.

La bainita se puede conseguir en una fundición nodular o en un acero sometido al ciclo térmico de austemperado. El ciclo consiste en el calentamiento del material hasta la temperatura de austenitización, manteniéndolo a esta temperatura el tiempo necesario para una completa homogenización de la composición de la austenita, seguido de un baño de sal líquida o aceite mantenido a una temperatura en un rango de entre 200°C y 500°C, donde permanece por el tiempo suficiente para completar la transformación. Finalmente, el componente es enfriado en agua o aire hasta llegar a la temperatura ambiente. La velocidad de transferencia de un medio a otro debe ser lo suficientemente rápida para evitar la formación de ferrita o perlita, Figura 2.16.

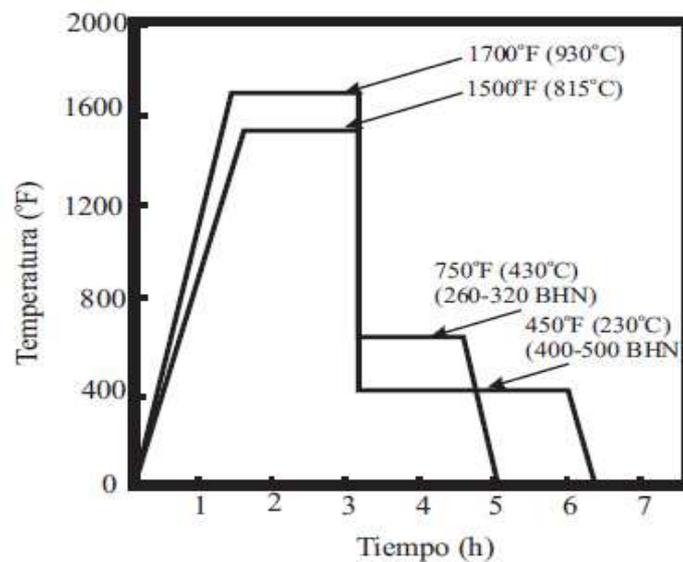


Figura 2.16.- Ciclos típicos de austemperizado para diferentes contenidos de carbono equivalente. [DUCTILE IRON SOCIETY, 2008]

La microestructura de la bainita se caracteriza por la formación de placas o listones de ferrita supersaturada con carbono; este elemento, dependiendo de la temperatura de transformación, se difunde hacia la austenita residual promoviendo la precipitación de carburos (bainita superior) o precipita como carburos dentro de la placa de ferrita (bainita inferior), Figura 2.17.

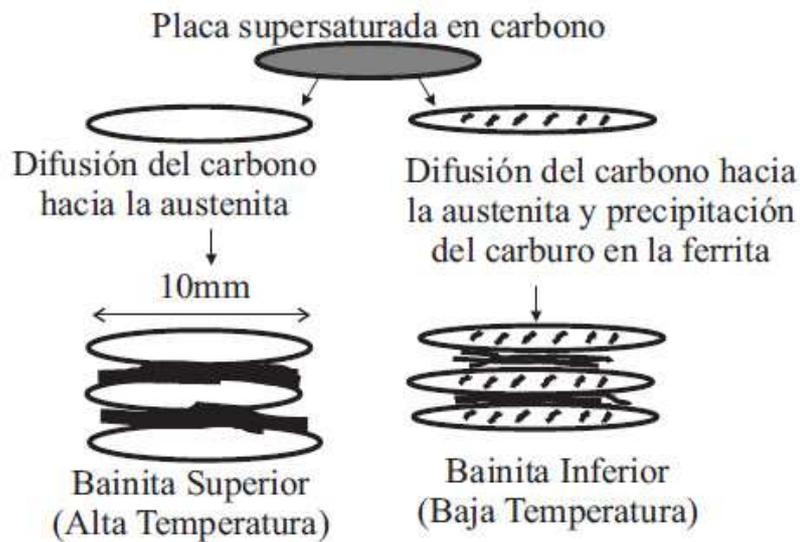


Figura 2.17.- Ilustración esquemática de la microestructura de la bainita. [KLIER, 1944]

En las fundiciones nodulares, donde el contenido de carbono y grafito son superiores al de los aceros, gran parte del carbono precipita como nódulos de grafito. Así mismo, en las fundiciones nodulares no hay una diferenciación entre bainita superior e inferior.

2.4.1 MICROESTRUCTURA

La microestructura de la bainita consiste en paquetes (unidades microestructurales) de listones o placas nucleados en los límites de grano austenítico, al igual que en las transformaciones de fase difusivas. El paquete bainítico está conformado por listones o placas (subunidades microestructurales) paralelos. La forma de los listones está dada por la variación de las tasas de crecimiento de sus intercaras con la temperatura de transformación. Por otro lado, la temperatura de reacción lleva a una disminución en la difusión del carbón, resultando en subunidades de menor tamaño.

El estudio de la transformación bainítica se ha visto limitado debido al tamaño reducido de sus unidades microestructurales, como consecuencia de la temperatura de transformación que afectan a la difusión del carbono, y a la

precipitación de películas de cementita en los límites entre las subunidades, que impiden su crecimiento.

Durante la transformación bainítica de las aleaciones Fe-C, si se previene la precipitación de carburos es posible estabilizar la austenita hasta temperatura ambiente, si es lo suficientemente enriquecida en carbono durante la formación de bainita. Esta austenita estabilizada se presenta en forma de bloques o de películas entre las placas o listones de la ferrita bainítica; esto dependiendo de su fracción volumétrica.

2.4.2 CINÉTICA⁵⁹

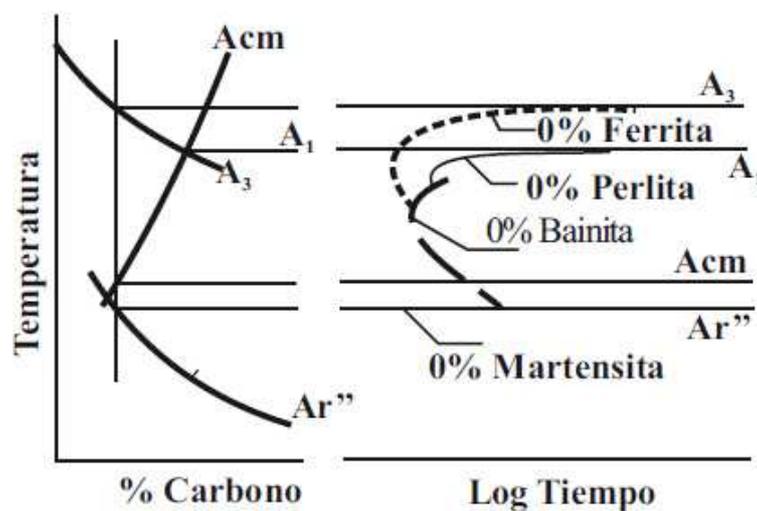


Figura 2.18.- Diagrama TTT para aceros simples al carbono hipoeutectoide. [HULGREN, 1946]

La cinética de la bainita tiene una curva en forma de C, en un diagrama TTT semejante a la curva de los procesos de transformación que ocurre por nucleación y crecimiento, con un período de incubación bien definido antes del inicio de la formación de la bainita, Figura 2.18.

⁵⁹ VIÁFARA, Transformación bainítica en aleaciones Fe-C, pág 89.

La adición de elementos de aleación afecta la velocidad de transformación perlítica y bainita, modificando la forma de las curvas, observándose una separación entre ellas, Figura 2.19, dependiendo de la cantidad y tipo de elemento de aleación.

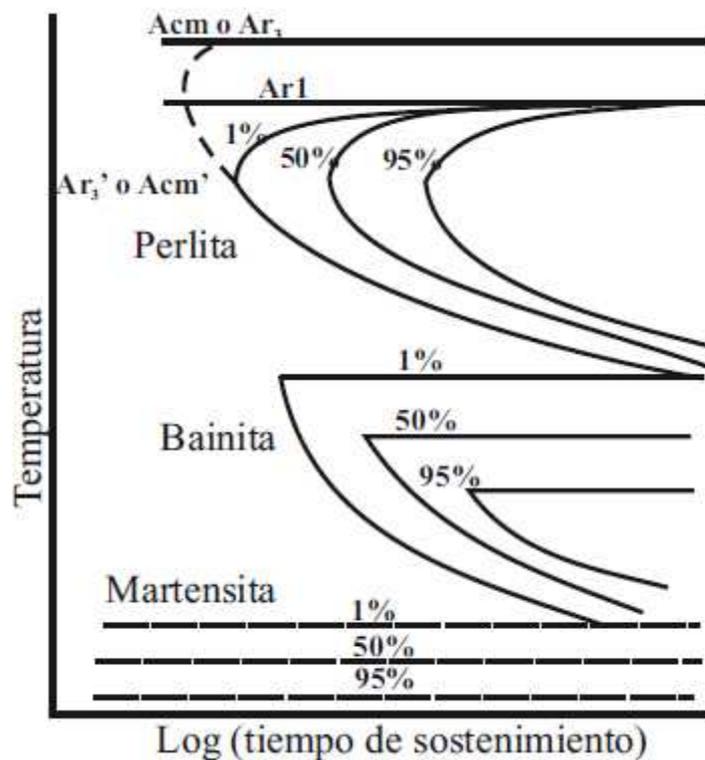


Figura 2.19.- Ilustración del fenómeno de reacción incompleta. [ZENER, 1946]

Se puede notar que la fracción volumétrica de austenita retenida varía con la temperatura de reacción, y esto determina su forma en bloques o láminas entre las placas de bainita.

Otra característica importante de la reacción bainítica con relación a su fenómeno de reacción incompleta, es la existencia de una temperatura bien definida por encima de la cual la austenita no se transforma en bainita, denominada *B_s* (Bainite start), determinada por la composición química de la austenita.

La temperatura de fin de formación de la bainita se denomina *B_f* (Bainite finish), caracterizada por la microestructura totalmente bainítica, que en algunas

ocasiones ha reportado excepciones debido a condiciones adversas de crecimiento a bajas temperaturas que producen una disminución en la cantidad de bainita formada.

En las temperaturas intermedias entre B_s y B_f , siempre existirá austenita residual la cual transformará con menor velocidad después de un período de tiempo dado. En las fundiciones nodulares los tiempos para que se transforme la austenita son cortos, pero aumentan con la adición de aleantes.

La estabilización de la austenita (o enriquecimiento en carbono), se explica por la disminución en la temperatura M_s de la austenita con el incremento en el contenido de carbono. Además del contenido de carbono, el silicio es otro elemento aleante importante para conseguir la estabilización de la austenita ya que este previene la formación de carburos a partir de la austenita.

La transformación bainítica ha sido estudiada intensamente en las fundiciones nodulares, donde se previene inicialmente la precipitación de los carburos. Allí, la baja difusión de los átomos aleantes sustitucionales impiden la transformación de la austenita en carburos, debido a que estos no alcanzan su composición química de equilibrio, dada la insolubilidad del silicio en la fase carburo. Así, el carbono difunde hacia la austenita aumentando su concentración en fase. De esta manera la cinética de la reacción puede ser dividida en dos etapas: nucleación y crecimiento de la ferrita bainita, y descomposición de la austenita enriquecida en carbono.

El enriquecimiento en carbono genera estabilidad en la austenita con respecto a la transformación austenita- ferrita, produciendo una interrupción temporal de la reacción. Sin embargo, la austenita de alto carbono no es estable indefinidamente; si el material permanece por largo tiempo a la temperatura de tratamiento, ocurre la descomposición de la austenita de alto carbono en ferrita y carburos. Esto ocurre usualmente o más rápidamente en las fundiciones nodulares.⁶⁰

⁶⁰ VIÁFARA, Transformación bainítica en aleaciones Fe-C, pág 88.

En la figura 2.20, se puede evidenciar las etapas de la reacción. Se observa que la fracción de austenita estabilizada alcanza un máximo que permanece por un periodo de tiempo; durante ese tiempo la fracción de ferrita bainita también permanece constante mostrando que hay una interrupción temporal de la reacción.

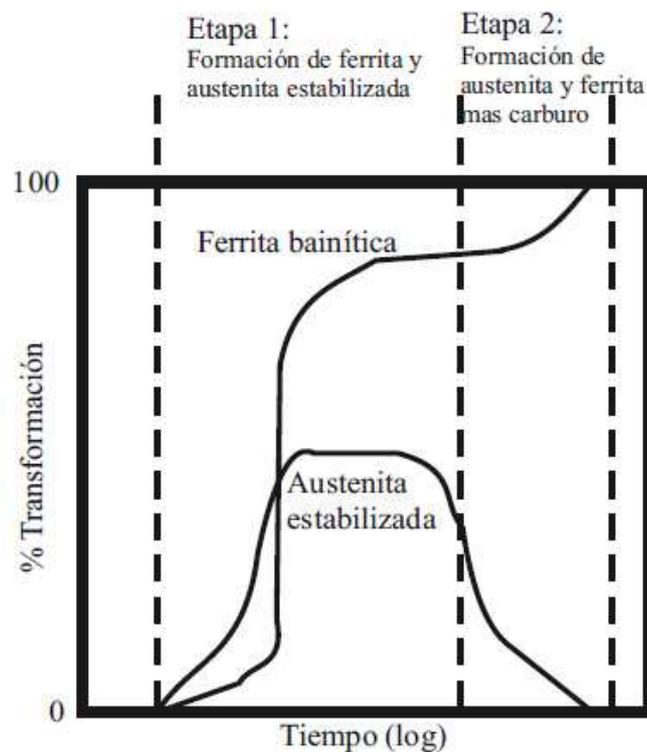


Figura 2.20.- Etapas de la transformación de la austenita durante el tratamiento de austemperado de una aleación Fe-Si-C. [JANOWAK, 1983]

La segunda etapa de la reacción produce una caída en las propiedades mecánicas principalmente la tenacidad y ductilidad. Además si la ferrita bainita es acompañada únicamente por la austenita retenida en forma de placas, puede obtenerse una excelente combinación de alta resistencia y tenacidad en la microestructura.

La Figura 2.21 muestra la caracterización de la influencia de las dos etapas de la reacción de austemperizado en la ductilidad de una aleación Fe-Si-C.

Teóricamente, el punto *a* representa el fin de la primera etapa y el punto *b* el inicio de la segunda etapa durante el intervalo *a-b* la máxima ductilidad permanece estable.

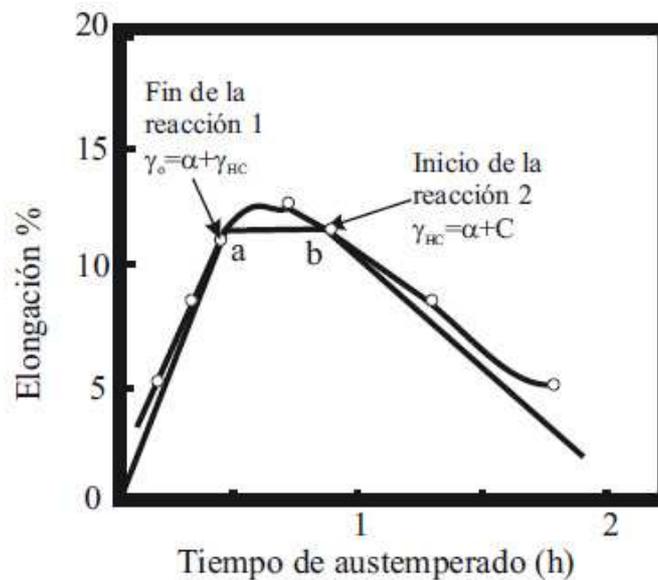


Figura 2.21.- Caracterización ideal de la influencia de las reacciones de austemperado en la ductilidad de una aleación Fe-C-Si. [JANOWAK, 1983]

2.4.3 VENTANA DEL PROCESO EN LA FUNDICIÓN NODULAR

Considerando una aleación Fe-Si-C, con una matriz homogénea y con los contenidos de silicio suficientes para promover la separación de las dos etapas (procesos no competitivos), el tratamiento de austemperado tendría una cinética ideal como la presentada en la Figura 2.22.

Donde la curva 1 representa la cinética ideal de formación de alto contenido de carbono en una fundición nodular base (sin aleantes). En el tiempo t_1 se obtiene el máximo de austenita que quedaría estabilizada hasta el tiempo t_2 , cuando se inicia la precipitación de carburo. La cinética de esta es descrita por la curva 2. Para obtener altos valores de ductilidad y resistencia al impacto, el tratamiento debe ser interrumpido entre los tiempos t_1 y t_2 , cuando la microestructura es compuesta por austenita estabilizada y ferrita bainítica. La diferencia entre los tiempos t_1 y t_2 es llamada "ventana del proceso", y su magnitud depende principalmente de la

composición química del material y del ciclo aplicado en el proceso de austemperado.

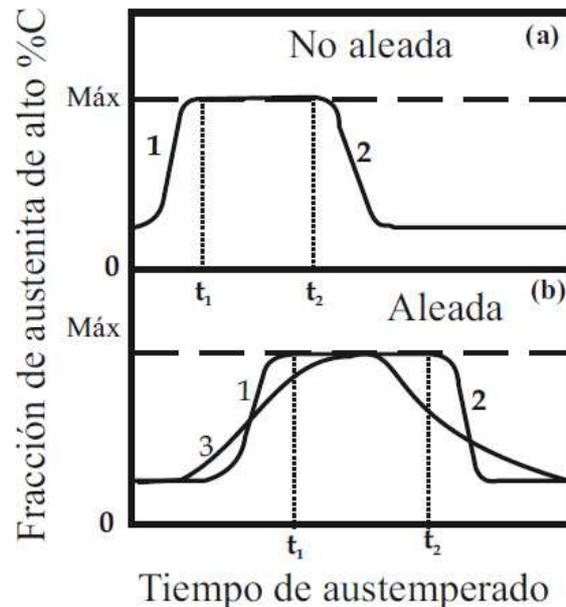


Figura 2.22.- Diagrama esquemático que representa la cinética ideal de austemperado en términos de variación de la fracción volumétrica de austenita estabilizada, para una fundición no aleada (a) y una aleada (b). [MOORE, 1987]

La Figura 2.23, muestra que la adición de elementos aleantes produce un desplazamiento de ambas etapas hacia tiempos mayores causado por el aumento de la templabilidad de la austenita. Adicionalmente se muestra el cambio producido en la cinética del proceso debido a la segregación de los aleantes, curva 3 en la Figura 2.23, el cual genera una reducción de la ventana del proceso.

La Figura 2.23 presenta esquemáticamente la curva real que describe la cinética de la transformación durante el proceso de austemperado, se observa que en la práctica las dos etapas se superponen parcialmente. Este traslape puede ser explicado por las siguientes razones.

- Las dos etapas son procesos de nucleación y crecimiento, y por lo tanto, cuando se forma la primera fracción de austenita estabilizada, existen las condiciones para el inicio de la precipitación de carburos. Puede afirmarse

entonces que esos procesos son simultáneos y que se desarrollan con velocidades muy diferentes.

- La fundición nodular presenta microsegregación de algunos elementos de aleación, sea para la región próxima al nódulo o para la región intercelular. Esos elementos afectarán la solubilidad y difusividad del carbono en la austenita generando diferentes velocidades de transformación. Los elementos grafitizantes aumentan la velocidad de transformación; los formadores de carburos, por otro lado, producen una cinética más lenta, debido a la estabilización de la austenita.⁶¹

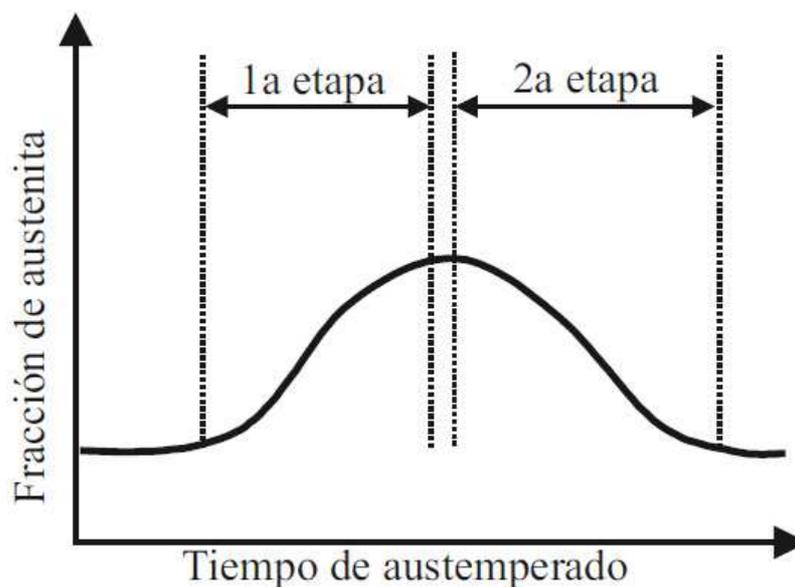


Figura 2.23.- Diagrama esquemático que representa la cinética real de austemperado, mostrando la superposición de las etapas en términos de la variación de la fracción volumétrica de austenita estabilizada. [MOORE, 1987]

La ventana del proceso tiene un significado tecnológico importante para las fundiciones nodulares austemperadas, ya que permite conocer el tiempo necesario para obtener las propiedades mecánicas óptimas en un determinado ciclo térmico a ser aplicado; para tiempos menores a t_1 existirá presencia de martensita en la microestructura, generando un material frágil.

⁶¹ VIÁFARA, Transformación bainítica en aleaciones Fe-C, pág 92.

Para fines de aplicación industrial del proceso es conveniente que la diferencia de tiempos sea lo más amplia posible, o sea valores pequeños de t_1 y valores grandes de t_2 , evitando así que la fragilización ocurra debido a las variaciones en los tiempos de procesos normales en plantas de tratamientos térmicos.

Por otra parte la ventana del proceso puede ser alterada (ampliada) por la adición de elementos de aleación a la fundición nodular base.

Es importante señalar que la temperatura de transformación va a determinar la fracción volumétrica de austenita retenida, aspecto de gran relevancia en las propiedades mecánicas de la microestructura.

2.4.3.1 PROPIEDADES MECÁNICAS⁶²

En términos de resistencia a la fluencia, la bainita presenta un mejor comportamiento que la perlita y la ferrita proeutectoide y es superada por la martensita. Sin embargo, debido a que la martensita generalmente se utiliza en estado de revenido, estas dos microestructuras pueden ser similares con respecto a la resistencia a la fluencia. Aún más, cuando se obtiene bainita de baja temperatura, de 120 C a 200 C, el espesor de las placas llega a ser tan pequeño, que la mezcla de esta bainita con la austenita retenida puede proporcionar durezas de 600 HV, como fue mostrado por algunos autores.

Con respecto a la ductilidad y la energía al impacto, la bainita presenta un mejor comportamiento respecto a la perlita y a la martensita revenida, gracias al tamaño de los carburos que presenta con respecto a la martensita revenida.

En la Figura 2.24, se muestra una comparación de la resistencia a la tracción y elongación de las microestructuras obtenidas con diferentes tratamientos térmicos.

En la bainita hay que destacar que la inferior (baja temperatura en la fundición nodular) presenta una mayor tenacidad que la bainita superior (alta temperatura

⁶² ASM Metals Handbook, Vol 04, Heat treating, pág 1521.

en la fundición nodular) y presenta una mayor resistencia a la fluencia. Esto puede ser atribuido al menor tamaño de los paquetes de las placas, los cuales tienen un cambio mayor en la orientación entre sus límites, incrementando el obstáculo tanto al movimiento de las dislocaciones como a la propagación de las grietas. Otros factores que producen un mayor límite elástico y mejor tenacidad de la bainita inferior son la alta densidad de dislocaciones, el mayor porcentaje de carbono en solución sólida de ferrita bainítica y los pequeños carburos precipitados al interior de la placa. Sin embargo, los carburos precipitados entre los límites podrían ejercer un efecto desfavorable en la tenacidad.

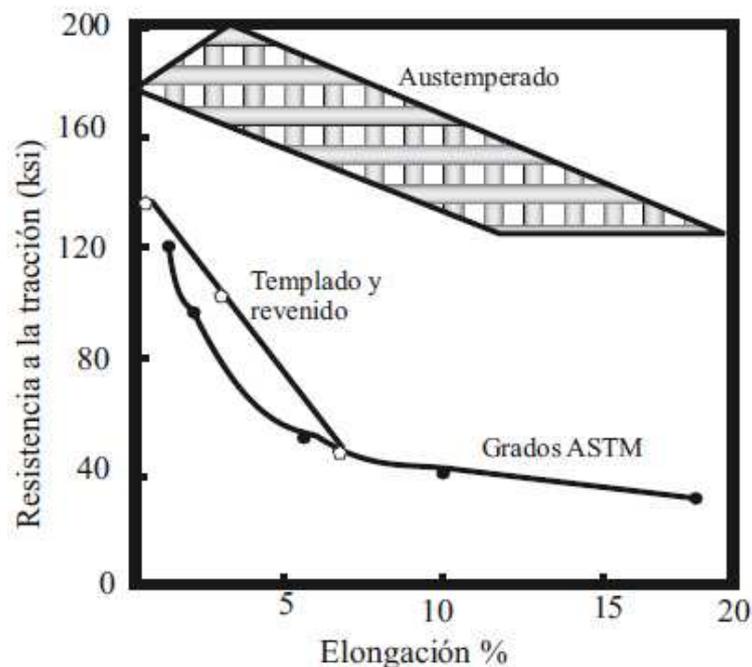


Figura 2.24.- Relación entre la resistencia a la tracción y la elongación de la fundición nodular con diferente microestructura en la matriz metálica. [KOVACS, 1990]

Por otro lado, con un adecuado control del tamaño de grano austenítico y del ancho de los paquetes de subunidades, incluso la bainita superior podrá presentar una mayor tenacidad que la martensita revenida del mismo nivel de resistencia.

Cuando se obtiene una mezcla de bainita con austenita retenida hay que señalar que algunos cambios son producidos en las propiedades de la bainita. Para empezar, la transformación de la austenita retenida a martensita por la aplicación

de deformación plástica (transformación inducida por deformación) podría incrementar la resistencia a la fluencia, aunque sucedería lo contrario con la tenacidad y la energía al impacto. Al contrario, si no hay transformación de la austenita, su sola presencia aumenta la capacidad de endurecimiento por deformación del acero.

Por otra parte, se debe tomar en cuenta si la austenita está en forma de películas o bloques; la austenita en bloques afecta desfavorablemente la resistencia a la fluencia y la tenacidad, mientras que en forma de películas mejora el comportamiento en estas mismas propiedades.

Con respecto a la resistencia al desgaste, la microestructura bainítica viene surgiendo como una alternativa gracias a su combinación de alta resistencia y tenacidad las cuales son de gran relevancia para evitar la pérdida de masa de las superficies de las piezas.

Por otro lado, la fundición nodular austemperada puede ofrecer ventajas importantes en la fabricación de componentes sometidos a diferentes tipos de desgaste. Esta aleación ferrosa permite obtener una amplia gama de propiedades mecánicas sumada a un bajo costo de fabricación y a las facilidades en la producción de piezas grandes y de forma compleja, pudiendo ser utilizadas tanto en aplicaciones en las cuales el contacto ocurre en la presencia de lubricantes como en las que hay contacto metal/metal. Los componentes de máquinas que operan en condiciones en las cuales la lubricación no es permanente, o no es deseada, pueden ser fabricados en fundiciones nodulares ya que durante el contacto metal/metal se forma una capa de grafito entre las superficies reduciendo la fricción y el desgaste por deslizamiento. En tales condiciones la resistencia al desgaste depende de la microestructura y de la distribución del grafito en la matriz.

CAPÍTULO III

PROCESO EXPERIMENTAL

3.1 SELECCIÓN DEL MATERIAL DE EXPERIMENTACIÓN

El material utilizado corresponde a material de tubería para agua, de fundición de hierro dúctil centrifugado, con recubrimiento.

El recubrimiento de la parte externa consiste en una pintura bituminosa; según la norma ISO 4179, el recubrimiento interno consiste en una capa de mortero de cemento portland.

Se utiliza un solo tramo de tubería de un metro de longitud de donde se extrajo la totalidad de las probetas para los ensayos del presente proyecto. Inicialmente, se dividió la tubería transversalmente en anillos de donde se trazaron las probetas a ser extraídas y se cortó longitudinalmente juegos de siete probetas de 15x15x65mm, siempre cortadas en frío. Una vez extraídas las probetas se desbastaron y rectificaron.

3.1.1 Caracterización del material de experimentación

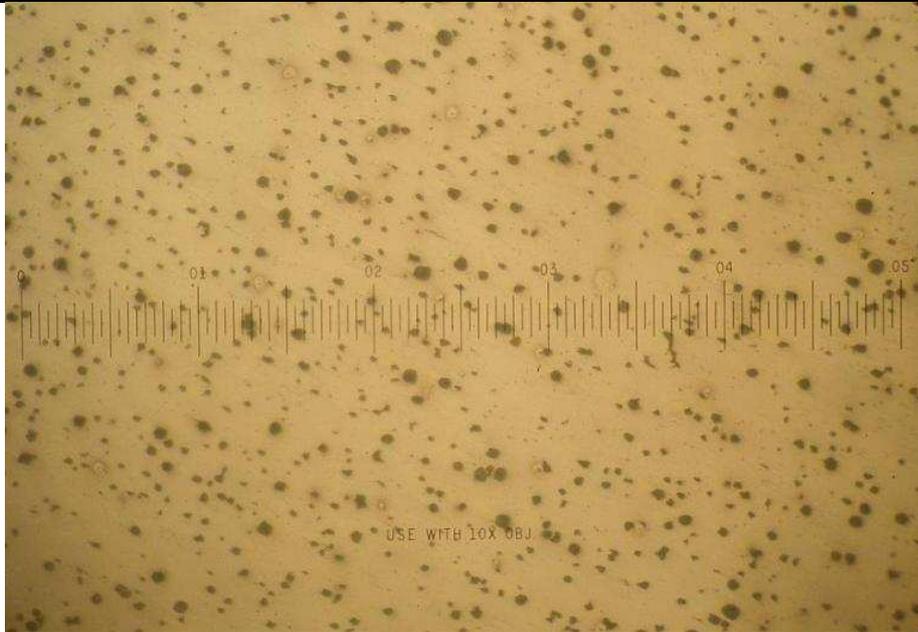
3.1.1.1 Ensayo metalográfico

Tabla 3.1.- Resultados de ensayo metalográfico sobre el material base.

Material Base	Longitudinal	Corresponde a una fundición de hierro dúctil de matriz ferrítica con partículas de grafito en una densidad igual a 150 nódulos / mm ² . Según norma ASTM A247, los nódulos de grafito corresponden a los de tamaño 8 y forma I. El porcentaje de nodulización es de aproximadamente el 85%.
----------------------	--------------	--

Transversal

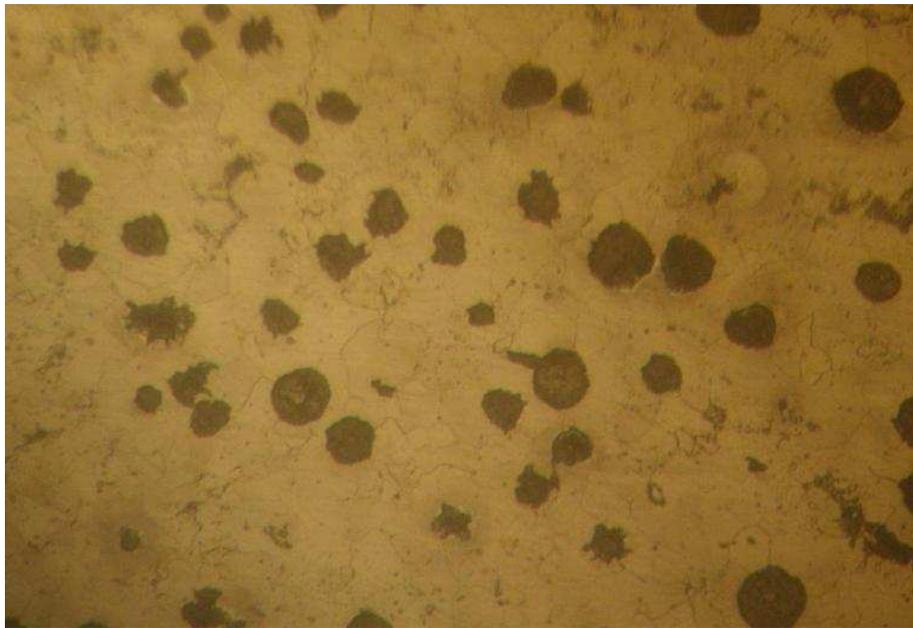
Corresponde a una fundición nodular de matriz ferrítica, con un 90% de nodulización. Los nódulos de grafito son de tamaño 8 y forma I, según norma ASTM A247. La densidad de nódulos de grafito son 150 nódulos/mm².



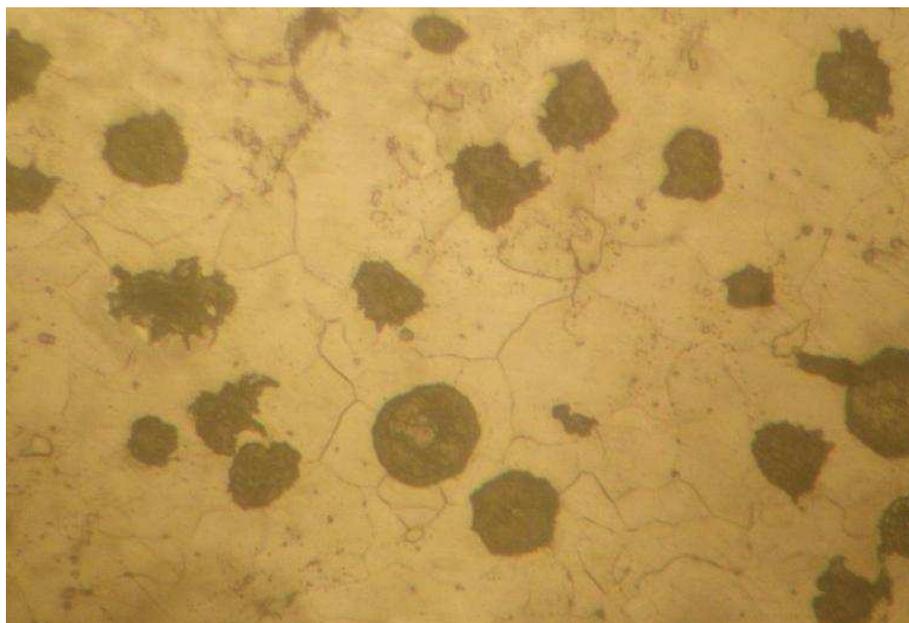
Fotografía 3.1.- Metalografía de material base sin tratamiento térmico longitudinal a 100x de aumento.



Fotografía 3.2.- Metalografía de material base transversal a 100x de aumento.



Fotografía 3.3.- Metalografía de material base longitudinal a 400x de aumento.



Fotografía 3.4.- Metalografía de material base transversal a 800x de aumento. Matriz ferrítica.

3.1.1.2 Ensayo de dureza

Tabla 3.2.- Resultados de los ensayos de dureza del material base.

1	62	110
2	68	121
3	60	107
4	68	121
5	66	117
6	62	110
7	66	117
Promedio	66	117

3.1.1.3 Análisis Químico⁶³

Este análisis fue realizado en el laboratorio espectrográfico de la compañía HANSA Cía. Ltda. El resultado es el promedio de tres pruebas individuales. Los

⁶³ BAÑO, Estudio de la soldadura por arco eléctrico de la fundición de hierro dúctil, pág 53.

valores de todos los elementos reportados se encuentran en el Anexo No 1. En la Tabla 3.3 se hace una reseña de los elementos más importantes.

Tabla 3.3.- Resultados análisis químico del material base.

Luego del análisis químico se puede anotar que el porcentaje de carbono es elevado y no se ajusta al rango de porcentajes en peso determinados para fundiciones nodulares de similares propiedades mecánicas y microestructura.

Por lo que se procederá a estimarlo empleando el diagrama de Heinbauer que relaciona el espesor del material con el carbono equivalente a través de la dureza, tal como se aprecia en la figura 3.1. El valor obtenido del CE es de 4.227.

Diagrama de HEINBAUER

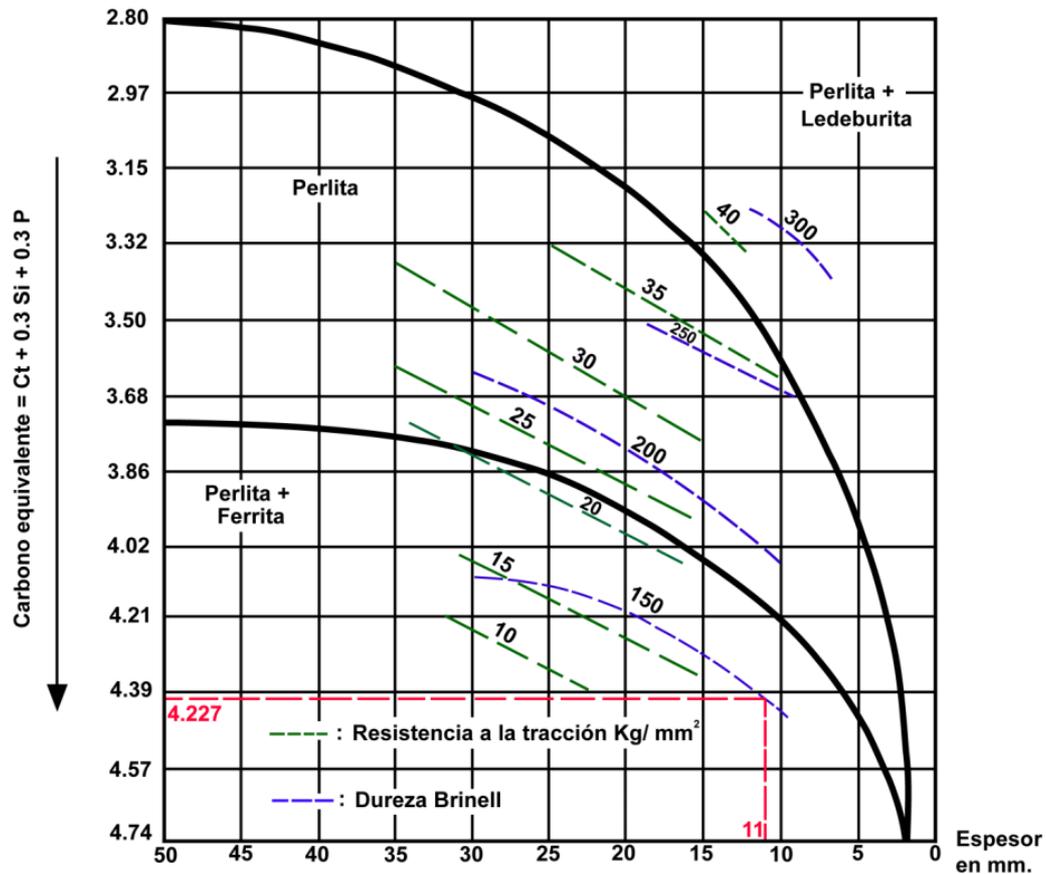


Figura 3.1.- Diagrama de Heinbauer, estimación del Carbono equivalente.

Una vez determinado el valor del carbono equivalente, se calcula el porcentaje de carbono mediante el despeje de la ecuación propuesta en el manual de la ASM volumen 6¹⁶, de la siguiente manera:

$$CE = \%C + 0.3\%Si + 0.33\%P + 0.45\%S - 0.028\%Mn + \%Mo + \%Cr - 0.02\%Ni - 0.01\%Cu$$

$$\%C = CE - (0.3\%Si + 0.33\%P + 0.45\%S - 0.028\%Mn + \%Mo + \%Cr - 0.02\%Ni - 0.01\%Cu)$$

$$\%C_{\text{estimado}} = 3.398 \approx 3.4$$

Calculando el grado de saturación (S_c) da el valor cercano a la unidad, que corresponde a una fundición común y corriente.

$$S_c = \frac{3.398}{4.3 - \frac{1}{3}(2.58 + 0.048)} = 0.99 \approx 1$$

En conclusión, el material disponible corresponde a una fundición nodular ferrítica común y corriente, de grado 65 – 45 – 12 según la ASTM A 536.

3.1.1.4 Ensayo Charpy

Tabla 3.4.- Resultados de ensayo Charpy sobre material base.

	Medida probeta			Energía
	a (mm)	b (mm)	Área (mm ²)	lb.pie
A1	9,8	10,1	98,98	32
A2	9,8	10,2	99,96	30
A3	9,6	9,1	87,36	32
A4	9,8	9,8	96,04	36
A5	10	9,2	92	34
	Promedio			33

3.1.1.5 Ensayo de Tracción

Tabla 3.5.- Resultados de ensayo de tracción sobre material base.

Tratamiento Aplicado	Probeta #	Carga		Dimensiones probeta		Área (cm ²)	Esfuerzo		
		(lb)	(kg)	a (mm)	b (mm)		(kg/cm ²)	(psi)	(Mpa)
A	9	1450	658	8,1	2,1	0,17	3866,60	54996,00	379,18
A	16	1150	522	8,1	2,1	0,17	3066,61	43617,52	300,73
A	13	1365	619	7,9	2,1	0,17	3732,09	53082,78	365,99
A	18	1410	640	8,1	2,2	0,18	3589,03	51048,01	351,96
A	17	1390	630	8	2,1	0,17	3752,93	53379,31	368,04
		Promedio							353,18

3.2 SELECCIÓN DE LOS ENSAYOS A REALIZARSE

Para la cuantificación de la variación de las propiedades del material en función de los tratamientos térmicos aplicados se han llevado a cabo los ensayos detallados a continuación.

3.2.1 ENSAYO METALOGRÁFICO

Mediante el ensayo metalográfico se busca la determinación de los diferentes cambios metalúrgicos del material de experimentación.

Inicialmente es utilizado para la búsqueda de la temperatura ideal de temple y posteriormente se utiliza para evidenciar y analizar los resultados de los diferentes tratamientos térmicos, mediante la caracterización de la microestructura de la matriz metálica y de los nódulos de grafito de la fundición.

3.2.2 ENSAYO DE DUREZA

El ensayo de dureza muestra el cambio de la microestructura del material, junto al ensayo metalográfico, permiten determinar el cambio metalúrgico que ha sufrido el material por cada tratamiento térmico que se ha aplicado.

Considerando que el objetivo de la experimentación es conseguir microestructuras propias de tratamiento térmico, como bainita o martensita en la matriz de la fundición, es importante la medición de la dureza para cuantificar este cambio, sabiendo que las microestructuras de tratamiento térmico con enfriamientos rápidos presentan una mayor dureza.

El mapeo de durezas sobre las probetas es importante debido a que del mismo se puede obtener una medida de la homogeneidad del tratamiento térmico.

Características del ensayo de dureza

El ensayo de dureza mide la resistencia a la penetración sobre la superficie de un material, efectuada por un objeto duro. Se han diseñado diversas pruebas de dureza, pero las comúnmente usadas son el ensayo Rockwell y Brinell.

En el ensayo de dureza Brinell una esfera o bola de acero duro, normalmente de 10mm de diámetro, se presiona sobre la superficie del material. Se mide el diámetro de la marca producida en la superficie y se calcula el índice de dureza Brinell (BHN, de Brinell Hardness Number) mediante la siguiente ecuación:

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

Donde F es la carga aplicada en kilogramos fuerza, D es el diámetro del penetrador en milímetros, D_i es el diámetro de la marca en milímetros.

El ensayo de dureza Rockwell utiliza una bola de acero de diámetro pequeño para materiales suave, y un cono de diamante (Brale) para materiales más duros, la profundidad de la penetración la mide automáticamente el instrumento de prueba, y es convertida al índice de dureza Rockwell (HR).

Se utilizan diferentes escalas en el ensayo Rockwell, la escala Rockwell C (HRC) se utiliza para aceros duros, en tanto que para medir la dureza del aluminio se selecciona la escala Rockwell F (HRF).

Tabla 3.6.- Comparación de las pruebas de dureza [ASKELAND, 2005]

Prueba	Penetrador	Carga	Aplicación
Brinell	Esfera con 10 mm	3000 kg	Hierro colado y acero
Brinell	Esfera con 10 mm	500 kg	Aleaciones no ferrosas
Rockwell A	Cono	60 kg	Materiales muy duros
Rockwell B	Esfera de 1/16 pulg	100 kg	Latón, acero de baja resistencia
Rockwell C	Cono	150 kg	Acero de alta resistencia
Rockwell D	Cono	100 kg	Acero de alta resistencia
Rockwell E	Esfera de 1/8 pulg	100 kg	Materiales muy blandos
Rockwell F	Esfera de 1/16 pulg	60 kg	Aluminio, materiales suaves
Vickers	Pirámide de diamante	10 kg	Todos los materiales
Knoop	Pirámide de diamante	500 g	Todos los materiales

Los ensayos Vickers (HV) y Knoop (HK) son pruebas de microdureza; producen penetraciones tan pequeñas que se requiere de un microscopio para obtener su medición.

Los índices de dureza se utilizan principalmente como base de comparación de materiales de sus especificaciones para la manufactura y tratamiento térmico, para el control de calidad y para efectuar correlaciones con otras propiedades de los mismos.

La dureza se relaciona con la resistencia al desgaste y la fragilidad del material. Cuando la dureza es alta se tiene un material muy resistente al desgaste a la abrasión; pero es un material muy frágil.

3.2.3 ENSAYO CHARPY

Una de las propiedades que se pueden medir sobre las probetas a las que se les ha aplicado los distintos tratamientos térmicos es la tenacidad.

La cuantificación de la tenacidad del material se llevará a cabo mediante el ensayo normalizado Charpy.

Características del ensayo de impacto

Para poder seleccionar un material que resista un choque o golpe intenso y repentino, debe medirse su resistencia a la ruptura mediante una prueba de impacto. Se han diseñado muchos procedimientos de ensayo, incluyendo el ensayo Charpy. La probeta puede tener muescas, o no; las probetas con muesca en V miden de mejor manera la resistencia del material a la propagación de la fractura.

En el ensayo, un péndulo pesado que parte de una altura h_o , gira describiendo un arco, golpea y rompe la probeta, alcanzando una elevación menor al final, h_f . Conociendo las elevaciones inicial y final del péndulo, se puede calcular la diferencia de energía potencial. Esta diferencia es la energía de impacto absorbida por la probeta durante la ruptura.

La energía se expresa generalmente en libras pie (lbf.pie), o Joules (J), donde $1\text{lbf.pie}=1,356\text{J}$. La capacidad de un material para resistir el impacto suele denominarse como tenacidad del material.

Resultados del ensayo de impacto

A temperaturas altas, se requiere una gran absorción de energía para que se rompa la probeta, y se fractura con poca energía absorbida a temperaturas bajas.

A temperaturas elevadas el material se comporta de manera dúctil, con gran deformación y estiramiento de la probeta antes de fracturarse. A temperaturas reducidas, el material es frágil y se observa poca deformación en el punto de fractura. La temperatura de transición es aquella a la cual el material cambia de presentar una fractura dúctil a una frágil.

Un material que vaya a estar sometido a impacto durante su funcionamiento debe tener una temperatura de transición inferior a la temperatura circundante.

La energía de impacto corresponde al área delimitada por la curva esfuerzo real-deformación real. Los materiales que presentan alta resistencia y alta ductilidad, tienen una tenacidad adecuada. Los cerámicos, por otro lado, tienen escasa tenacidad debido a que son quebradizos y virtualmente no presentan ductilidad.

Las muescas provocadas por un maquinado, fabricación o diseño deficientes, ocasionan concentración de esfuerzos, reduciendo la tenacidad del material. La sensibilidad a las muescas de un material puede evaluarse comparando las energías absorbidas por probetas con muesca o sin ella. Las energías absorbidas por probetas con muesca son mucho menores si el material es sensible a las muescas.

La energía absorbida y la temperatura de transición son muy sensibles a las condiciones de carga. Por ejemplo, una mayor rapidez de aplicación de la energía de impacto a la muestra reducirá la energía absorbida e incrementará la temperatura de transición. El tamaño de las probetas también afecta los resultados; pueden requerirse energías de impacto menores para romper materiales de mayor espesor. Finalmente, la configuración de la muesca puede afectar el comportamiento; una grieta superficial permite absorber menores energías que una muesca en V. Debido a que frecuentemente no es posible predecir o controlar todas estas condiciones, el ensayo de impacto es más utilizado para la comparación y selección de los materiales, que para obtener criterios de diseño.



Fotografía 3.5.- Probetas para ensayo Charpy.

3.2.4 ENSAYO DE TRACCIÓN⁶⁴

3.2.4.1 El diagrama esfuerzo deformación

El ensayo de tensión (o de tracción) mide la resistencia de un material a la aplicación gradual de una fuerza tensora.

La probeta se fija en la máquina de ensayo de materiales y se aplica una fuerza F , llamada carga. Un deformímetro o extensómetro se usa para medir el alargamiento de la probeta entre las marcas de calibración cuando se aplica la fuerza.

Los resultados de un ensayo de tensión se muestran relacionando la carga contra la longitud. Al presentar los resultados del ensayo en esta forma, se describe solamente el comportamiento de un material que tiene ese diámetro en particular.

La fuerza necesaria para producir un cierto grado de deformación es mayor si el diámetro de la muestra es mayor.

⁶⁴ SMITH, Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales, pág 208.

3.2.4.2 Esfuerzo y deformación de uso en ingeniería

Los resultados de un ensayo simple pueden aplicarse a todos los tamaños y formas de probeta para un material dado si se transforma la fuerza a esfuerzo, y la distancia entre las marcas de calibración a deformación. El esfuerzo y la deformación de uso en ingeniería se definen mediante las siguientes ecuaciones.

$$\text{Esfuerzo} = \sigma = \frac{F}{A_0}$$

$$\text{Deformación} = \varepsilon = \frac{l-l_0}{l_0}$$

Donde A_0 es el área original de la sección transversal de la muestra antes de iniciar la prueba, l_0 es la distancia original entre las marcas de calibración y l es la distancia entre las marcas después de aplicar la fuerza F . La curva esfuerzo-deformación se utiliza normalmente para registrar los resultados de un ensayo de tensión.

La deformación indica que tanto se deforma cada unidad de longitud del metal para cierto esfuerzo aplicado.

Las unidades utilizadas para registrar los resultados del ensayo para el esfuerzo son libra fuerza por pulgada cuadrada (psi) y el megapascal (MPa). Las unidades para la deformación pueden ser plg/plg, o bien m/m.

3.2.4.3 Deformación elástica y deformación plástica

Cuando se aplica una fuerza a una probeta, los enlaces entre los átomos se estiran y el material se alarga. Cuando se retira la fuerza, los enlaces regresan a su longitud original y la probeta vuelve a su tamaño inicial. La deformación del metal en esta porción elástica de la curva esfuerzo deformación no es permanente.

Si las fuerzas son mayores el material se comporta de una manera plástica. Cuando se incrementa el esfuerzo, las dislocaciones empiezan a producirse, ocurre el deslizamiento y el material empieza a deformarse plásticamente. A

diferencia de la deformación elástica, la deformación ocasionada por el deslizamiento es permanente. El esfuerzo en que se inicia el deslizamiento es el punto que delimita los comportamientos elástico y plástico.

3.2.4.4 Esfuerzo de fluencia

El esfuerzo de fluencia es aquel en que el deslizamiento se hace notorio e importante. Si se diseña un componente que deba soportar una fuerza durante su uso, debe asegurarse que no se deforme plásticamente es decir que no sobre pase el punto de fluencia.

Por otra parte, al fabricar piezas o componentes mediante cierto proceso de deformación, el esfuerzo aplicado debe exceder el punto de fluencia para producir un cambio permanente en la forma del material.

Esfuerzo de fluencia convencional.- En algunos materiales, el esfuerzo al cual cambian de comportamiento elástico a comportamiento plástico no se detecta con facilidad. En este caso se determina un esfuerzo de fluencia convencional (a partir de la gráfica esfuerzo deformación). Se establece una deformación permanente, como la permisible sin alterar el comportamiento del componente. Se traza una recta paralela a la porción inicial de la curva esfuerzo-deformación. El esfuerzo de fluencia permanente es aquel donde la recta de desplazamiento corta con la curva esfuerzo-deformación.

3.2.4.5 Resistencia a la tensión

La resistencia a la tensión es el esfuerzo resultante de la mayor fuerza aplicada, y por ello es el esfuerzo máximo que ocurre en la curva esfuerzo-deformación.

En muchos materiales dúctiles, la deformación no permanece uniforme. En cierto punto una región se deforma más que en otras áreas y ocurre una reducción en la sección transversal. Esta región localmente deformada se denomina garganta o estricción.

Debido a que el área de la sección transversal se reduce en este punto, se requiere de una fuerza menor para continuar la deformación, y decrecerá el

esfuerzo calculado a partir del área original A_0 . La resistencia a la tensión es el esfuerzo en el que se inicia la estricción.

Las resistencias a la tensión suelen encontrarse en los manuales, debido a que son fáciles de medir; son de utilidad para comparar el comportamiento de los materiales y permiten estimar otras propiedades que son más difíciles de evaluar. Sin embargo, la resistencia a la tensión es relativamente poco importante para la selección de los materiales o para la fabricación. El esfuerzo de la fluencia determina si el metal se deformara o no, por ello es más importante.

3.2.4.6 Esfuerzo real-deformación real

La reducción en el esfuerzo más allá del punto de resistencia a la tensión ocurre debido a la definición de esfuerzo de uso en ingeniería. Se utiliza el área original A_0 en los cálculos, que no son exactos o correctos porque el área cambia continuamente. Se define el esfuerzo real y a la deformación real por las siguientes ecuaciones.

$$\text{Esfuerzo real} = \sigma_t = \frac{F}{A}$$

$$\text{Deformación real} = \epsilon_t = \int \frac{dl}{l_0} = \ln \frac{(l)}{(l_0)} = \ln \frac{(A_0)}{(A)}$$

Donde A es el área instantánea sobre la que se aplica la fuerza F . La expresión $\ln (A_0/A)$ debe utilizarse después de iniciada la estricción. La curva esfuerzo-deformación real se compara con la curva esfuerzo-deformación usual. El esfuerzo real continua incrementándose después de la estricción debido a que, aunque la carga requerida disminuye, el área disminuye aun más.

Rara vez se necesita el esfuerzo y la deformación reales, excepto el punto de fluencia, el metal empieza a deformarse permanentemente. El componente falla debido a que no mantiene la forma original. Más aun, se desarrolla una diferencia importante entre las dos curvas solo cuando se inicia la estricción. Pero cuando

ocurre esta, el componente ya está muy deformado y ya no satisface las condiciones requeridas para su uso.

3.2.4.7 Módulo de elasticidad

El módulo de elasticidad (módulo de Young) es la pendiente de la curva esfuerzo-deformación en la región elástica. Esta relación se denomina ley de Hooke.

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} = \text{módulo de elasticidad}$$

El módulo está estrechamente relacionado con las fuerzas que unen los átomos en el material. Una pendiente muy acentuada en la gráfica de las fuerzas y el espaciado interatómico en la zona de equilibrio indica que se requieren grandes fuerzas para separar los átomos y producir la deformación elástica del metal, lo cual indica que esta tiene un alto módulo de elasticidad.

3.2.4.8 Ductilidad

La ductilidad mide el grado de deformación que un material puede soportar sin romperse. Existen dos procedimientos para describir la ductilidad. Primero, se podría medir la distancia entre las marcas hechas en la probeta antes y después del ensayo. El porcentaje de alargamiento o elongación expresa la distancia que se estira una probeta antes de la ruptura.

$$\text{Elongación} = \frac{l_f - l_0}{l_0} \times 100\%$$

Donde l_f es la distancia entre las marcas después de romperse la probeta. El segundo consiste en medir el cambio porcentual del área de la sección transversal en el punto de fractura antes y después de la prueba. El porcentaje de adelgazamiento o de reducción del área describe la disminución del área transversal que experimenta la probeta durante la prueba de ruptura.

$$\text{Reducción de área} = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100\%$$

Donde A_f es el área transversal final en la fractura.

Los materiales dúctiles exhiben una curva esfuerzo-deformación que llega a su máximo en el punto de resistencia a la tensión. En materiales más frágiles, la carga máxima o resistencia a la tensión ocurre en el punto de falla. En materiales extremadamente frágiles, como cerámicos, el esfuerzo de fluencia, la resistencia a la tensión y el esfuerzo de ruptura son iguales.

La ductilidad es importante para diseñadores y fabricantes. El diseñador de un componente preferirá un material que presente al menos cierta ductilidad, de manera que si el esfuerzo aplicado es demasiado alto, el componente se deforme plásticamente antes de romperse. Un fabricante deseara un material dúctil de manera que pueda producir piezas de formas complicadas sin que el material se rompa durante el proceso.

3.2.4.9 Efectos térmicos

Las propiedades a la tensión son afectadas de manera importante por la temperatura. El esfuerzo de fluencia, la resistencia a la tensión y el módulo de elasticidad disminuyen a temperaturas elevadas, en tanto que la ductilidad, como medida del grado de deformación en la fractura, comúnmente se incrementa. A un fabricante que emplea ciertos materiales, conviene, que se deformen a alta temperatura (trabajo en caliente) para aprovechar la mayor ductilidad y el menor esfuerzo requeridos.

3.2.5 RESISTENCIA A LA TRACCIÓN DE LAS FUNDICIONES DE HIERRO DÚCTIL⁶⁵

La resistencia es de aproximadamente 414MPa (60Kpsi) para fundiciones nodulares ferríticas y sobre los 1380MPa (200Kpsi) para fundiciones de matriz perlítica.

⁶⁵ DUCTIL IRON SOCIETY, To promote the production and application of ductile iron casting, Section 3.

El esfuerzo de fluencia es de alrededor de 275MPa (40Kpsi) para las fundiciones nodulares ferríticas y de 620MPa (90Kpsi) para fundiciones con matriz martensítica.

La elongación, este valor es una indicación de la ductilidad; normalmente es cercano al 25% en las fundiciones nodulares de matriz ferrítica.

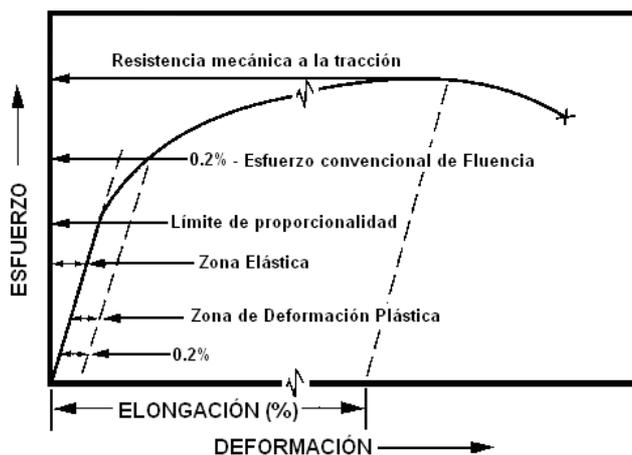


Figura 3.2.- Típica Curva esfuerzo deformación de hierro dúctil.⁸

El módulo de elasticidad es la cuantificación del comportamiento elástico del material; para las fundiciones de hierro dúctil varía desde 162 hasta 170GPa (23.5-24.5x10⁶psi) medido en tensión. La máxima carga del comportamiento elástico del material se conoce como límite de proporcionalidad y se define como la carga que desvía el comportamiento elástico en un 0.005%.

En las fundiciones nodulares convencionales se puede establecer que, el límite de fluencia en compresión es 1 a 1,2 veces el límite de fluencia en tensión.

El 90% de las fundiciones con una dureza de 150BHN tienen una resistencia mecánica entre 40 y 50kp/mm² (57 - 71kpsi) y un porcentaje de elongación de 13 a 24%; de la misma manera las fundiciones de 250BHN podrían tener una resistencia entre 66-87kp/mm² (94 -124kpsi) y una elongación en el rango del 2,5 a 8,5%.

Las fundiciones nodulares tienen mayor resistencia al impacto que las fundiciones grises, y su valor depende de la composición química y la microestructura.

En la siguiente figura se muestra los efectos de la composición y matriz metálica en la temperatura; así como en la energía de impacto absorbida por las fundiciones nodulares.

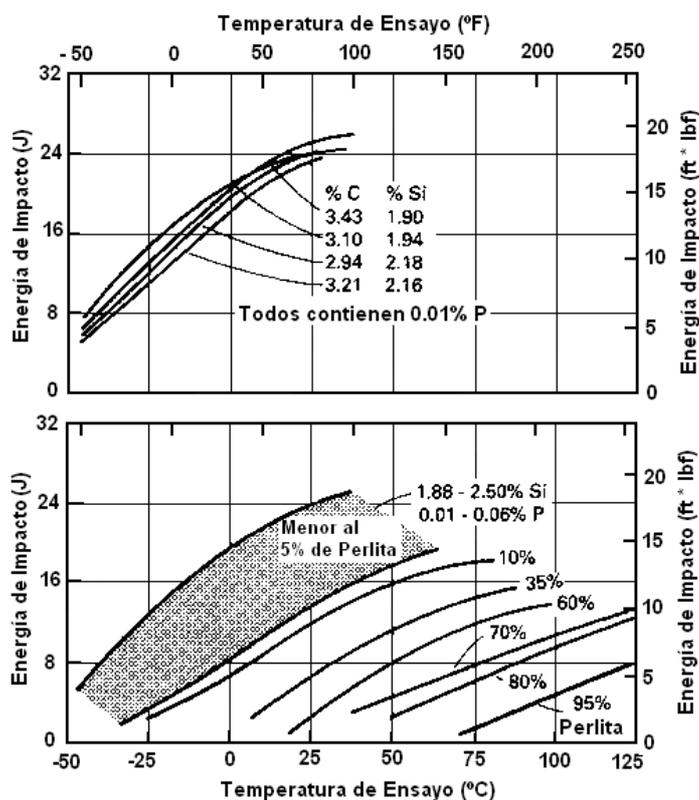


Figura 3.3.- Resultados del ensayo Charpy aplicado en fundiciones nodulares de diferente composición y microestructura.⁶⁶

3.3EQUIPOS A UTILIZARSE

Los equipos utilizados en la presente investigación fue el disponible en los laboratorios de Metalografía y Análisis de Esfuerzos y Vibraciones de la Facultad de Ingeniería Mecánica de la Escuela Politécnica Nacional.

⁶⁶ AMERICAN SOCIETY FOR METALS, ASM, Metals Handbook, Vol 1.

3.3.1 EQUIPO DE TRATAMIENTO TÉRMICO

Se utilizó un horno de mufla con control automático de rampa de calentamiento y enfriamiento y permanencia. De tal manera que se mantuvo constante las velocidades de calentamiento en 5°C/min

Tabla 3.7.- Especificaciones técnicas horno de mufla, Equipo A.

Carbolite
CWF 1300
1300°C
1200°C
655x435x610mm
3100W
Automático, programable en rampa de calentamiento y enfriamiento en pasos de 5°C/min
AC 220V Bifásico



Fotografía 3.6.- Horno mufla, equipo para tratamiento térmico A.

3.3.2 EQUIPO PARA ENSAYO METALGRÁFICO

Para la extracción de las probetas se utilizó cortadoras de disco y sierra enfriadas por agua, así como cortadoras manuales de sierra. Se utilizaron además una

desbastadora gruesa eléctrica enfriada por agua, lijas de diferentes densidades para el desbaste fino y pulidoras eléctricas con alumina suspendida en agua.



Fotografía 3.7.- Microscopio metalográfico utilizado en la experimentación.

Tabla 3.8.- Especificaciones técnicas del equipo para el ensayo metalográfico

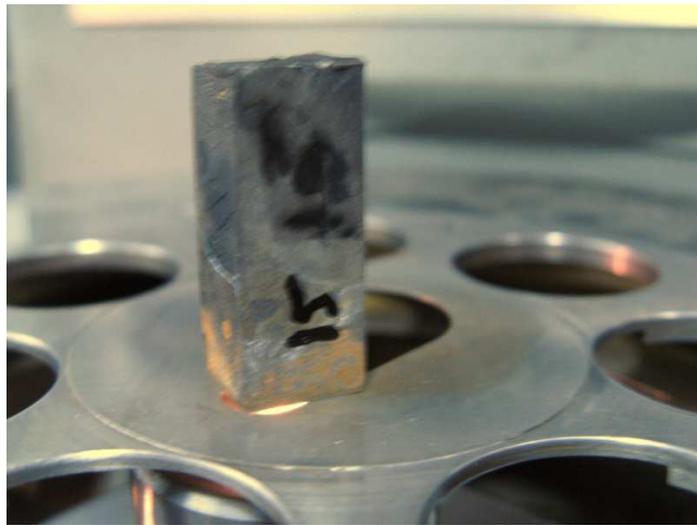
Trino.	Brightfield	SWH 10x FN22	Cromáticos E5X E10X E20X E50X	Fijo plano 180mm X 245mm	Vertical Koehler 6 [V] 30 [W] halógena
--------	-------------	-----------------	---	--------------------------------	--

3.3.2.1 Extracción de probetas

Para cada ensayo de tratamiento térmico se han preparado juegos de cinco probetas. Los cuales han sido extraídos de la sección longitudinal de la tubería utilizada como material base. Todas las probetas han correspondido a las medidas normalizadas bajo la ASTM A 327M-91 sobre estas probetas se ha realizado el ensayo metalográfico tanto longitudinal como transversal

3.3.2.2 Preparación de probetas metalográficas

Como recomendación general las probetas metalográficas deben tener una superficie de una pulgada cuadrada y debe mantenerse enfriada durante la extracción y preparación. Para la preparación de la probeta se siguió los pasos a continuación enunciados.



Fotografía 3.8.- Probeta metalográfica transversal en el microscopio.

Desbaste grueso

Permite la remoción de rebabas y todas las rayaduras debidas al corte. Esto puede lograrse presionando uniformemente la probeta sobre una desbastadora de disco provista de lija número 60, 80, 100 y 120 (granos por pulgada lineal).

Desbaste Fino

En esta etapa se remueve la zona deformada causada por los procesos anteriores. Utilizando lijas de números: 240-320-400-600 granos/pulg de forma secuencial. Cada paso por los diferentes números de lija forma zonas de deformación que cada vez irán decreciendo con el uso de las lijas más densas.

Pulido grueso

En las operaciones de pulido se utilizan pulidoras de paño utilizando como abrasivo alúmina de 1 micrón en suspensión en agua. El propósito es remover mediante la abrasión las zonas de material deformado dejado por el desbaste fino.

Pulido Fino

Se utiliza alúmina de 0.3 micrones en suspensión en agua, el efecto abrasivo se habrá reducido de tal forma que la posibilidad de causar deformaciones sobre la superficie metalográfica es mínima, bajo estas condiciones la superficie quedará lista para la observación de la microestructura.

Ataque Químico

El ataque químico mediante una reacción química selectiva sobre uno de los elementos presentes en el material, de esta forma, la microestructura se hace visible al microscopio metalográfico. Se realiza mediante Nital (líquido) por inmersión de la probeta o empapando algodón y frotándolo sobre la superficie.

3.3.3 EQUIPO PARA ENSAYO DE DUREZA

Se utilizó un durómetro estandarizado ASTM E-18, provisto por el Laboratorio de Metalografía, el equipo puede utilizarse en escalas Rockwell B y C, que dependiendo del tratamiento térmico se han debido utilizar.

Tabla 3.9.- Especificaciones técnicas del equipo de medición de dureza.

Carga mínima	10 kgf
Carga máxima	60, 100, 150 kgf
Aplicación de la fuerza de prueba	Diseño de carga muerta
Control de aplicación de fuerza	Sistema de amortiguador hidráulico
Display	Análogo
Capacidad vertical	6,7 plg
Escala C, Indentador de diamante	
1/16" Indentador de bola	

3.3.4 EQUIPO PARA ENSAYO CHARPY

Se utilizó una máquina universal de ensayos de impacto, provista por el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones. En esta máquina se pueden realizar ensayos Charpy e Izod.

Tabla 3.10.- Especificaciones técnicas equipo de ensayo de impacto.

Impacto, Charpy e Izod
2 lb.pie
140 lb.pie

3.3.5 EQUIPO PARA ENSAYO DE TRACCIÓN

Se realizó en el ensayo de tracción con una máquina universal de ensayo de tracción, provista por el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones



Fotografía 3.9.- Realización de ensayo de tracción.

Tabla 3.11.- Especificaciones técnicas del equipo de ensayo de tracción.



3.3.6 PREPARACIÓN DE PROBETAS

Se utilizó dos tipos de probetas para los ensayos. Las probetas de ensayo Charpy indicadas en la Figura 3.4 fueron utilizadas en los ensayos metalográficos, de dureza y Charpy, debido a su geometría se consideraron adecuadas para hacerlo. Por otra parte se prepararon probetas de ensayo de tracción de 2mm de espesor extraídas longitudinalmente de la tubería desbastadas y rectificadas, Figura 3.5.

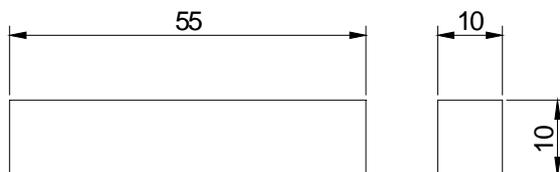


Figura 3.4.- Probeta para ensayo Charpy bajo norma ASTM A327.

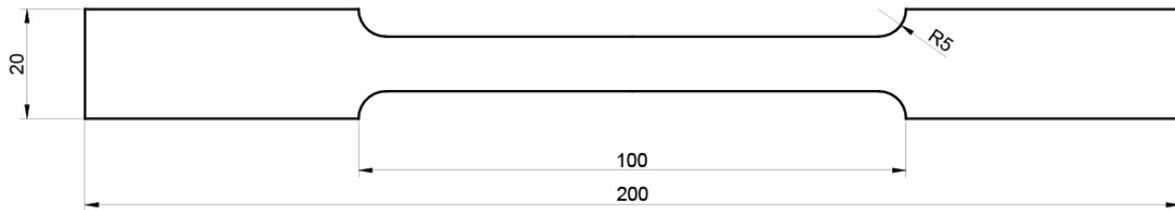


Figura 3.5.- Probeta para ensayo de tracción.

3.4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Como anota Dosset, en su obra auspiciada por la ASM Internacional (Sociedad Americana de Materiales), a temperaturas entre 845 y 925°C normalmente una fundición de hierro dúctil comercial debe austenizar completamente y producir la mayor dureza posible por medio del temple.

Continúa mencionando que la dureza obtenible del templado al agua de probetas cúbicas de 13mm es de 55 a 57HRC con temperaturas de autenización entre 845 y 870°C, probetas similares templadas desde 925°C q ue contiene pequeñas cantidades de austenita retenida logran 47HRC.

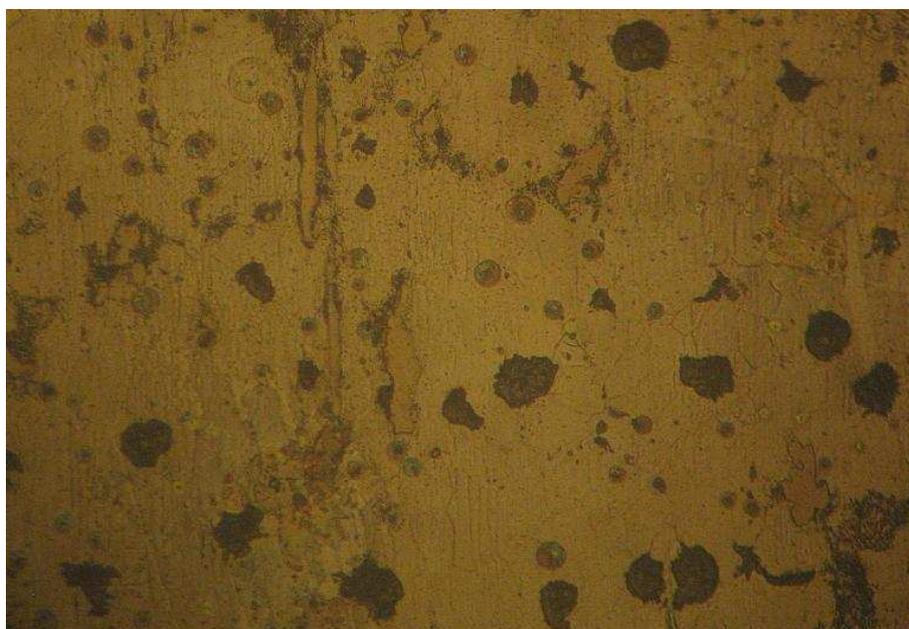
El tiempo a temperatura de austenización también es importante para obtener el endurecimiento completo. Al templar desde 870°C una probeta de fundición de hierro dúctil que permaneció durante 2 horas en esta temperatura de austenización, se consiguió una microestructura final con un contenido de 30 a 35% de ferrita y durezas variables entre 32 a 45HRC. Con probetas similares se ensayó el mismo tratamiento con una permanencia de 4 horas provocando un contenido de 10 a 12% de ferrita y durezas de 44 a 51HRC y finalmente con un tiempo de 10min a 870°C la ferrita desapareció dejando una microestructura completamente martensítica y una dureza de entre 53 a 57HRC.

Anota que el tiempo de permanencia a temperatura de austenización en términos generales se podría fijar en un 1h por pulgada de espesor de la probeta.

Siguiendo estas recomendaciones y las detalladas en el ASM Metals Handbook Volumen 4, tratamientos térmicos, se realizaron los tratamientos térmicos en el presente proyecto.

3.5 PRUEBAS PREPARATORIAS

Inicialmente se llevó a cabo una prueba de templado desde 950°C para comprobar que la cantidad de carbón equivalente presente en la fundición pueda a través del templado producir una microestructura con una matriz metálica martensítica. A continuación se llevaron a cabo pruebas de temple del material a diferentes temperaturas desde los 750 hasta los 1050°C. Los resultados de estas pruebas de aproximación a la temperatura de templado adecuado se verificaron mediante los ensayos metalográficos a una serie de tres probetas por cada temperatura ensayada. Seleccionando la temperatura de temple adecuada como 925-950°C, los resultados se presentan a continuación.



Fotografía 3.10.- Metalografía de prueba preparatoria, probeta templada desde 750°C, 400x.

En la Fotografía 3.10, se observa la metalografía de la prueba preparatoria de templado desde 750°C, corresponde una fundición de hierro dúctil de matriz ferrítica. Los nódulos de grafito corresponden a la forma I, Tamaño 8 en un 60% y Tamaño 6 en un 40%. Se pueden observar que existen varios nódulos que han sufrido distorsión y pérdida de carbono.

En la Fotografía 3.11, se observa la metalografía de la prueba preparatoria de templado desde 800°C, corresponde a una fundición de hierro dúctil de matriz ferrítica perlítica con una gran cantidad de cementita retenida. Los nódulos de grafito corresponden al tamaño 8 y forma I.

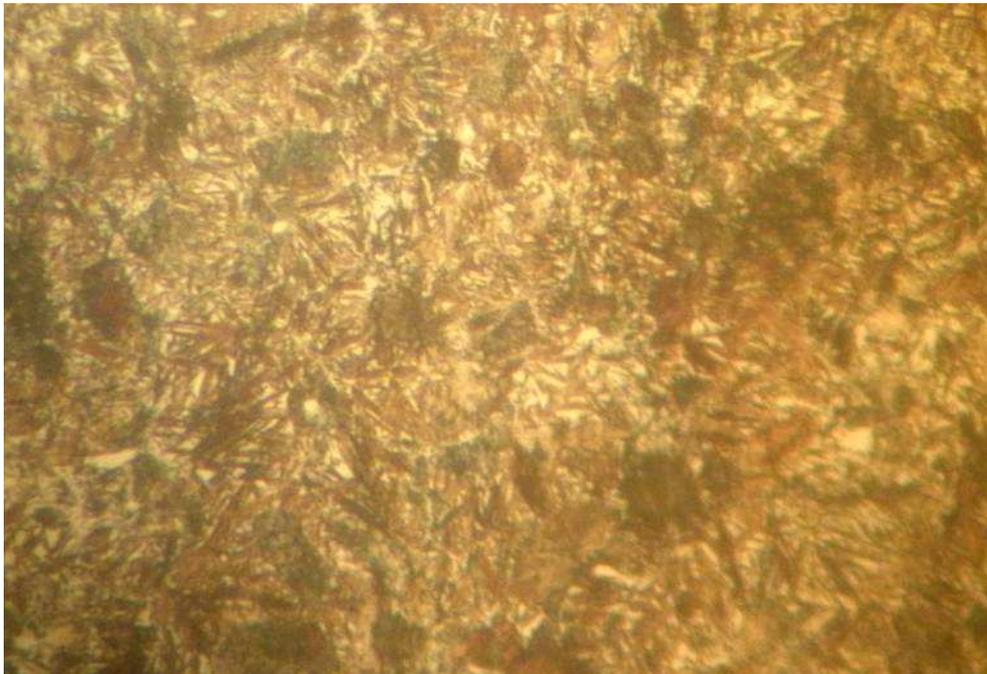
La Fotografía 3.12 muestra la metalografía correspondiente a la prueba de templado desde 900°C, una fundición de hierro dúctil de matriz ferrítica perlítica con una gran cantidad de carburos. Los nódulos de grafito corresponden al tamaño 8 en un 60% y un tamaño 6 en un 40% y forma I.



Fotografía 3.11.- Metalografía de prueba preparatoria, probeta templada desde 800°C, 400x.



Fotografía 3.12.- Metalografía de prueba preparatoria, probeta templada desde 900°C, 400x.

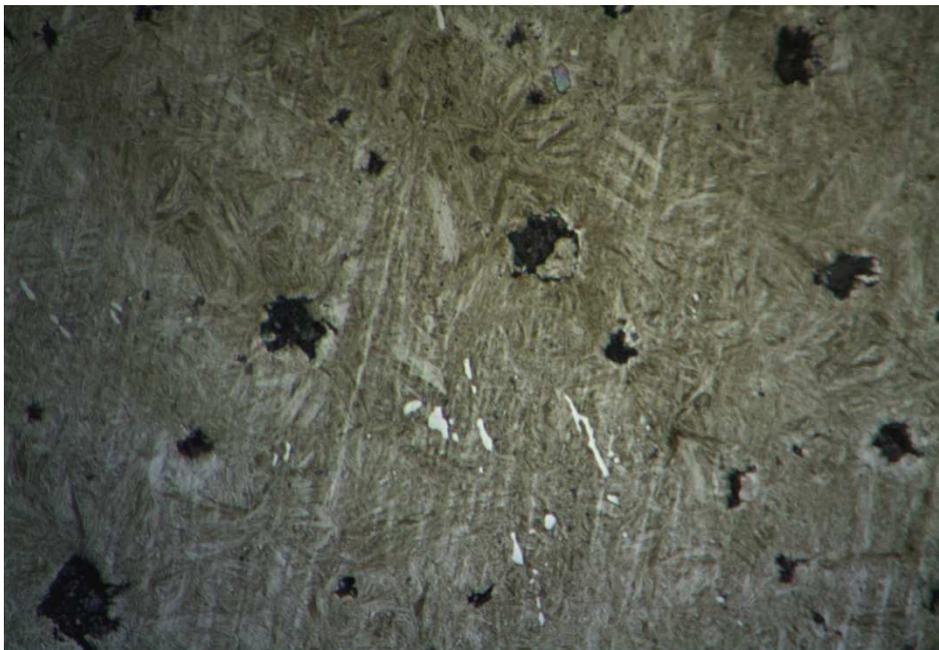


Fotografía 3.13.- Metalografía de prueba preparatoria, probeta templada desde 925°C, 400x.

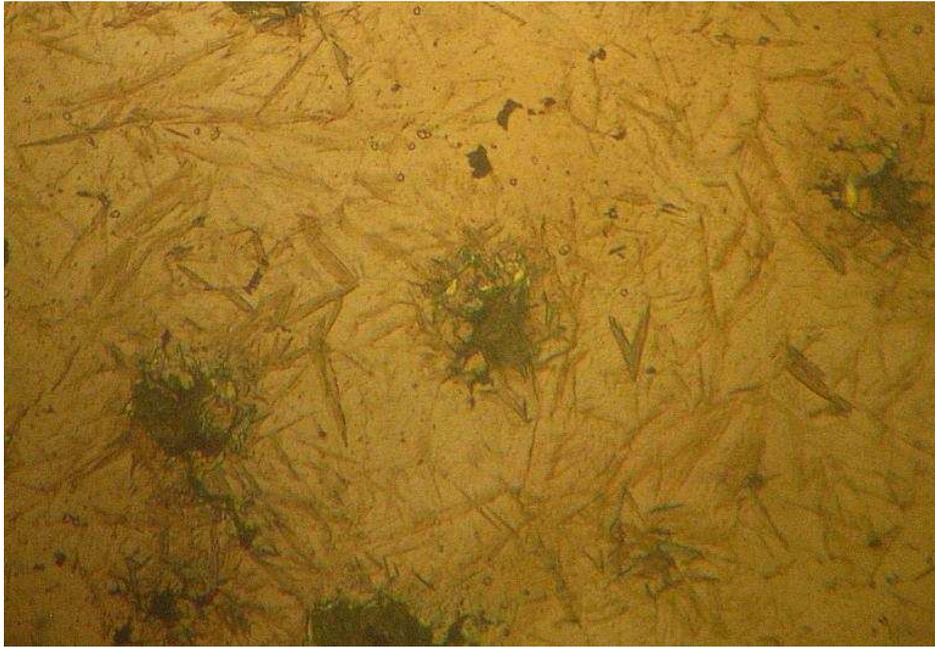
La Fotografía 3.13 corresponde a la prueba de templado desde 925°C , se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica perlítica, los nódulos de grafito corresponden al tamaño 8 en un 50% y un tamaño 6 en un 50% y forma I.

La Fotografía 3.14 muestra la metalografía de la prueba de templado desde 950°C , corresponde a una fundición de hierro dúctil de matriz martensítica, los nódulos de grafito presentan un tamaño 8 y forma I. Adicionalmente, se puede observar la disolución del carbono de los nódulos de grafito, cediendo carbono hacia la matriz.

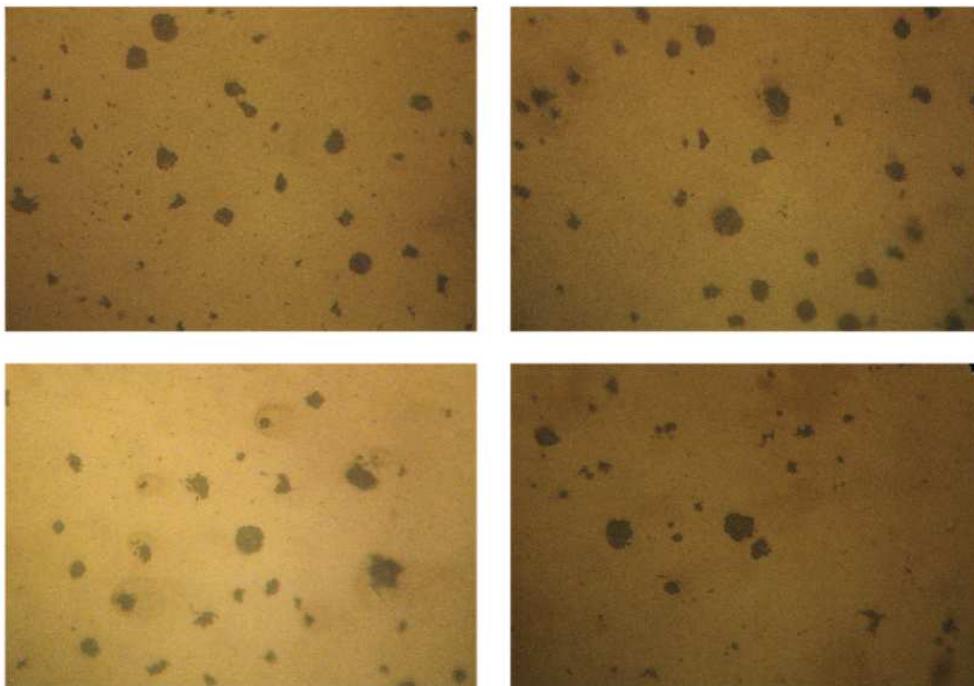
La Fotografía 3.15 corresponde a la probeta de la prueba de templado desde 1050°C , se observa una fundición de hierro dúctil de matriz martensítica, con nódulos de grafito de tamaño 6 y forma I. Se observa la disolución del carbono de los nódulos hacia la matriz metálica.



Fotografía 3.14.- Metalografía de prueba preparatoria, probeta templada desde 950°C .



Fotografía 3.15.- Metalografía de prueba preparatoria, probeta templada desde 1050°C.



Fotografía 3.16.- Metalografía de prueba preparatoria sin ataque químico, para comparación de tamaño y forma de los nódulos de grafito.

Fotografía 3.16, metalografías sin ataque químico de las pruebas preparatorias de templeado. Donde se observa: Arriba a la izquierda, Templeado en aceite a temperatura ambiente desde 800°C; Arriba a la derecha, Templeado en aceite a temperatura ambiente desde 900°C; Abajo a la izquierda, Templeado en aceite a temperatura ambiente desde 925°C; Abajo a la derecha, Templeado en aceite a temperatura ambiente desde 950°C. Se puede observar la homogeneidad de los nódulos de grafito de forma I y tamaños variables entre 6 y 8.

Tabla 3.12.- Tabla de resumen de resultados con las durezas obtenidas de las pruebas preparatorias de templeado de la fundición de hierro dúctil.

Temple desde 750°C	M1	M2	M3	Promedio	Brinell
Dureza HRB	74	79	75	76	139
Temple desde 800°C	M1	M2	M3	Promedio	Brinell
Dureza HRB	90	97	97	95	205
Temple desde 850°C	M1	M2	M3	Promedio	Brinell
Dureza HRB	101	101	101	101	240
Temple desde 900°C	M1	M2	M3	Promedio	Brinell
Dureza HRC	15	23	19	19	226
Temple desde 925°C	M1	M2	M3	Promedio	Brinell
Dureza HRC	31	34	32	32	301
Temple desde 950°C	M1	M2	M3	Promedio	Brinell
Dureza HRC	39	42	43	41	381

3.6 TRATAMIENTOS TÉRMICOS APLICADOS

Se aplicó una serie de diez tratamientos térmicos definitivos, más una serie de tratamiento preliminares para determinar la condiciones adecuadas para los tratamientos definitivos.

Se utilizó una serie de cinco probetas por cada tratamiento definitivo o preliminar. Todas las probetas se realizaron bajo norma ASTM A327M, de tal manera que las probetas tratadas térmicamente pudieran servir para los ensayos de Charpy, metalográficos y de dureza.

Tabla 3.13.- Tabla resumen de tratamiento térmicos aplicados.

Material base					
TEMPLE			REVENIDO		
Calentamiento	Austenización	Temple	Calentamiento	Revenido	Enfriamiento
10°C/min	950°C permanencia a 900°C, 45min	En aceite 16°C	10°C/min	Revenido a 500°C, 45min	20°C/min
10°C/min	950°C permanencia a 900°C, 45min	En aceite 16°C	10°C/min	Revenido a 400°C, 45min	20°C/min
10°C/min	950°C permanencia a 900°C, 45min	En aceite 16°C	10°C/min	Revenido a 425°C, 45min	20°C/min
10°C/min	950°C permanencia a 900°C, 45min	En aceite 16°C	10°C/min	Revenido a 435°C, 45min	20°C/min
10°C/min	950°C permanencia a 900°C, 45min	En aceite 16°C	10°C/min	Revenido a 450°C, 45min	20°C/min
10°C/min	950°C permanencia a 900°C, 45min	En aceite 16°C	10°C/min	Revenido a 400°C, 3h 30min	20°C/min
10°C/min	950°C permanencia a 900°C, 45min	En aceite 16°C	10°C/min	Revenido a 450°C, 3h	20°C/min
10°C/min	950°C permanencia a 900°C, 45min	En aceite 16°C	10°C/min	Revenido a 450°C, 4h	20°C/min
10°C/min	950°C permanencia a 900°C, 45min	En aceite 16°C	10°C/min	Revenido a 450°C, 2h	20°C/min
10°C/min	950°C permanencia a 900°C, 45min	En aceite 16°C	10°C/min	Revenido a 450°C, 6h	20°C/min

Se inició por establecer la temperatura adecuada de templado mediante el templado de probetas desde diferentes temperaturas, ver la sección 3.6.1.

Una vez determinada la temperatura adecuada de revenido, ensayo A, B, C, D, E, F, se trabajó en el tiempo adecuado de revenido, utilizado como base los ensayos de dureza y metalográficos.

Se buscó la disminución de alrededor de diez puntos de dureza HRC y la producción de una microestructura bainítica, tratamientos G, H, I, J y K.

Como cita Viáfara, en su obra Transformación bainítica en aleaciones Fe-C, existe una “ventana” de tiempo donde se pueden mejorar las propiedades mecánicas de

la fundición nodular tratada, un tiempo menor o mayor a esta ventana representa una disminución de una o varias propiedades del material tratado.



Fotografía 3.17.- Probetas de tracción.

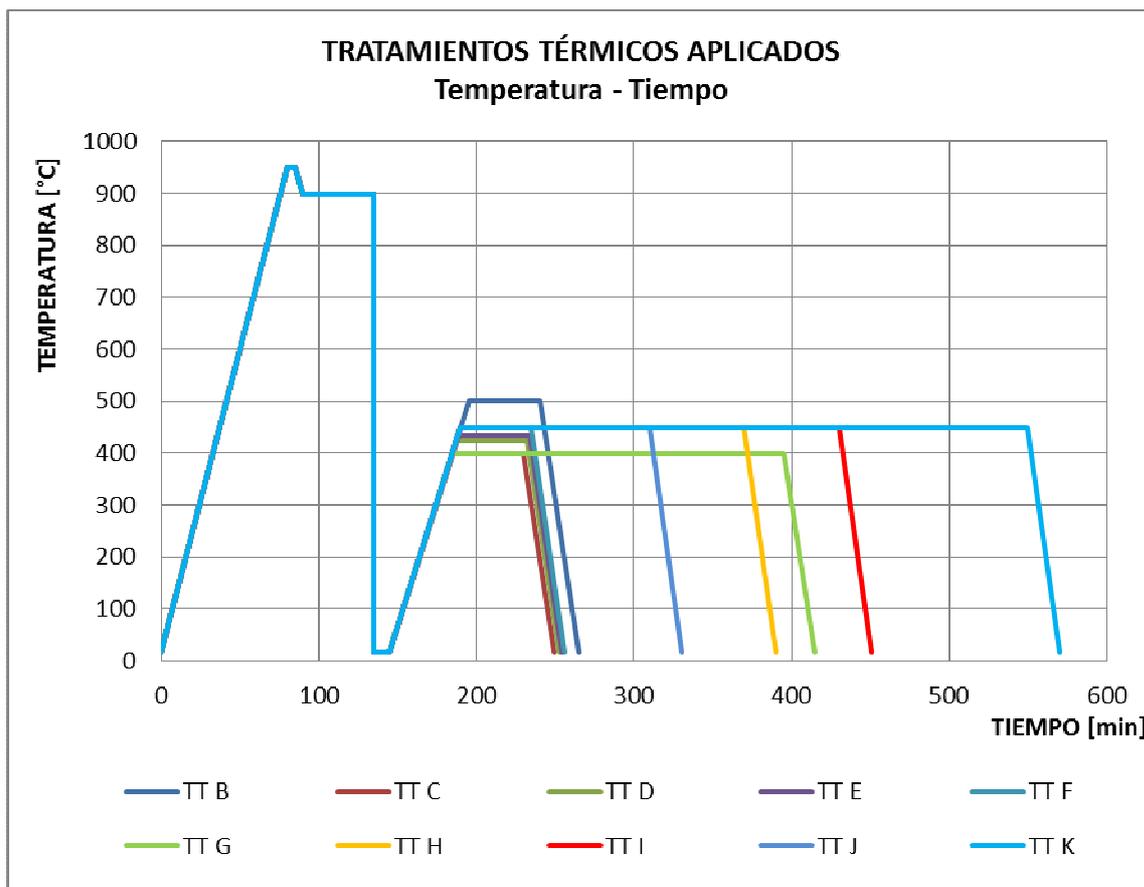


Figura 3.6.- Esquema de tratamientos térmicos aplicados.

3.9.1 Tratamiento Térmico B (Temple 900°C, 45min; revenido a 500°C, 45min)

Tabla 3.14.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico B.

100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan tamaño variables entre 6 y 8 y forma I. Anexo No 5.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica, los nódulos de grafito se encuentran homogéneamente dispersos en el material, sin embargo su tamaño es variable. La disolución del carbono de los nódulos es baja. Fotografía 3.18.
800x	Se observa una matriz bainítica homogénea, no se observan carburos en el material. Los nódulos de grafito no presentan una disolución de carbono considerable. Fotografía 3.19.

Tabla. 3.1.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico B.

Tratamiento B	Mediciones HRC					Promedio	Brinell
Probeta	24	24	29	27	27	26	258

Tabla 3.15.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico B.

	Medida probeta [mm]			E
	a	b	Área	lb.pie
B1	10,00	10,60	106,00	22
B2	9,90	10,45	103,45	12
B3	9,90	10,80	106,92	12
B4	10,00	10,90	109,00	16
B5	10,80	10,10	109,08	24
			Promedio	17

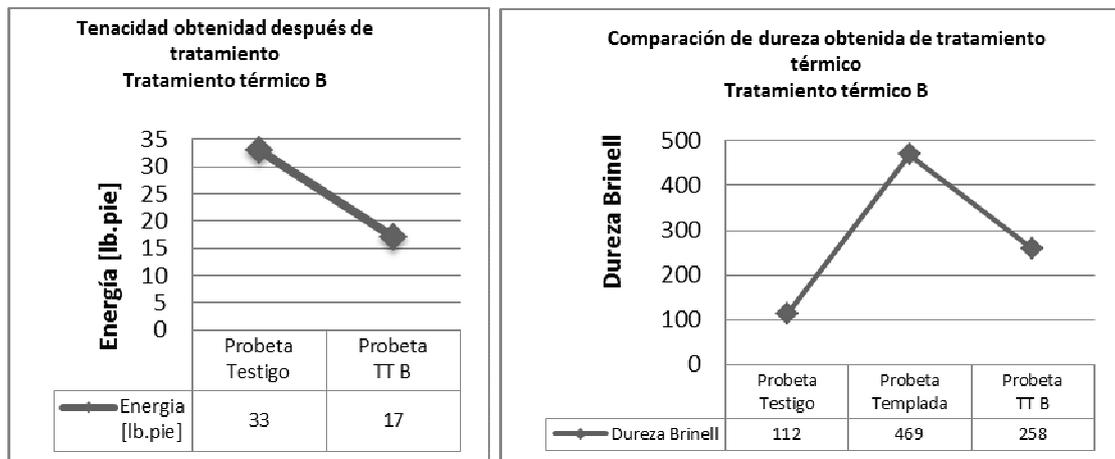
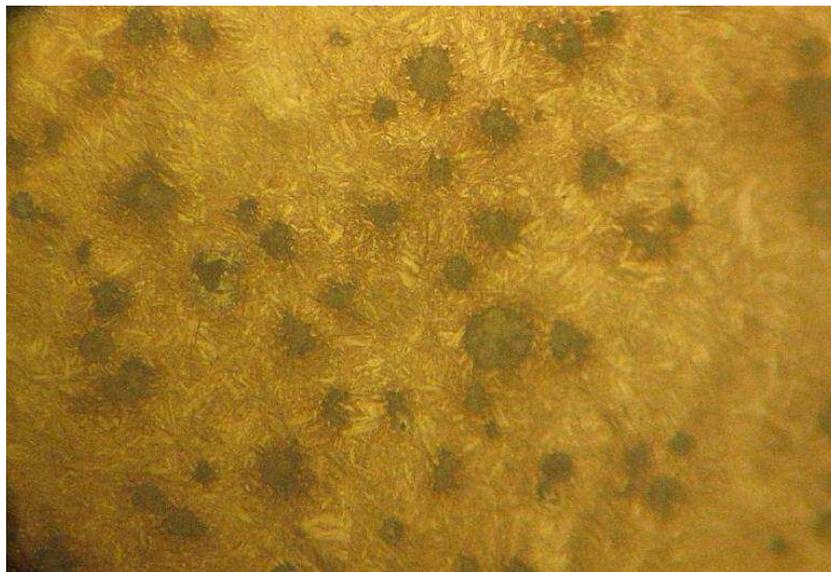


Figura 3.7.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenida del tratamiento térmico B.



Fotografía 3.18.- Metalografía probeta de tratamiento térmico B, 400x.



Fotografía 3.19.- Metalografía probeta de tratamiento térmico B, 800x.

3.9.2 Tratamiento Térmico C (Temple de 900°C, 45min; revenido a 400°C, 45min)

Tabla 3.16.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico C.

100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica martensítica, los nódulos de grafito presentan tamaño variables entre 6 y 8 y forma I. Anexo No 5.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica martensítica, los nódulos de grafito se encuentran homogéneamente dispersos en el material en una cantidad alta, sin embargo su tamaño es variable. Se observa una cantidad mínima de carburos presentes en la metalografía. Fotografía 3.20.
800x	Se observa una matriz bainítica martensítica homogénea, se observa una cantidad mínima de carburos en el material. Los nódulos de grafito no presentan una disolución de carbono considerable. Fotografía 3.21.

Tabla. 3.2.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico C.

Tratamiento C	Mediciones HRC					Promedio	Brinell
Probeta	40	45	43	41	43	42	390

Tabla. 3.3.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico C.

	Medida probeta [mm]			E
	a	b	Área	lb.pie
C1	9,70	11,00	106,70	24
C2	10,60	9,90	104,94	20
C3	10,70	10,60	113,42	14
C4	10,60	10,00	106,00	14
C5	10,30	10,50	108,15	16
			Promedio	18

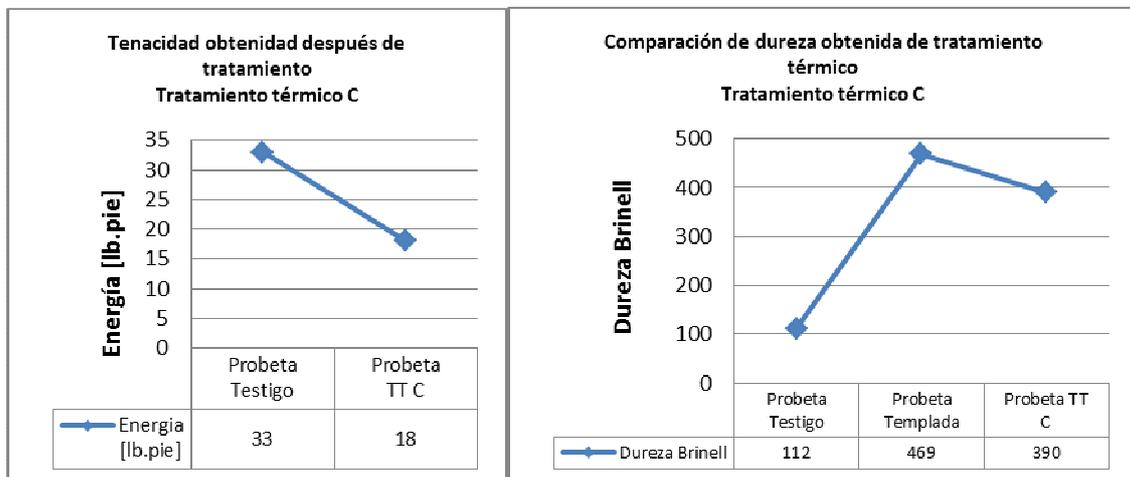
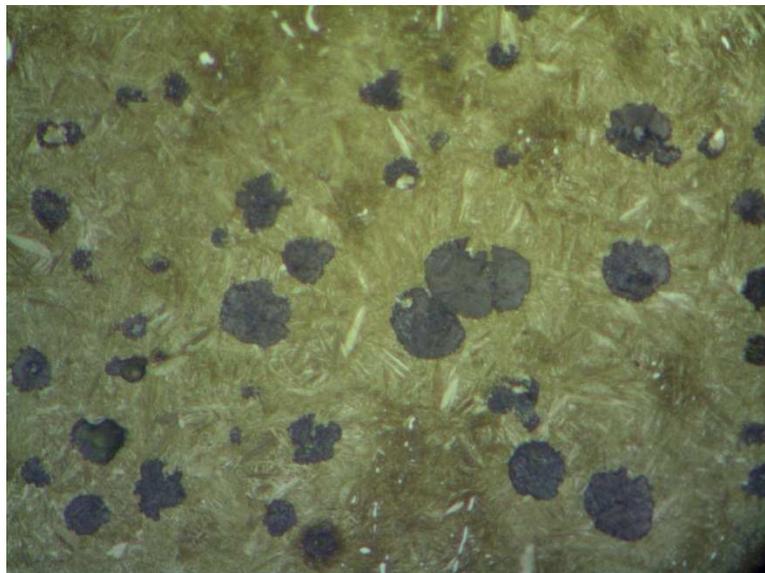
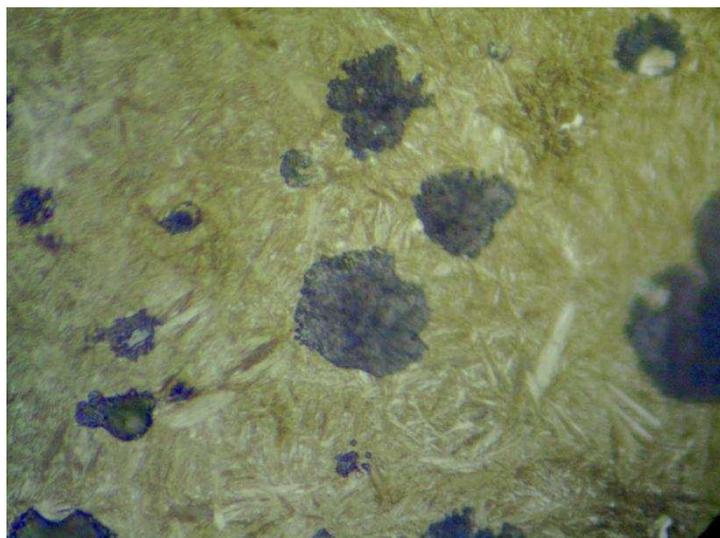


Figura 3.8.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico C.



Fotografía 3.20.- Metalografía probeta de tratamiento térmico C, 400x.



Fotografía 3.21.- Metalografía probeta de tratamiento térmico C, 800x.

3.9.3 Tratamiento Térmico D (Temple de 900°C, 45min; revenido a 425°C, 45min)

Tabla 3.17.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico D.

100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica martensítica, los nódulos de grafito presentan un tamaño 8 y forma I. Anexo No 5.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica martensítica, los nódulos de grafito se encuentran heterogéneamente dispersos en el material en una cantidad baja. Se observa una cantidad mínima de carburos. Fotografía 3.22.
800x	Se observa una matriz bainítica martensítica homogénea, se observa una cantidad mínima de carburos en el material. Los nódulos de grafito presentan una disolución de carbono considerable, los nódulos se encuentra altamente distorsionados. Fotografía 3.23.

Tabla. 3.4.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico D.

Tratamiento D	Mediciones HRC					Promedio	Brinell
Probeta	42	45	41	42	42	42	390

Tabla. 3.5.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico D.

	Medida probeta [mm]			E
	a	b	Área	lb.pie
D1	10,00	10,50	108,15	32
D2	10,00	10,20	104,04	28
D3	9,70	10,30	99,42	20
D4	9,90	10,10	99,99	20
D5	10,00	10,70	110,21	24
			Promedio	25

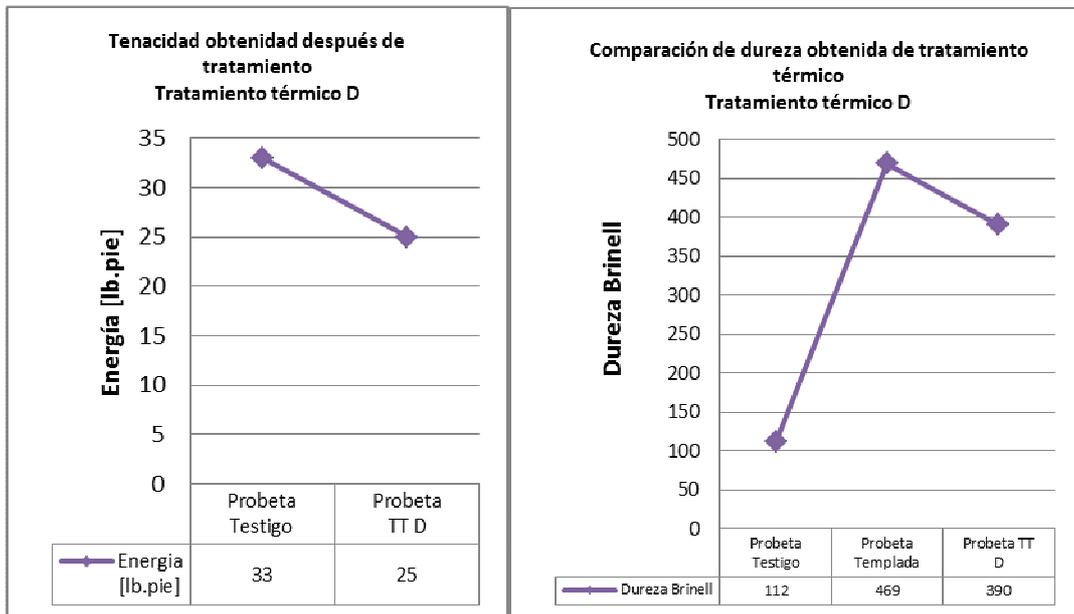
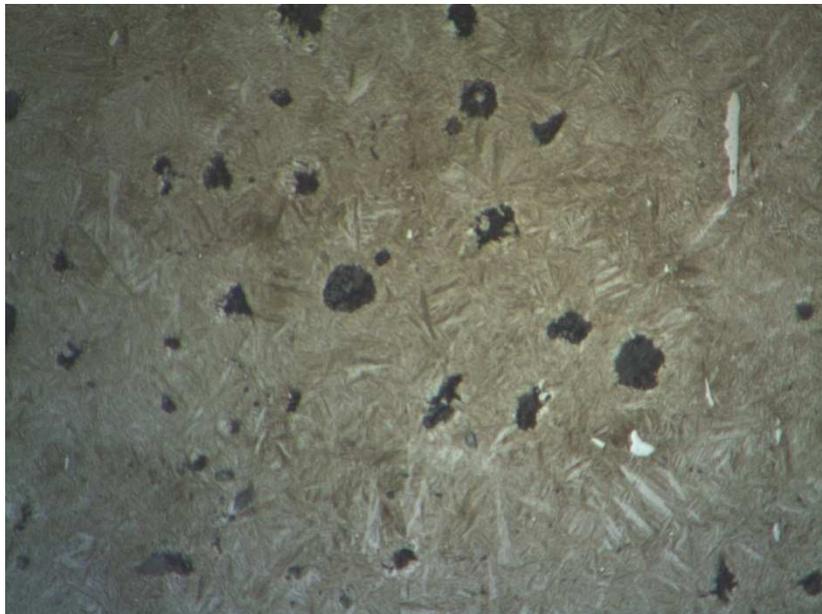
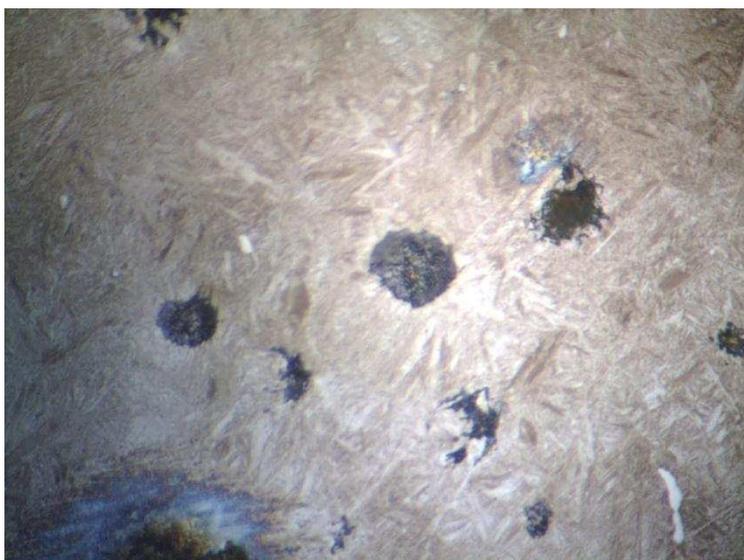


Figura 3.9.-Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico D.



Fotografía 3.22.- Metalografía probeta de tratamiento térmico D, 400x.



Fotografía 3.23.- Metalografía probeta de tratamiento térmico D, 800x.

3.9.4 Tratamiento Térmico E (Temple de 900°C, 45min; revenido a 435°C, 45min)

Tabla 3.18.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico E.

100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan un tamaño 8 y forma I. Anexo No 5.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica, los nódulos de grafito se encuentran heterogéneamente dispersos en el material en una cantidad baja. Se observa una cantidad mínima de carburos. Fotografía 3.24.
800x	Se observa una matriz bainítica homogénea, se observa una cantidad mínima de carburos en el material. Los nódulos de grafito no presentan una disolución de carbono considerable. Fotografía 3.25.

Tabla 3.19.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico E.

Tratamiento E	Mediciones HRC					Promedio	Brinell
Probeta	37	44	44	45	45	43	400

Tabla 3.20.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico E.

	Medida probeta [mm]			E
	a	b	Área	lb.pie
E1	10,00	10,20	103,02	42
E2	9,80	10,40	101,92	36
E3	10,00	10,10	103,02	46
E4	10,00	10,50	107,10	40
E5	10,00	10,30	102,50	38
			Promedio	40

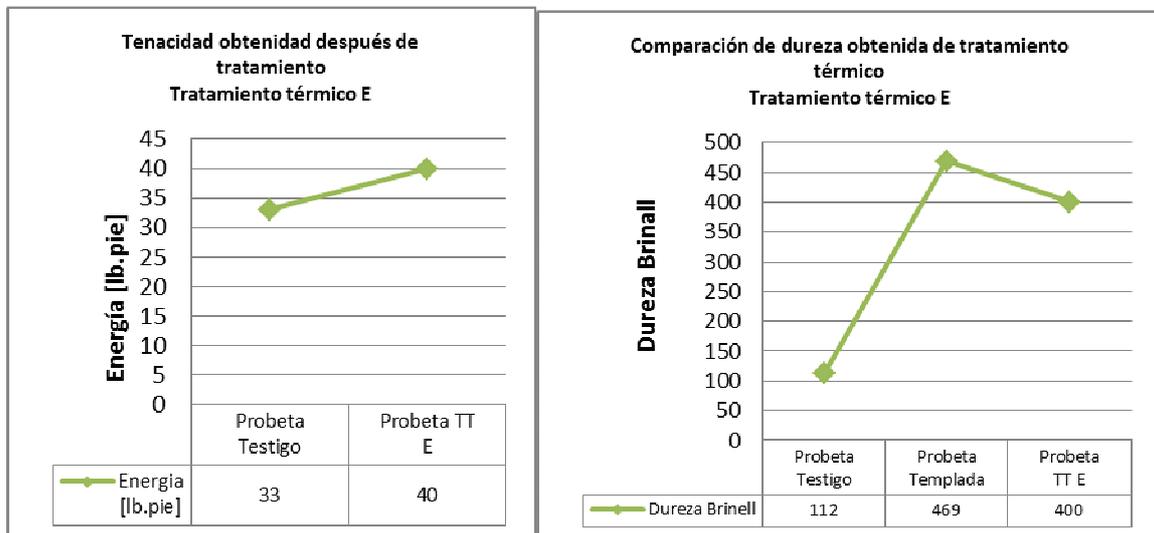
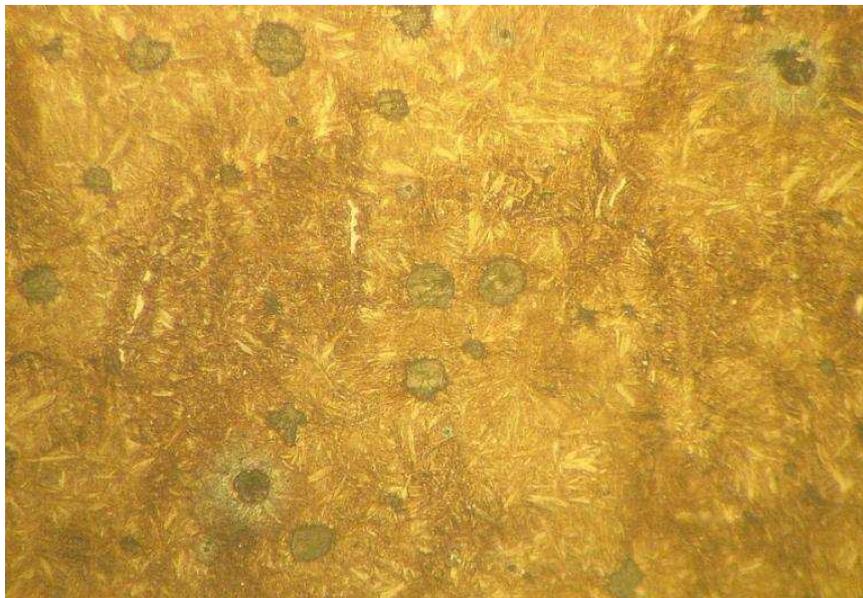
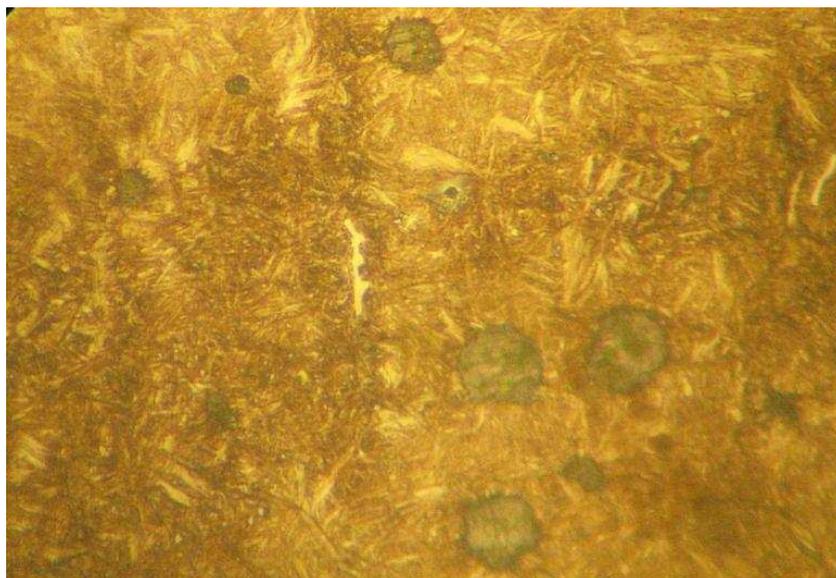


Figura 3.10.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico E.



Fotografía 3.24.- Metalografía probeta de tratamiento térmico E, 400x.



Fotografía 3.25.- Metalografía probeta de tratamiento térmico E, 800x.

3.9.5 Tratamiento Térmico F (Temple de 900°C, 45min; revenido a 450°C, 45min)

Tabla 3.21.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico F.

100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan un tamaño 8 y forma I. Anexo No 5.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica, presenta una densidad alta de nódulos de grafito, homogéneamente dispersos en la probeta. Se observa una cantidad alta de carburos. Fotografía 3.26
800x	Se observa una matriz bainítica homogénea, se observa una cantidad alta de carburos en el material. Algunos nódulos de grafito presentan una disolución de carbono considerable. Fotografía 3.27

Tabla. 3.6.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico F.

Tratamiento F	Mediciones HRC					Promedio	Brinell
Probeta	41	40	46	43	45	43	400

Tabla. 3.7.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico F.

	Medida probeta [mm]			E
	a	b	Área	lb.pie
F1	9,90	9,90	97,51	36
F2	9,80	9,50	93,59	48
F3	9,80	10,20	99,96	60
F4	10,00	10,10	104,03	20
F5	10,00	9,90	99,99	20
Promedio				37

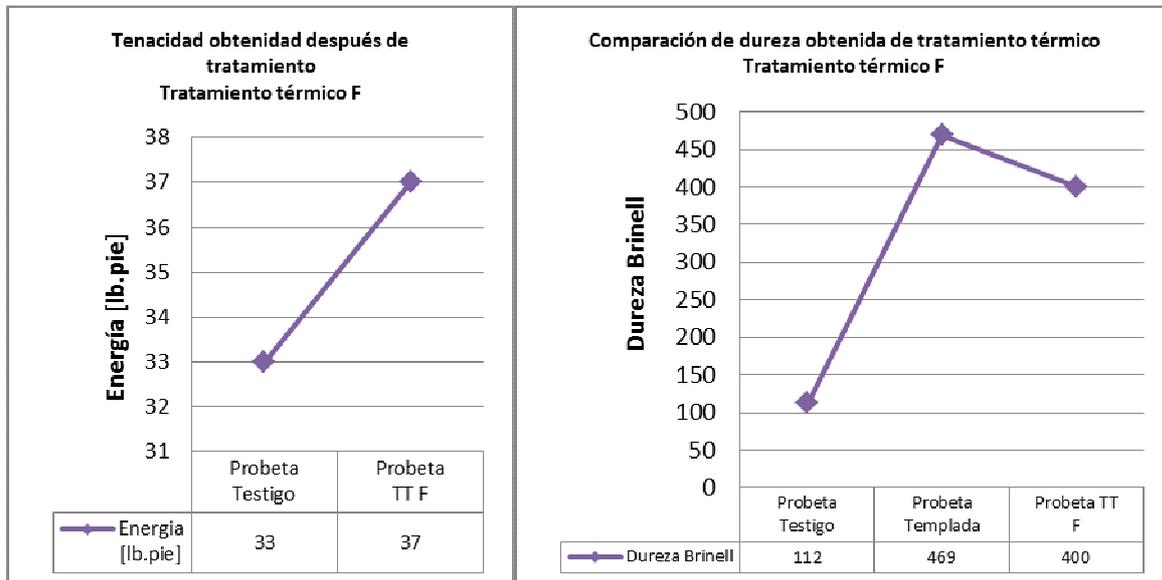
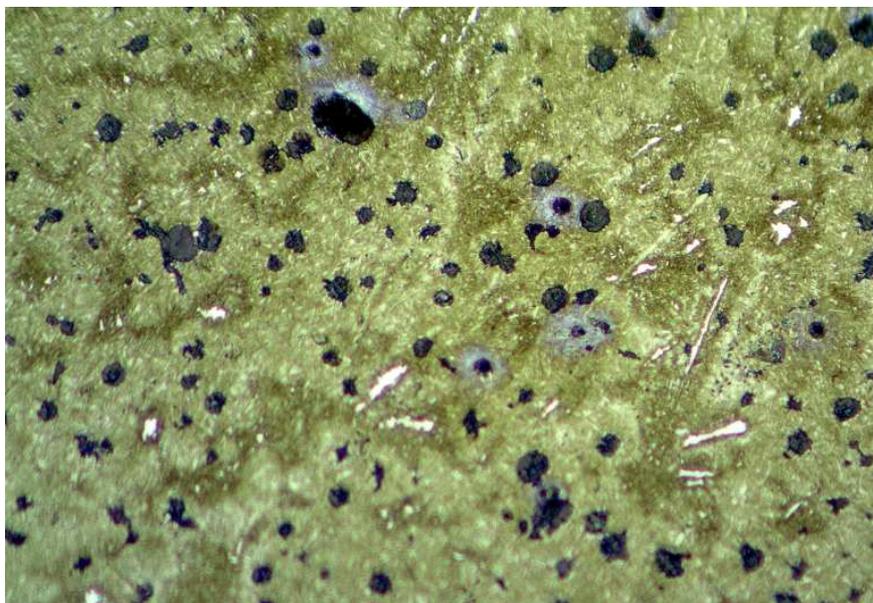
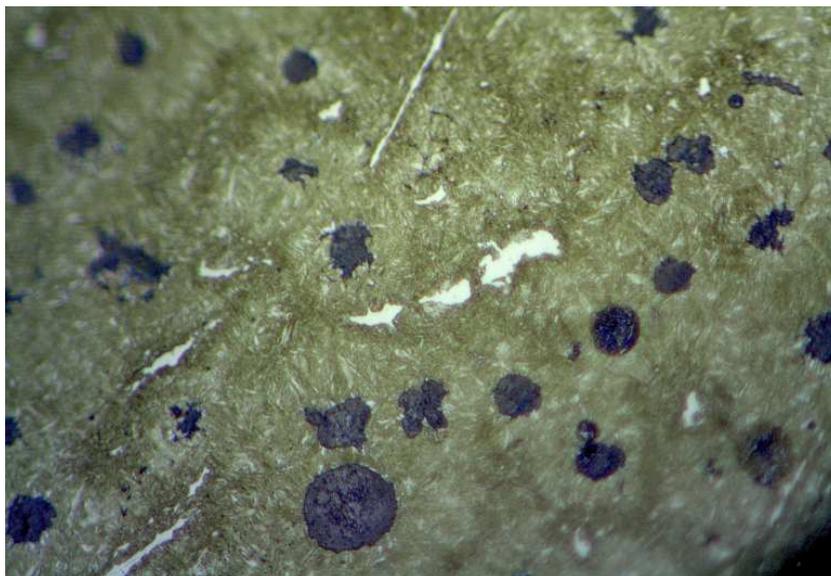


Figura 3.11.- Comparación de la tenacidad obtenida del tratamiento térmico F.



Fotografía 3.26.- Metalografía probeta de tratamiento térmico F, 400x.



Fotografía 3.27.- Metalografía probeta de tratamiento térmico F, 800x.

3.9.6 Tratamiento Térmico G (Temple de 900°C, 45min; revenido a 400°C, 3h 30min)

Tabla 3.22.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico G.

100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan un tamaño 8 y forma I. Anexo No 5.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica, los nódulos de grafito se encuentran heterogéneamente dispersos en el material en una cantidad alta. Se observa una cantidad alta de carburos. Fotografía 3.28.
800x	Se observa una matriz bainítica homogénea, se observa una cantidad alta de carburos en el material. Varios nódulos de grafito presentan algo de disolución de carbono. Fotografía 3.29.

Tabla. 3.8.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico G.

Tratamiento G	Mediciones HRC					Promedio	Brinell
Probeta	40	38	39	38	37	38	353

Tabla. 3.9.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico G.

	Medida probeta [mm]			E
	a	b	Área	lb.pie
G1	9,80	9,40	92,12	36
G2	10,20	9,70	98,94	48
G3	9,80	10,30	100,94	32
G4	10,00	10,20	102,00	38
G5	10,00	10,30	103,00	38
			Promedio	38

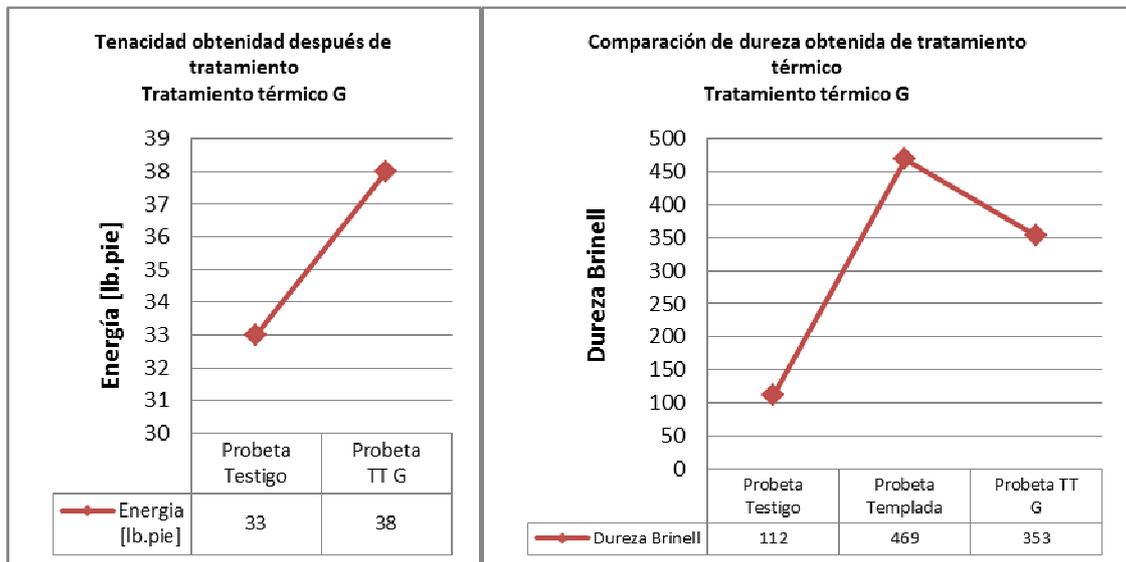
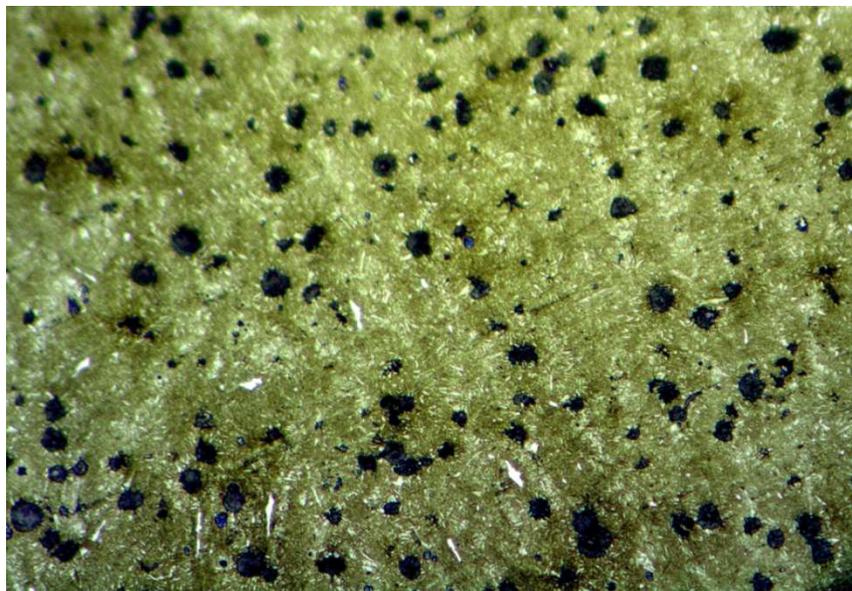
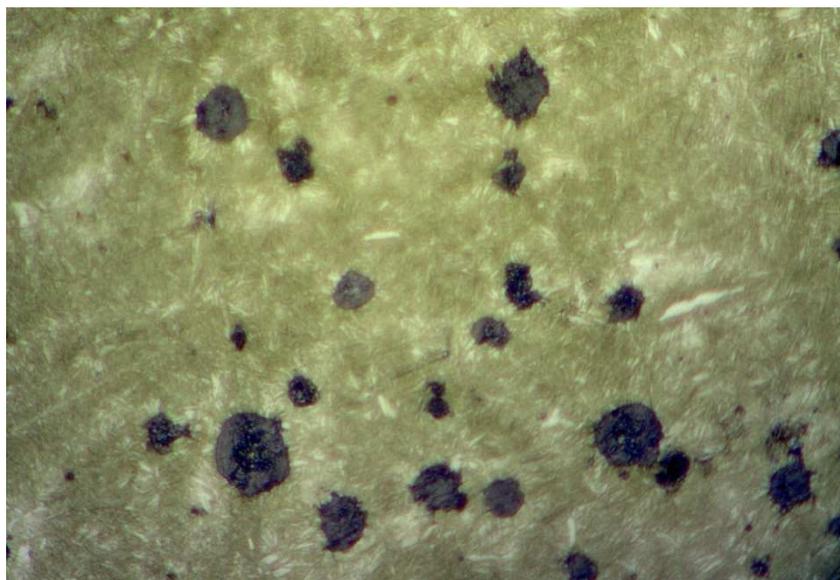


Figura 3.12.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico G.



Fotografía 3.28.- Metalografía probeta de tratamiento térmico G, 400x.



Fotografía 3.29.- Metalografía probeta de tratamiento térmico G, 800x.

3.9.7 Tratamiento Térmico H (Temple de 900°C, 45min; revenido a 450°C, 3h)

Tabla 3.23.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico H.

100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan forma I y tamaños variables entre 6 y 8. Anexo No 5.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica, los nódulos de grafito se encuentran homogéneamente dispersos en el material en una cantidad alta. Se observa una cantidad alta de carburos de tamaños pequeños. Fotografía 3.30.
800x	Se observa una matriz bainítica homogénea, se observan carburos en el material de tamaños pequeños. Algunos nódulos de grafito presentan una disolución de carbono considerable. Fotografía 3.31.

Tabla 3.24. - Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico H.

Probetas H	Mediciones HRC			Promedio	Brinell
H1	32	35	37	35	327
H2	32	35	33	33	311
H3	35	37	35	36	336
H4	35	35	34	35	327
H5	25	23	27	25	???
Promedio					311

Tabla 3.25.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico H.

	Medida probeta [mm]			E
	a	b	Área	lb.pie
H1	10,30	9,80	100,94	52
H2	10,00	9,70	97,00	48
H3	9,90	9,80	97,02	66
H4	10,20	9,70	98,94	82
H5	10,10	9,80	98,98	52
			Promedio	60

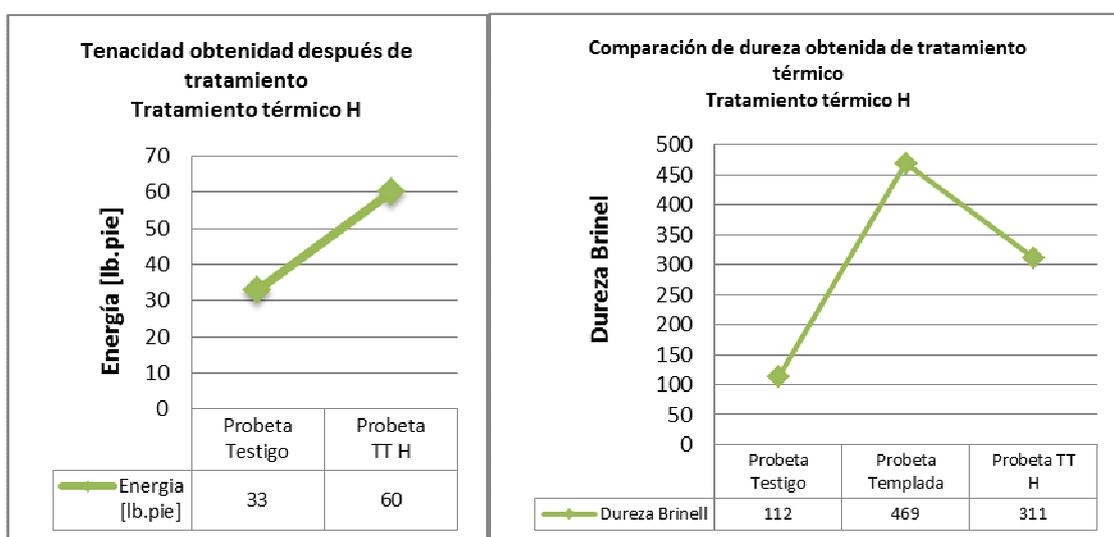
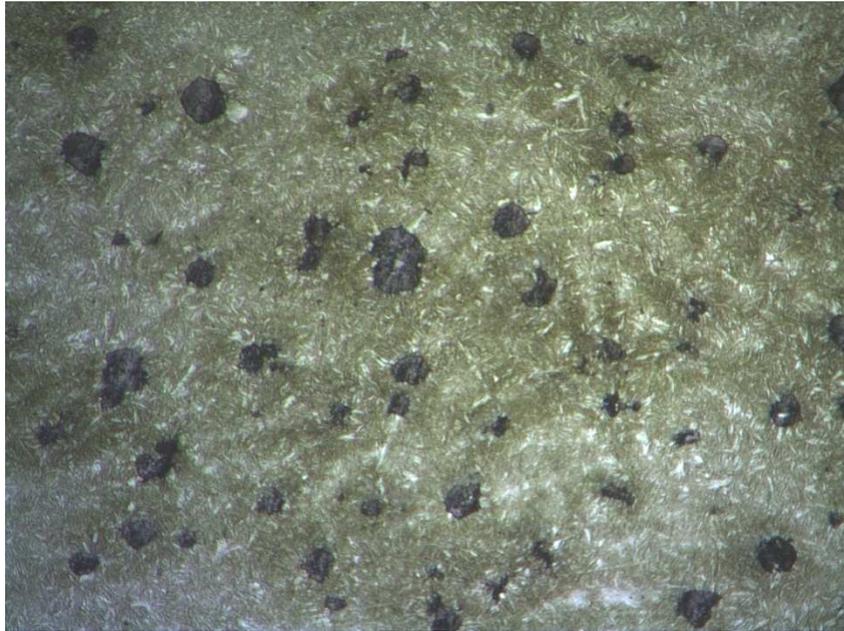


Figura 3.13.- Comparación de la tenacidad obtenida del tratamiento térmico H.

Tabla 3.26.- Resultados del ensayo de tracción del tratamiento térmico H.

Tratamiento Aplicado	Probeta	Carga		Dimensiones probeta		Área cm ²	Esfuerzo		
		lb	kg	a	b		kg/cm ²	psi	Mpa
H	2	2503	1135	8,25	2,30	0,19	5982,16	85086,32	586,65
H	4	2438	1106	8,40	2,30	0,19	5722,73	81396,35	561,21
H	7	2356	1069	8,30	2,05	0,17	6281,38	89342,24	615,99
H	8	2080	943	8,10	2,00	0,16	5823,90	82835,36	571,13
H	11	2065	937	8,10	2,20	0,18	5256,27	74761,81	515,46
								Promedio	570,09



Fotografía 3.30.- Metalografía probeta de tratamiento térmico H, 400x.



Fotografía 3.31.- Metalografía probeta de tratamiento térmico H, 800x.

3.9.8 Tratamiento Térmico I (Temple de 900°C, 45min; revenido a 450°C, 4h)

Tabla 3.27.- Resultados de ensayo metalográfico del tratamiento térmico I.

100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan forma I y tamaños variables entre 6 y 8. Anexo No 5.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica, los nódulos de grafito se encuentran homogéneamente dispersos en el material. Se observa una cantidad alta de carburos de tamaño considerable. Fotografía 3.32.
800x	Se observa una matriz bainítica homogénea, se observan carburos en el material de tamaño considerable. Se observa la variación del tamaño de los nódulos de grafito. Fotografía 3.33.

Tabla 3.28.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico I.

Tratamiento I	Mediciones HRC					Promedio	Brinell
Probeta	33	33	34	34	32	33	315

Tabla 3.29.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico I.

	Medida probeta [mm]			E
	a	b	Area	lb.pie
I1	10,00	9,70	97,00	78
I2	9,80	10,30	100,94	80
I3	10,20	9,80	99,96	70
I4	9,80	9,80	96,04	82
I5	9,60	10,30	98,88	74
			Promedio	77

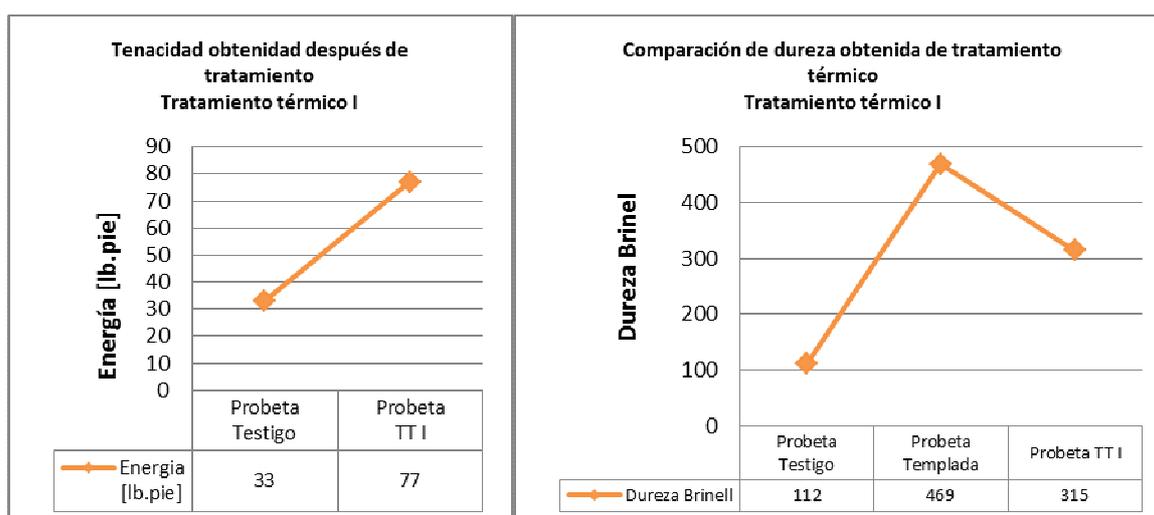
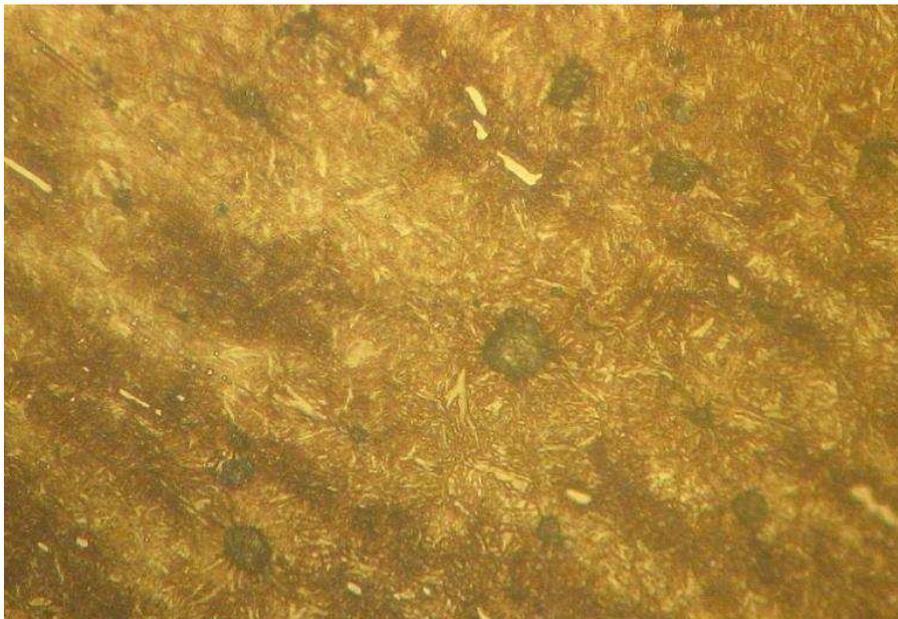


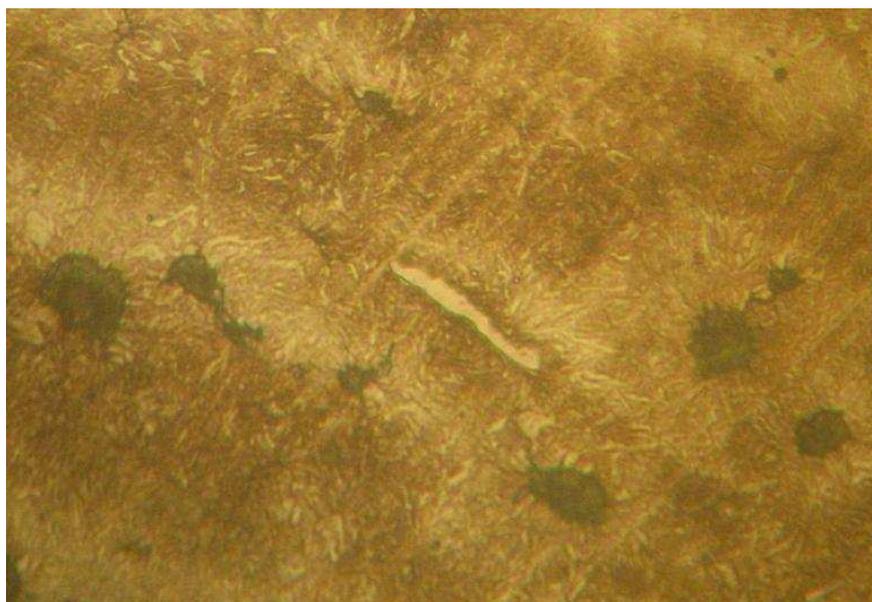
Figura 3.14.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico I.

Tabla 3.30.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico I.

Tratamiento Aplicado	Probeta	Carga		Dimensiones probeta		Área	Esfuerzo		
		lb	kg	a	b	cm ²	kg/cm ²	psi	Mpa
I	1	3006	1364	8,00	2,30	0,18	7410,93	105408,27	726,76
I	5	2568	1165	8,40	2,20	0,18	6301,93	89634,65	618,01
I	6	2958	1341	8,00	2,10	0,17	7985,11	113575,04	783,07
I	10	2685	1218	8,00	2,20	0,18	6918,57	98405,23	678,48
I	3	2925	1327	7,80	2,30	0,18	7395,52	105189,13	725,25
Promedio									706,32



Fotografía 3.32.- Metalografía probeta de tratamiento térmico I, 400x.



Fotografía 3.33.- Metalografía probeta de tratamiento térmico I, 800x.

3.9.9 Tratamiento Térmico J (Temple de 900°C, 45min; revenido a 450°C, 2h)

Tabla 3.31.- Resultado de ensayos metalográficos del tratamiento térmico J.

100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan forma I y tamaño 8. Anexo No 5.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica, los nódulos de grafito se encuentran heterogéneamente dispersos en el material. Se observa una cantidad alta de carburos de tamaño considerable. Fotografía 3.34.
800x	Se observa una matriz bainítica homogénea, se observan carburos en el material de tamaño considerable. Se observa la variación del tamaño de los nódulos de grafito. Fotografía 3.35.

Tabla 3.32.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico J.

Tratamiento J	Mediciones HRC					Promedio	Brinell
Probeta	35	35	33	36	37	35	332

Tabla 3.33- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico J.

	Medida probeta [mm]			E
	a	b	Área	lb.pie
J1	9,80	9,80	96,04	44
J2	9,90	10,20	100,98	46
J3	9,80	9,90	97,02	34
J4	10,30	9,80	100,94	32
J5	9,70	9,90	96,03	40
Promedio				39

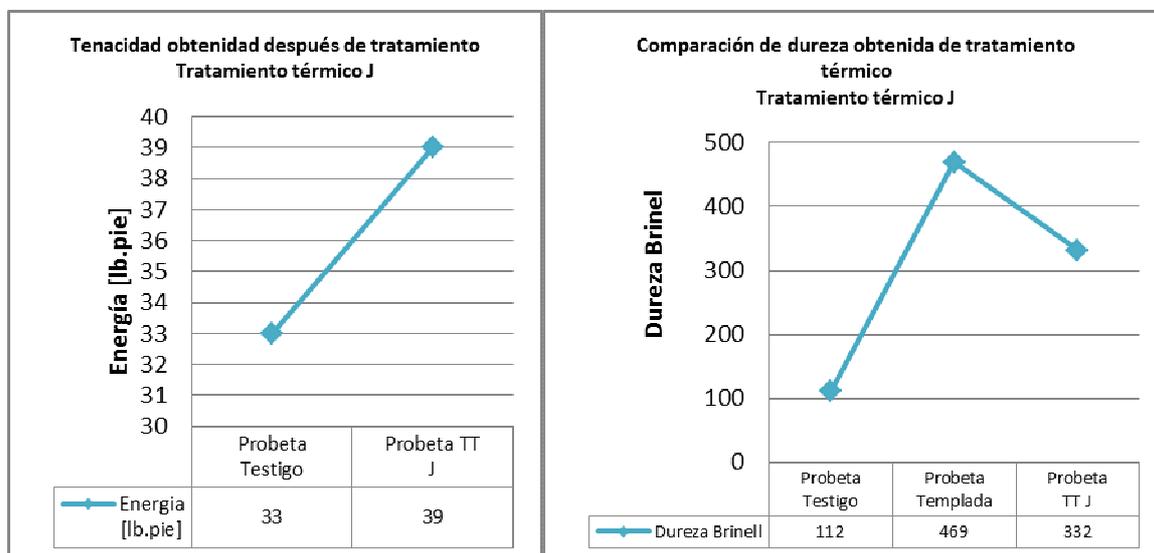
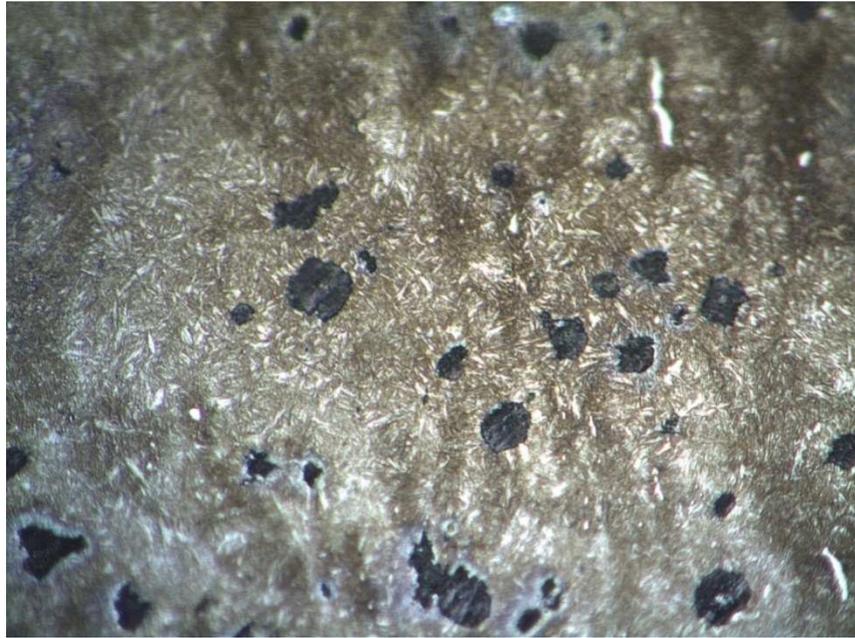


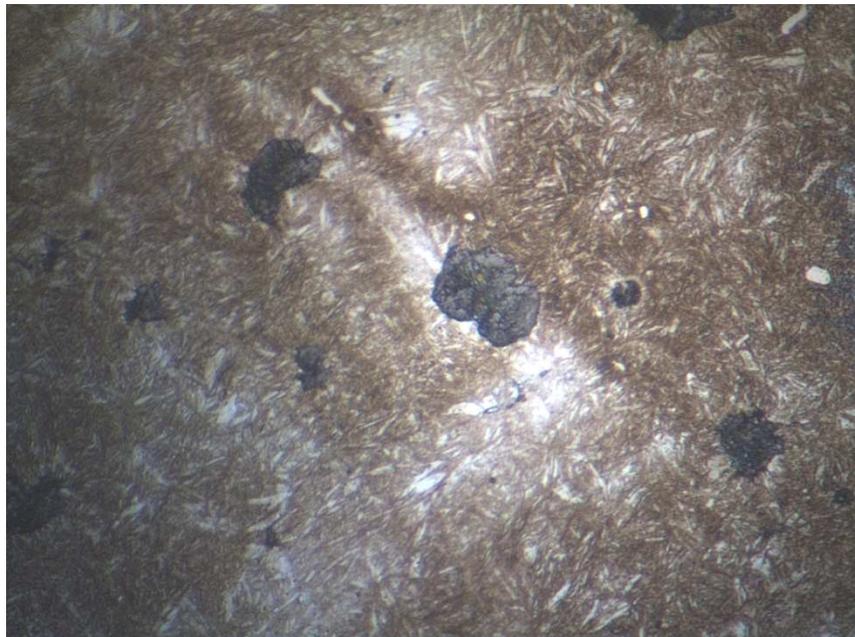
Figura 3.15.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico J.

Tabla 3.34.- Resultados del ensayo de tracción del tratamiento térmico J.

Tratamiento Aplicado	Probeta	Carga		Dimensiones probeta		Área cm ²	Esfuerzo		
		lb	kg	a	b		kg/cm ²	psi	Mpa
J	19	1610	730	8,00	2,00	0,16	4564,27	64919,23	447,60
J	15	1570	712	8,10	2,10	0,17	4186,59	59547,40	410,57
J	20	1620	735	7,90	2,20	0,17	4227,96	60135,74	414,62
J	12	1650	748	8,00	2,00	0,16	4677,67	66532,13	458,72
J	14	1485	674	8,10	2,10	0,17	3959,93	56323,49	388,34
Promedio									423,97



Fotografía 3.34.- Metalografía probeta de tratamiento térmico J, 400x.



Fotografía 3.35.- Metalografía probeta de tratamiento térmico J, 800x.

3.9.10 Tratamiento Térmico K (Temple de a 900°C, 45min; revenido a 450°C, 6h)

Tabla 3.35.- Resultado del ensayo metalográfico del tratamiento térmico K.

100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz ferrítica perlítica, los nódulos de grafito presentan forma I y tamaño 8. Anexo No 5.
400x	Se observa una matriz metálica ferrítica perlítica, los nódulos de grafito se encuentran homogéneamente dispersos en el material. Fotografía 3.36.
800x	Se observa una matriz ferrítica perlítica homogénea, una densidad apropiada de los nódulos de grafito y su integridad en la forma y tamaño. Fotografía 3.37.

Tabla 3.36.- Resultados del ensayo de dureza del tratamiento térmico K.

Tratamiento K	Mediciones HRB					Promedio	Brinell
Probeta	78	81	81	81	79	80	146

Tabla 3.37.- Resultados del ensayo Charpy del tratamiento térmico K.

	Medida probeta [mm]			E
	a	b	Área	lb.pie
K1	9,60	9,80	94,08	40
K2	9,80	10,10	98,98	60
K3	10,10	9,50	95,95	38
K4	9,80	10,20	99,96	58
K5	9,80	9,80	96,04	32
			Promedio	46

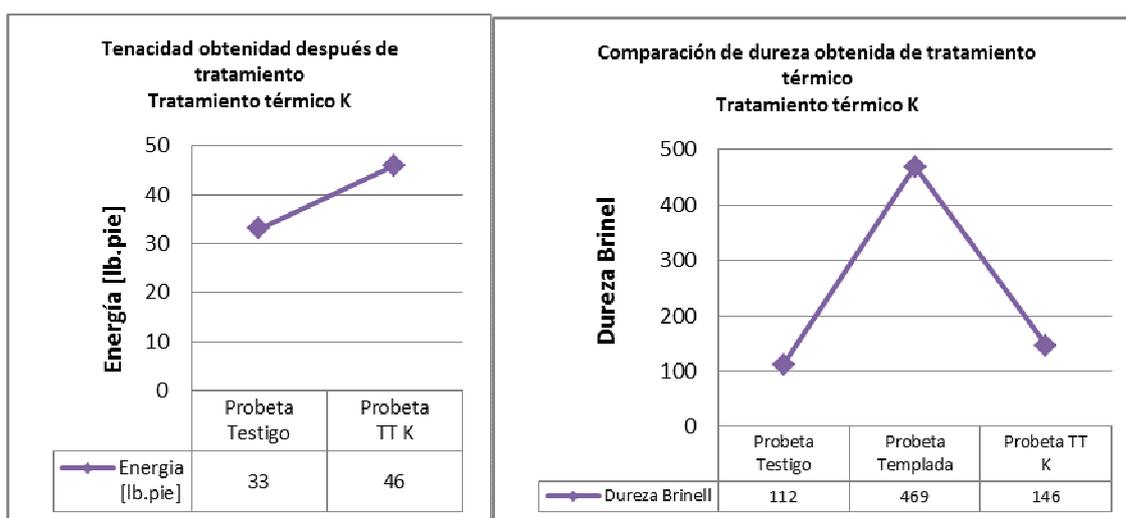
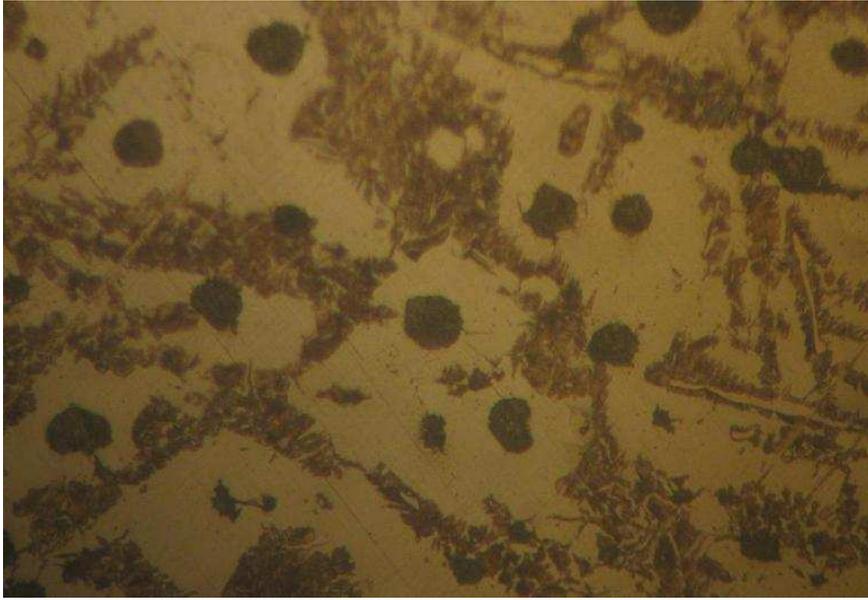
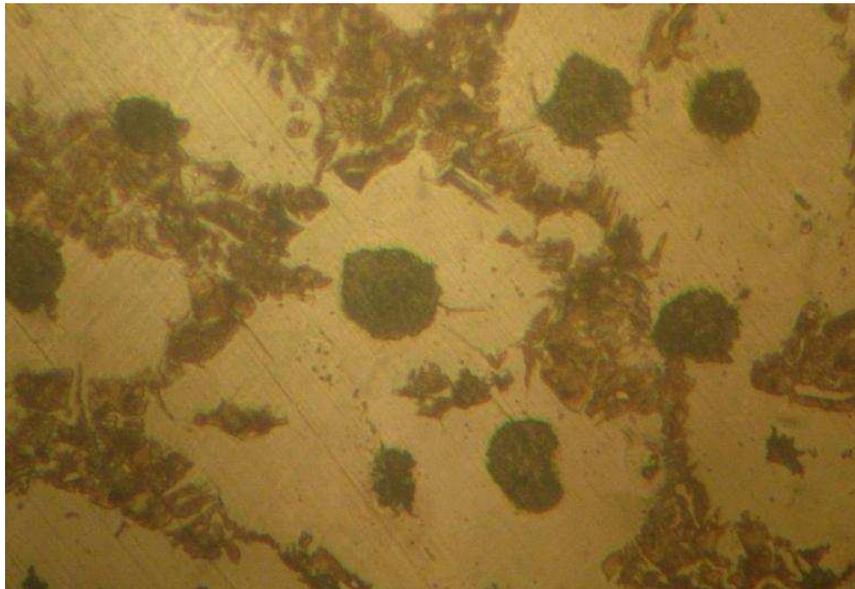


Figura 3.16.- Comparación de la tenacidad y dureza obtenidas del tratamiento térmico K.



Fotografía 3.36.- Metalografía probeta de tratamiento térmico K, 400x.



Fotografía 3.37.- Metalografía probeta de tratamiento térmico K, 800x.

CAPÍTULO IV

ANÁLISIS DE RESULTADOS

4.1 INTRODUCCIÓN

El presente capítulo enumera los resultados obtenidos de los ensayos metalográfico, de dureza, Charpy y de tracción de los tratamientos térmicos de temple y revenido aplicados a la fundición de hierro dúctil de matriz ferrítica seleccionado como material base.

4.2 RESULTADOS OBTENIDOS DEL ENSAYO METALGRÁFICO

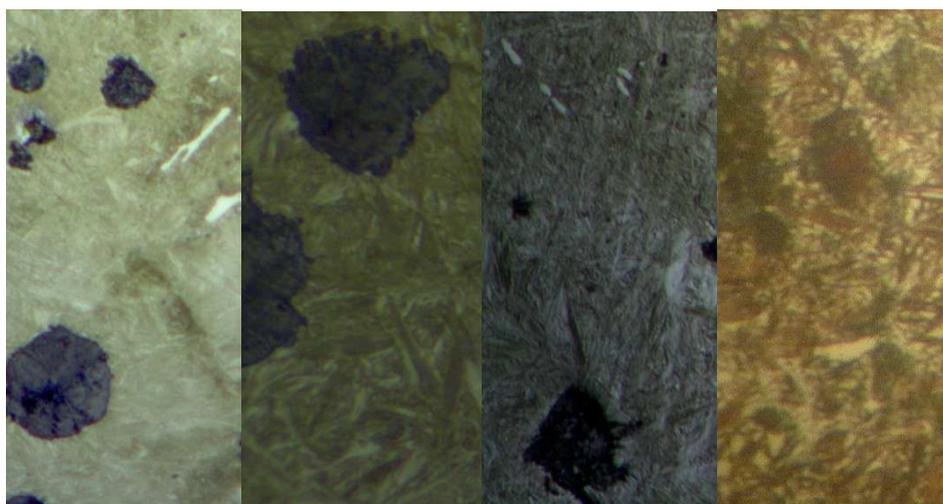
A continuación se muestra la tabla resumen de los resultados del ensayo metalográfico sobre la probeta testigo y los diferentes tratamientos térmicos aplicados.

Tabla 4.1.- Tabla resumen de resultados de los ensayos metalográficos.

100x	Fundición de hierro dúctil de matriz ferrítica, los nódulos de grafito corresponden al tamaño 8 y forma I.
400x	Matriz completamente ferrítica homogénea.
100x	Fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan tamaño variables entre 6 y 8 y forma I.
400x	Matriz metálica bainítica, los nódulos de grafito homogéneamente dispersos, con tamaño variable, no se observan carburos en el material, no se observa una disolución de los nódulos considerable.
100x	Fundición de hierro dúctil, los nódulos de grafito presentan tamaño variables entre 6 y 8 y forma I.
400x	Matriz metálica bainítica martensítica, los nódulos de grafito homogéneamente dispersos en una cantidad alta, tamaño es variable. Cantidad mínima de carburos, los nódulos de grafito no presentan una disolución de carbono considerable.
100x	Fundición de hierro dúctil de matriz bainítica martensítica, los nódulos de grafito presentan un tamaño 8 y forma I.

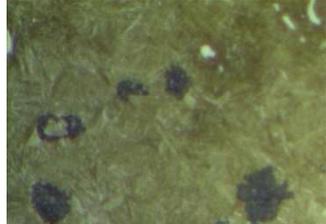
400x	Matriz metálica bainítica martensítica, los nódulos de grafito se encuentran heterogéneamente dispersos en el material en una cantidad baja, los nódulos se encuentra altamente distorsionados.
100x	Fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan un tamaño 8 y forma I.
400x	Matriz metálica bainítica, los nódulos de grafito se encuentran heterogéneamente dispersos en el material en una cantidad baja. Se observa una cantidad mínima de carburos. Los nódulos de grafito no presentan una disolución de carbono considerable.
100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan un tamaño 8 y forma I.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica, presenta una densidad alta de nódulos de grafito, homogéneamente dispersos en la probeta. Se observa una cantidad alta de carburos. Algunos nódulos de grafito presentan una disolución de carbono considerable.
100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan un tamaño 8 y forma I.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica, los nódulos de grafito se encuentran heterogéneamente dispersos en el material en una cantidad alta. Se observa una cantidad alta de carburos. Varios nódulos de grafito presentan algo de disolución de carbono.
100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan forma I y tamaños variables entre 6 y 8.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica, los nódulos de grafito se encuentran homogéneamente dispersos en el material en una cantidad alta. Se observa una cantidad alta de carburos de tamaños pequeños. Algunos nódulos de grafito presentan una disolución de carbono considerable.
100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan forma I y tamaños variables entre 6 y 8.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica, los nódulos de grafito se encuentran homogéneamente dispersos en el material. Se observa una cantidad alta de carburos de tamaño considerable.
100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz bainítica, los nódulos de grafito presentan forma I y tamaño 8.
400x	Se observa una matriz metálica bainítica, los nódulos de grafito se encuentran heterogéneamente dispersos en el material. Se observa una cantidad alta de carburos de tamaño considerable. Se observa la variación del tamaño de los nódulos de grafito.
100x	Se observa una fundición de hierro dúctil de matriz ferrítica perlítica, los nódulos de grafito presentan forma I y tamaño 8.
400x	Se observa una matriz metálica ferrítica perlítica, los nódulos de grafito se encuentran homogéneamente dispersos en el material.

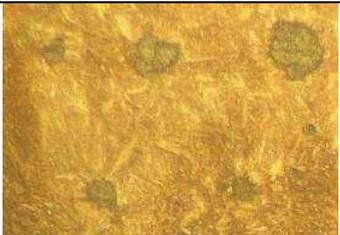
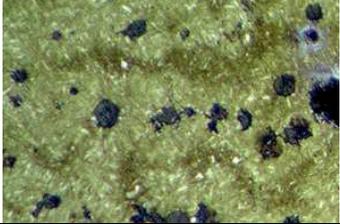
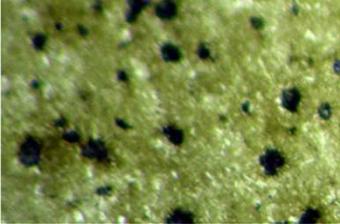
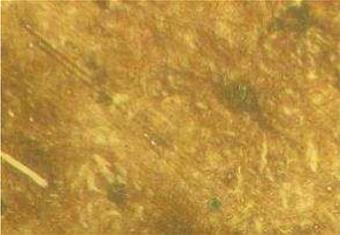
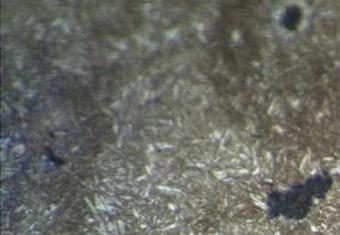
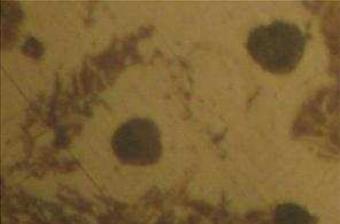
- Se observa en las metalografías de todas las probetas que luego del temple presentan una microestructura totalmente martensítica, Fotografías 3.13, 3.14, 3.15 y 4.1.



Fotografía 4.1.- Diferentes metalografías de las probetas en estado de temple.

Tabla 4.2.- Análisis de resultados luego del ensayo metalográfico

A		Ferrítica.	<ul style="list-style-type: none"> - Forma I, tamaño 8. - Dispuestos homogéneamente en la matriz. 	- Material base.
B		Bainítica.	<ul style="list-style-type: none"> - Forma I, tamaños 6 y 8. - Dispuestos homogéneamente en la matriz. 	- Revenido a 500°C, 45 minutos.
C		Bainítica martensítica.	<ul style="list-style-type: none"> - Forma I, tamaños 6 y 8. - Dispuestos homogéneamente en la matriz. - No presentan disolución. 	<ul style="list-style-type: none"> - Revenido a 400°C, 45 minutos. - Cantidad mínima de carburos.
D		Bainítica martensítica.	<ul style="list-style-type: none"> Forma I, tamaño 8. Dispuestos heterogéneamente en la matriz. Presentan disolución. 	<ul style="list-style-type: none"> - Revenido a 425°C, 45 minutos. - Cantidad mínima de carburos.

E		Bainítica.	<ul style="list-style-type: none"> - Forma I, tamaño 8. - Dispuestos heterogéneamente en la matriz. - No presentan disolución. 	<ul style="list-style-type: none"> - Revenido a 435°C, 45 minutos. - Cantidad mínima de carburos.
F		Bainítica.	<ul style="list-style-type: none"> - Forma I, tamaño 8. - Dispuestos homogéneamente en la matriz. - Presentan disolución. 	<ul style="list-style-type: none"> - Revenido a 450°C, 45 minutos. - Cantidad considerable de carburos.
G		Bainítica.	<ul style="list-style-type: none"> - Forma I, tamaño 8. - Dispuestos heterogéneamente en la matriz. - Presentan disolución. 	<ul style="list-style-type: none"> - Revenido a 400°C, 3 horas y 30 minutos. - Cantidad considerable de carburos.
H		Bainítica.	<ul style="list-style-type: none"> - Forma I, tamaños 6 y 8. - Dispuestos homogéneamente en la matriz. - Presentan disolución. 	<ul style="list-style-type: none"> - Revenido a 450°C, 3 horas. - Cantidad considerable de carburos.
I		Bainítica.	<ul style="list-style-type: none"> - Forma I, tamaños 6 y 8. - Dispuestos heterogéneamente en la matriz. - No presentan disolución. 	<ul style="list-style-type: none"> - Revenido a 450°C, 4 horas. - Cantidad considerable de carburos.
J		Bainítica.	<ul style="list-style-type: none"> - Forma I, tamaño 8. - Dispuestos heterogéneamente en la matriz. - No presentan disolución. 	<ul style="list-style-type: none"> - Revenido a 450°C, 2 horas. - Cantidad considerable de carburos.
K		Ferrítica perlítica.	<ul style="list-style-type: none"> - Forma I, tamaño 8. - Dispuestos homogéneamente en la matriz. - No presentan disolución. 	<ul style="list-style-type: none"> - Revenido a 450°C, 6 horas. - Cantidad considerable de carburos.

4.3 RESULTADOS OBTENIDOS DEL ENSAYO DE DUREZA

Tabla 4.3.- Tabla resumen de las durezas obtenidas de los tratamientos térmicos aplicados.

Probeta testigo	112
Tratamiento térmico B	258
Tratamiento térmico C	390
Tratamiento térmico D	390
Tratamiento térmico E	400
Tratamiento térmico F	400
Tratamiento térmico G	353
Tratamiento térmico H	311
Tratamiento térmico I	315
Tratamiento térmico J	332
Tratamiento térmico K	146

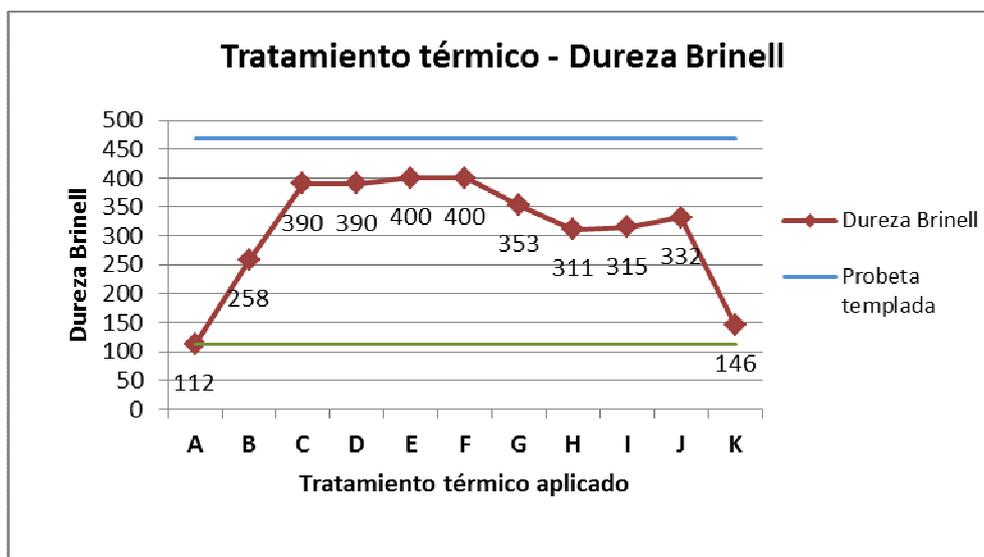


Figura 4.1.- Comparación de resultados obtenidos de los ensayos de dureza frente a los tratamientos térmicos aplicados.

- La probeta testigo tiene 112 puntos de dureza Brinell, presenta una matriz ferrítica.
- Todas las probetas templadas tienen una microestructura 100% martensítica, con una dureza de 469 puntos Brinell.
- Los tratamientos térmicos B, C, D, E y F se efectuaron con un tiempo constante de 45 minutos, pero a distintas temperaturas de revenido, las cuales variaron entre 400°C y 500°C.

- En el tratamiento térmico B registra un valor de dureza menor (258 Brinell) realizando un revenido a 500°C.

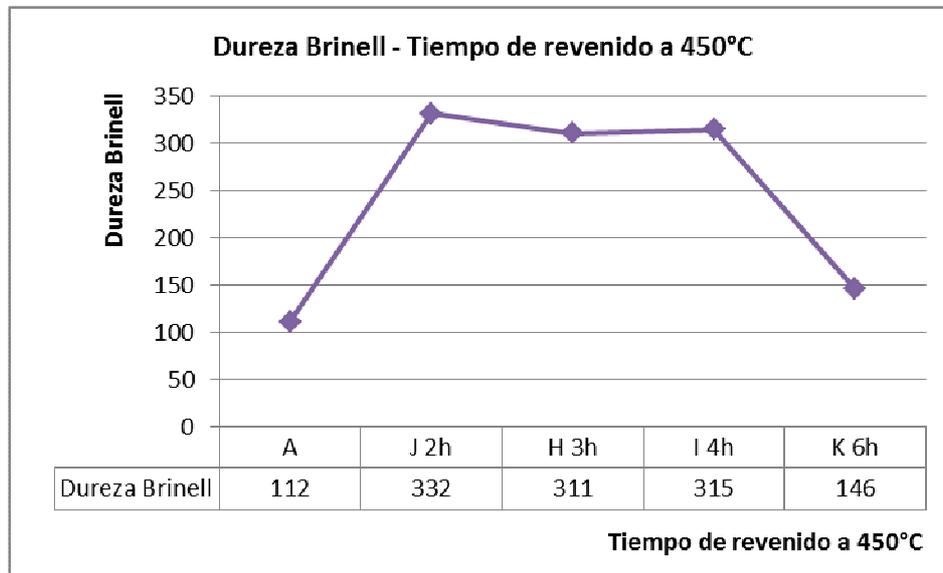


Figura 4.2. Dureza Brinell vs. Tiempo de revenido a 450°C.

- En los tratamientos térmicos H, I, J y K tomando como referencia, la investigación de Viáfara, “Transformación bainítica en aleaciones Fe-C”, se estableció una temperatura de revenido de 450°C como la temperatura de revenido ideal para conseguir las mejores propiedades mecánicas, en el material utilizado.
- En los tratamientos térmicos G, H, I, J y K tomando como referencia la obra de Viáfara, “Transformación bainítica en aleaciones Fe-C”, se varió el tiempo de revenido entre 2, 3, 4 y 6 horas con el fin de buscar las mejores propiedades mecánicas en el material utilizado.
- En los tratamientos térmicos H, I y J se registran similares valores de dureza, permaneciendo constante la temperatura de revenido en 450°C y variando el tiempo de revenido entre 2, 3 y 4 horas respectivamente.
- En el tratamiento térmico K se registra el valor más bajo de dureza con el tiempo más prolongado de revenido (6 horas) y en el ensayo metalográfico

se evidencia el cambio de microestructura al que corresponde también la variación de la dureza.

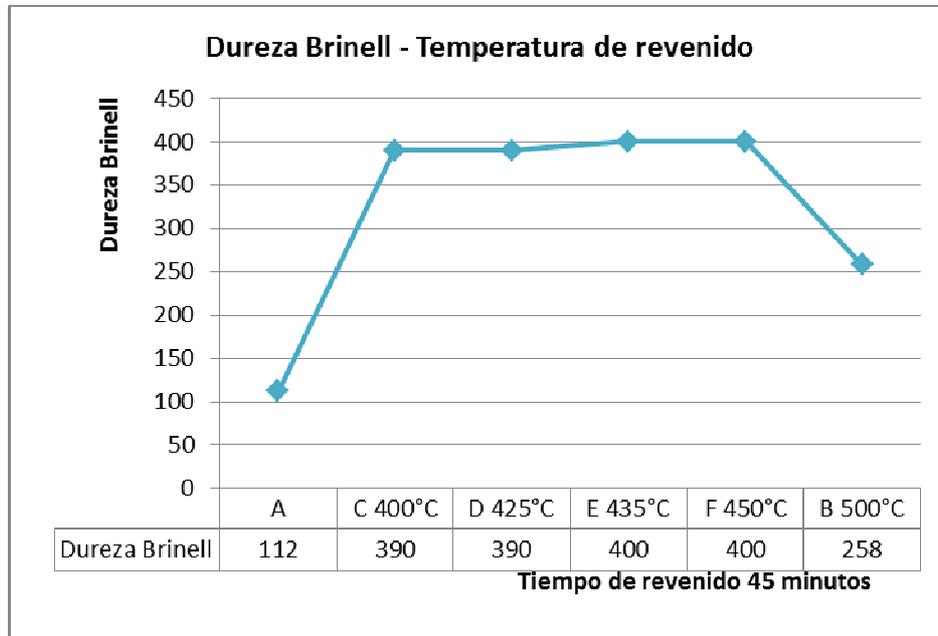


Figura 4.3.- Dureza Brinell vs. Temperatura de revenido.

- En la Figura 4.3, se observa la variación de la dureza respecto a la temperatura de revenido, de donde se puede mirar que la sensibilidad de la dureza es poca en relación a la temperatura de revenido cuando el tiempo permanece constante, existiendo una variación considerable en la dureza después del revenido únicamente cuando el delta de temperatura es de 100°C.

4.4 RESULTADOS OBTENIDOS DEL ENSAYO CHARPY

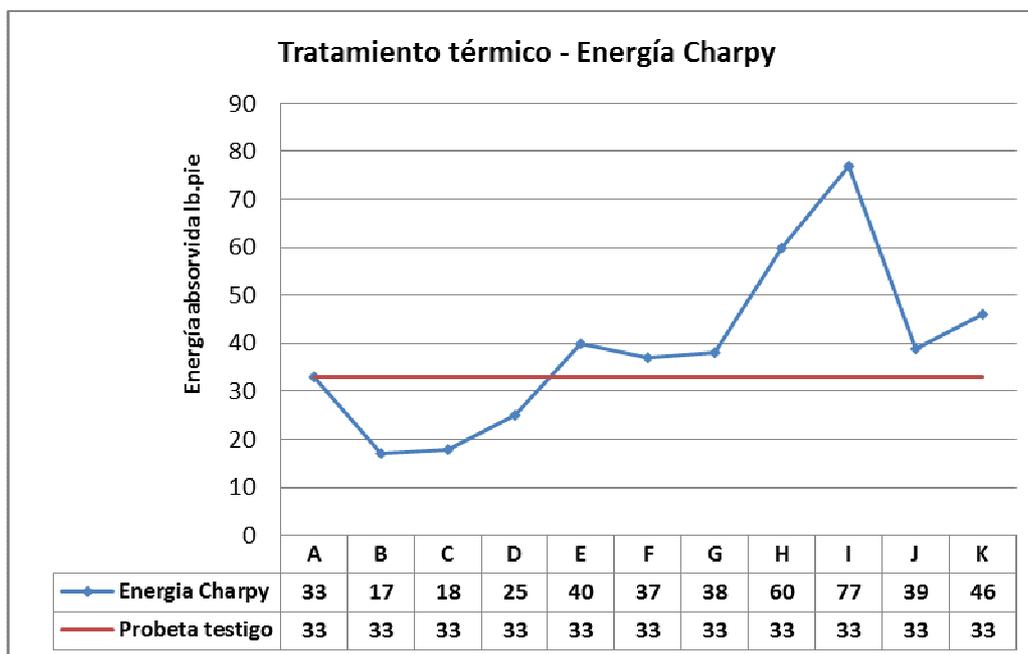


Figura 4.4.- Comparación de resultados obtenidos de los ensayos Charpy frente a los tratamientos térmicos aplicados.

- La menor resistencia al impacto se registra en los tratamientos térmicos B y C 23 y 24J (17 y 18lb.pie), respectivamente.
- La mayor resistencia al impacto se registra en el tratamiento térmico I con una diferencia de 59J (44lb.pie) con el material base.
- En los tratamientos térmicos B, C y D la resistencia al impacto disminuye en promedio a la mitad de la probeta testigo 21J (16lb.pie) siendo a su vez las probetas que mayor dureza tienen.
- Las probetas de los tratamientos térmicos D, E, F, G y J registran valores de resistencia al impacto similares al material base sin embargo sus valores de dureza permanecen altos (400 puntos Brinell).
- Los valores de resistencia al impacto, más altos se obtuvieron siempre con microestructuras de matriz bainítica.

- Conforme aumentó el tiempo de revenido manteniendo constante la temperatura en 450°C se obtuvieron mejores resultados de resistencia al impacto hasta llegar a las cuatro horas, donde el valor decae.

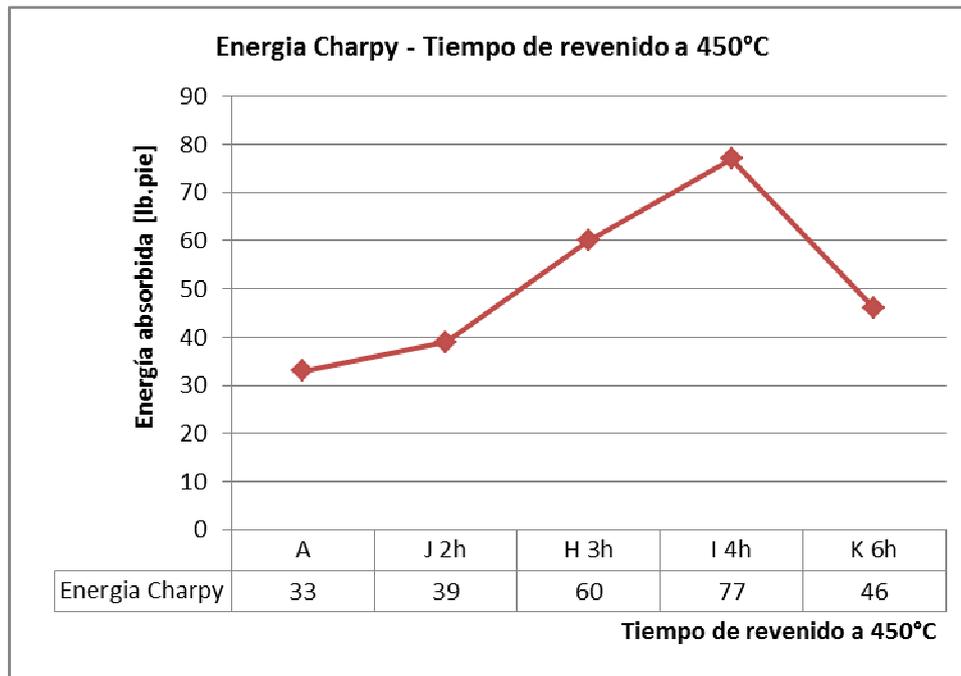
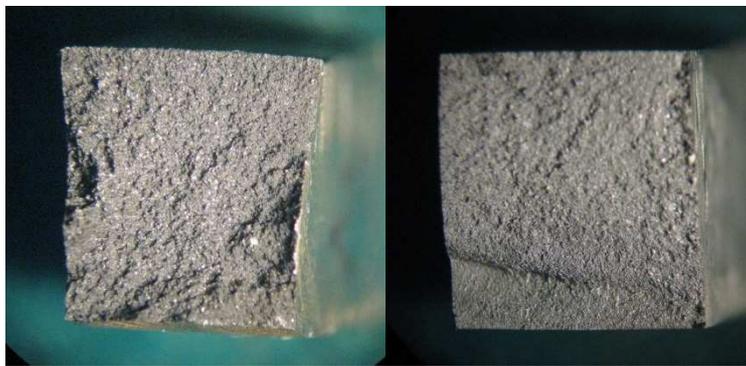


Figura 4.5.- Energía absorbida vs. El tiempo de revenido a 450°C.

- En el ensayo metalográfico se puede evidenciar la microestructura Ferrítica perlítica de la probeta del tratamiento térmico K, con la consecuencia de la disminución en la energía absorbida.
- Las probetas que presentaron mayor deformación plástica, reducción de la sección transversal fueron las probetas testigo como muestra la figura 4.6.
- En una probeta del tratamiento térmico B, se presentó una porosidad de gran tamaño que afectó la medida de la energía que pudo absorber, como se muestra en la Fotografía 4.2.
- Las probetas de los tratamientos H e I, mostraron mayores deformaciones plásticas, reducción de la sección transversal que las probetas del resto de ensayos, denotando su mayor tenacidad, como se muestra en la Fotografía 4.3.



Fotografía 4.2.- Izquierda, Probeta B presenta una porosidad de gran tamaño. Derecha, Probetas testigo de ensayo Charpy.



Fotografía 4.3.- Izquierda, Probeta H de ensayo Charpy. Derecha, Probeta D de ensayo Charpy.

4.5 RESULTADOS OBTENIDOS DEL ENSAYO DE TRACCIÓN

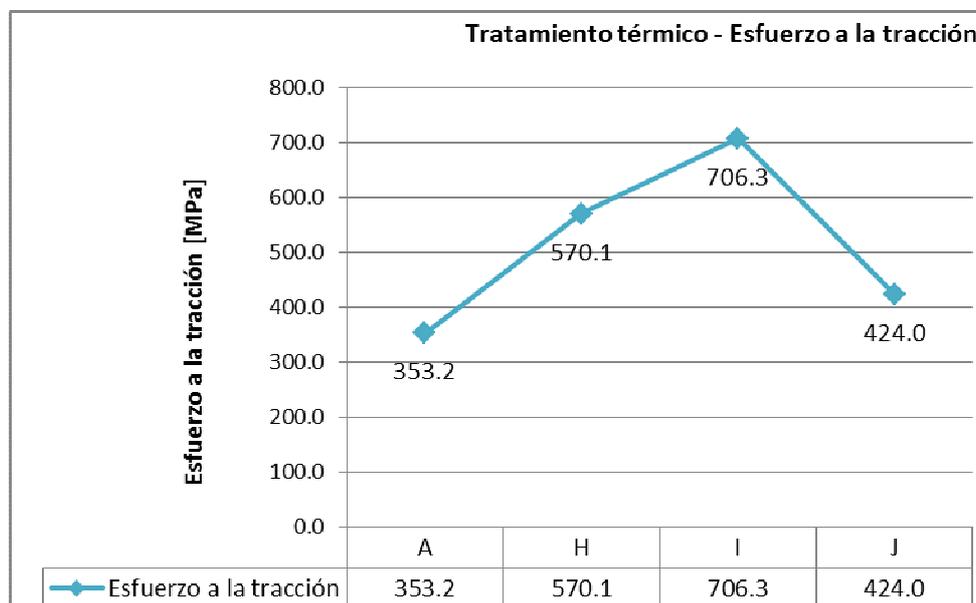


Figura 4.6.- Comparación de resultados obtenidos de los ensayos de tracción frente a los tratamientos térmicos aplicados.

- Se realizaron ensayos de tracción sobre las probetas que presentaron mejores resultados frente al ensayo de impacto, debido a que estos resultados evidencian una mayor ductilidad y tenacidad del material y por la complicación que conlleva la elaboración de las probetas para ensayo de tracción.
- Se realizaron cinco ensayos de tracción por cada ensayo H, I, J y probeta testigo.
- Del grupo de las probetas testigo dos de las probetas presentaron fracturas fuera de la encuelladura, en la zona de sujeción.
- Del grupo de probetas del ensayo H (probeta 11), presentó en la zona de fractura una porosidad, sin embargo no disminuyó considerablemente el valor del esfuerzo de tracción.
- Ninguna de las probetas muestra una reducción de la sección transversal y la deformación plástica es casi nula.



Fotografía 4.4.- Izquierda, Probeta testigo de ensayo de tracción. Derecha, Probeta de ensayo de tracción número 11, perteneciente al tratamiento térmico H.

- La probeta que registró el mayor esfuerzo a la tracción fue la probeta I, correspondiente una matriz bainítica producto del temple y revenido de 450°C durante 4h.
- El esfuerzo a la tracción fue siempre creciente respecto del tiempo de revenido, sin embargo no se probó para tiempos mayores debido a que se pierden propiedades de tenacidad y dureza importantes para las aplicaciones como elementos mecánicos automotrices, Figura 4.7.

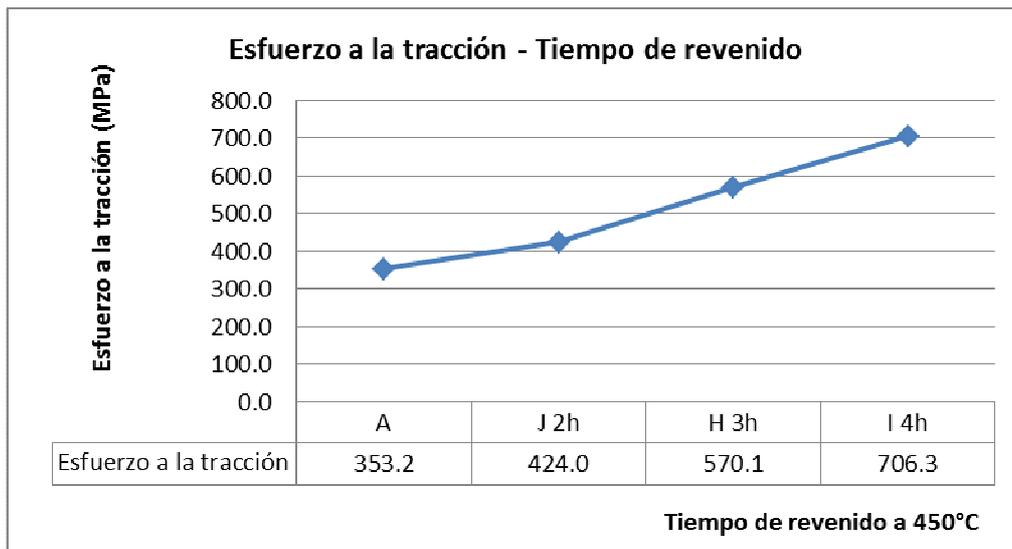


Figura 4.7.- Esfuerzo a tracción vs. El tiempo de revenido a 450°C.

4.6 COMPARACIÓN DE PROPIEDADES MECÁNICAS OBTENIDAS DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS

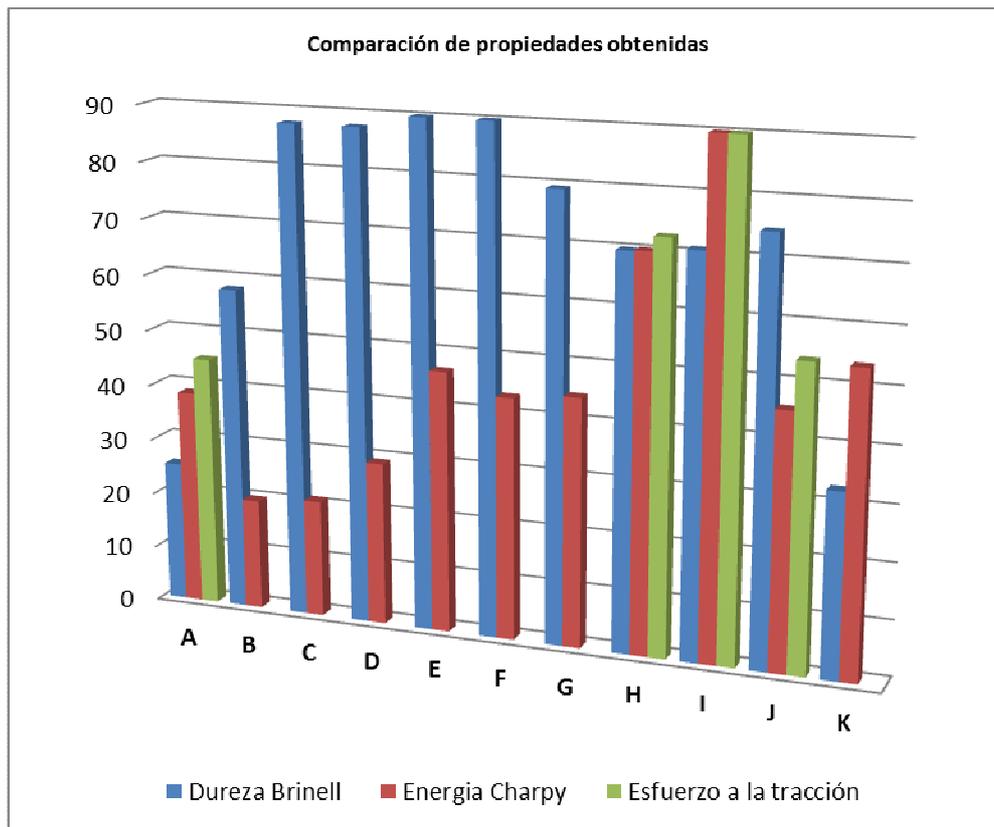


Figura 4.8.- Comparación de propiedades obtenidas en los ensayos de dureza, Charpy y tracción frente a los tratamientos térmicos aplicados, sobre una base de 100 puntos.

- En todos los casos se obtuvieron durezas más elevadas a la probeta testigo lo que es consistente con las microestructuras observadas en cada caso.
- En los tratamiento térmicos B, C, D, E, F y G, se consiguieron siempre valores de dureza más elevados que la probeta testigo, pero de forma correspondiente se obtuvieron valores de tenacidad más bajo en las probetas C, D y E, y algo más altos en los tratamientos E, F y G.
- En el tratamiento térmico H, una vez establecida como adecuada la temperatura de revenido en 450°C, se obtuvo mejores propiedades de dureza y resistencia al impacto, como se observa en la Figura 4.9, donde se muestran las propiedades cuantificadas sobre una base de 100 puntos para su comparación.

- En los tratamientos térmicos H, I, J y K, se mantuvo constante la temperatura de revenido en 450°C, mientras se variaba el tiempo de permanencia a esta temperatura de revenido, obteniéndose como resultado que para tiempos entre dos y cuatro horas las propiedades de dureza y resistencia al impacto mejoran en conjunto, sin embargo para un tiempo de seis horas las propiedades decrecen aunque siguen siendo superiores a la probeta testigo.

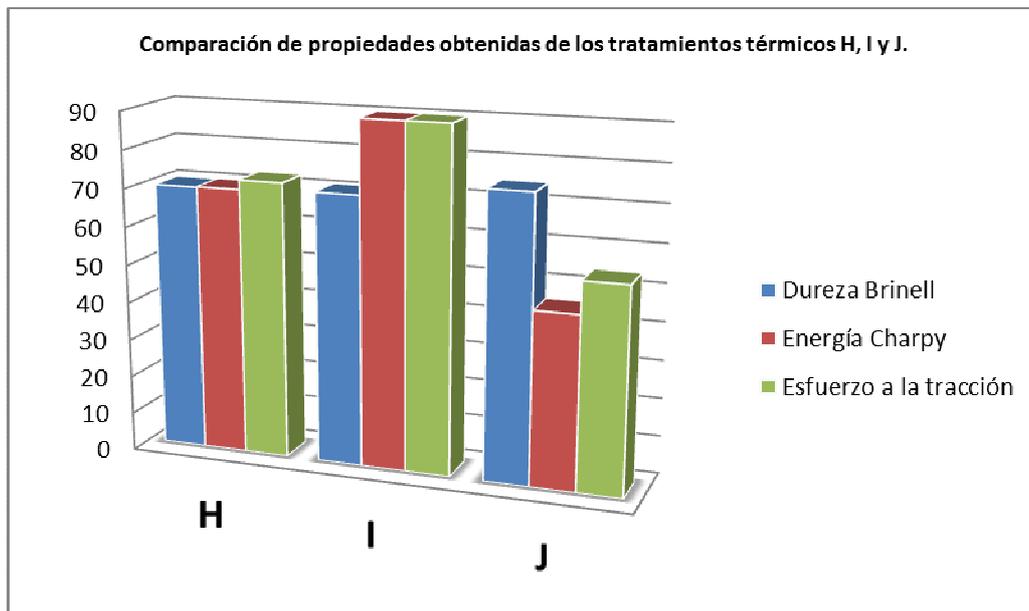


Figura 4.9.- Comparación de las propiedades obtenidas en porcentajes de los tratamientos térmicos aplicados H, I y J.

- En las probetas H, I y J, se observan las mejores propiedades mecánicas en conjunto obtenidas de los tratamientos térmicos aplicados, en la Figura 4.9, se puede observar que se pueden aplicar estos tres tratamientos térmicos para conseguir materiales para diferentes aplicaciones, siempre mejores que las probetas testigo.
- Como se observa en la Figura 4.9, el tratamiento térmico H, temple y revenido de 450°C y 3 horas de permanencia, se consiguen propiedades de

dureza, resistencia a la tracción y al impacto similares, comparadas sobre una base de 100 puntos.

- El tratamiento térmico I, temple y revenido de 450°C y 4 horas de permanencia, muestra una dureza similar a la dureza conseguida en el tratamiento térmico H, pero la resistencia a la tracción y al impacto mejora sustancialmente, como se analiza en la Figura 4.9, sobre una base de 100 puntos.
- En el tratamiento térmico J, temple y revenido de 450°C y 2 horas de permanencia, se obtuvo una disminución de la tenacidad y resistencia a la tracción, aunque la dureza mejora en comparación a los tratamientos H e I.

RESUMEN GENERAL DEL ANÁLISIS DE RESULTADOS

- Una vez aplicado el tratamiento térmico de templado siempre se obtuvieron matrices completamente martensíticas, por lo que se concluye que la temperatura de austenización, el tiempo de permanencia a la temperatura de austenización y el medio de templado fueron los adecuados.
- Los tratamientos térmicos C y D (Templado y revenido de 400°C y 425°C, durante 45 minutos, respectivamente), presentaron metalografías de fundiciones de hierro dúctil con matrices bainítica - martensíticas, debido a que la temperatura y tiempo de revenido son insuficientes para que se complete la transformación bainítica.
- Las probetas de los tratamientos B, E, F y G, presentan metalografías de fundiciones de hierro dúctil con matrices completamente bainíticas, debido al aumento de energía que se entregó por medio del aumento de la temperatura o del tiempo en el tratamiento de revenido, como en el caso del tratamiento térmico G.
- La sensibilidad de la dureza frente a la variación de la temperatura de revenido en intervalos cortos de 25 o 50°C es baja, pero si se pueden observar diferencias metalográficas.

- La resistencia al impacto aumenta con el tratamiento de temple y revenido cuando se mantiene constante la temperatura de revenido y aumenta el tiempo de revenido hasta aproximadamente 4 horas y disminuye considerablemente para 6 horas, lo que es también apreciable con la variación de las metalografías de las probetas.
- En el tratamiento de revenido se manejaron dos variables, la temperatura y el tiempo de permanencia. En primera instancia se varió la temperatura de revenido desde 400 a 500°C, donde se determinó mediante los ensayos de dureza y metalográficos que los 450°C ofrecían las características más adecuadas para probar el tiempo de permanencia en el tratamiento de revenido, debido a la reducción de la dureza (69 puntos de dureza Brinell) y una matriz completamente bainítica. Determinada esta temperatura, se estableció el intervalo de tiempo que produzca las mejores propiedades mecánicas.
- En el tratamiento de revenido, una vez establecida la temperatura de tratamiento, respaldando el procedimiento en la bibliografía de Asociación Americana del Hierro Dúctil, se buscó el intervalo de tiempos que ofrezcan las mejores propiedades mecánicas, sabiendo que para cada resultado final de propiedades mecánicas del material se le puede dar diferentes aplicaciones.
- Los tratamientos térmicos denominados H, I y J, muestran los mejores conjuntos de propiedades mecánicas, dejando estable la temperatura de revenido en 450°C y variando el tiempo de permanencia.
- Manteniendo constante la temperatura de revenido y variando el tiempo de permanencia la dureza disminuye para tiempos largos de exposición, alrededor de 6 horas de forma sensible, y la disminución es baja para variaciones de tiempo entre 2 y 4 horas, lo que es correspondiente con los resultados metalúrgicos.
- El tratamiento térmico K (Temple y revenido de 450°C durante 6 horas), se obtuvo una matriz ferrítica – perlítica, debido al tiempo más prolongado de

exposición al tratamiento de revenido, con las consecuencias sobre las propiedades mecánicas.

- En los tratamientos de revenido, manteniendo constante la temperatura de revenido la resistencia a la tracción aumenta conforme aumenta el tiempo de revenido a la par de la resistencia al impacto de forma inversa a la dureza.
- Los nódulos de grafito en todos los casos presentaron procesos de difusión debido a la exposición del material a la temperatura de austenización donde el carbono de los nódulos es requerido por la austenita y martensita en el proceso de templado, adicionalmente parte del carbono puede difundirse hacia la atmosfera.
- En el proceso de templado se debe tener en cuenta el volumen del medio de temple, y es siempre recomendable agitar el medio para homogenizar la velocidad de enfriamiento.

CAPÍTULO V

CONCLUSIONES

- El presente proyecto permite comprobar, mediante el uso de técnicas ya establecidas en la bibliografía correspondiente, que se pueden realizar tratamientos térmicos sobre las fundiciones de hierro dúctil, permitiendo mejorar las propiedades mecánicas de las mismas, sea para la reutilización de elementos o partes, o como tratamiento complementario para diferentes aplicaciones mecánicas.
- El presente proyecto constituye uno de los primeros trabajos experimentales referentes al tratamiento térmico en fundiciones de hierro dúctil con resultados exitosos, muestra un procedimiento específico que podría generalizarse con ajustes a las variables del material a tratarse.
- Las fundiciones de hierro dúctil con matriz bainítica, constituye una gran posibilidad de diversificación de las aplicaciones de las fundiciones, por su bajo costo de producción y mejora en las propiedades mecánicas, como ha quedado demostrado en el proceso experimental expuesto.
- Mediante el procedimiento experimental utilizado se ha logrado obtener, fundiciones de hierro dúctil tratadas térmicamente que pueden tener aplicaciones en la industria automotriz. Se ha obtenido propiedades comparables con las fundiciones utilizadas por grandes factorías como Ford para cigüeñales y tambores de freno, comparable con las propiedades obtenidas de los tratamientos térmicos H e I, como se cita en la página 52 de la presente obra.
- Existen una variedad de elementos mecánicos para la industria automotriz que podrían ser elaborados con las propiedades obtenidas luego de los tratamientos térmicos expuestos en este proyecto, como, brazos de freno, brazos de control de bombas e impulsores, válvulas de ajuste

correspondientes a los materiales de las series QT450, QT500 y QT700 bajo especificaciones de manufactura china, con valores de resistencia a la tracción de: 40, 50 ,70 Kg/mm² y valores de dureza de: 210, 270 y 315 puntos de dureza Brinell; como se puede observar en el anexo 9. Los mismos que son comparables con los valores obtenidos para los tratamientos térmicos: H, I y J.

RECOMENDACIONES

- El presente procedimiento experimental es sensible a la composición química y geometría de las probetas o piezas que se deseen tratar.
- Para desarrollar los ensayos de impacto se debe tomar en cuenta la calidad de las probetas, la tolerancia en la geometría y acabado superficial, de las mismas, debe ser muy estricto conforme la norma, para poder obtener resultados consistentes.
- En el proceso de templado de las probetas, una de las variables que se debe tomar en cuenta es el medio de temple, su volumen y condición deben ser adecuados, además de que siempre se debe realizar una agitación del medio para homogenizar la velocidad de enfriamiento, de esta manera es recomendable el uso de varios recipientes con contenidos iguales de medio de temple cuando se realiza el temple de grupos de varias probetas.
- El hecho de haber extraído las probetas de tuberías complicó la elaboración de las probetas, especialmente las de tracción, lo que conllevó costos altos de elaboración de las probetas y una limitación del procedimiento experimental.

BIBLIOGRAFÍA

1. WESTERMAN, Geoff, Metalotécnica Fundamental, Editorial Reverteré, España, Barcelona, 1986.
2. DUDLEY, Darley, Handbook of practical gear design, CRC Press, Boca Ratón, Florida, EEUU, 2000.
3. MOSER, A. P., Buried Pipe Design, 3era. Edición, Mc Graw Hill, EEUU, 2008.
4. AVNER, Sydney, Introducción a la metalurgia física, 2da. Edición, Mc Graw Hill, EEUU, 1981.
5. SHIGLEY, Josep, Standard Handbook of machine design, EEUU, 1986.
6. ASKELAND, Donald, Ciencia e Ingeniería de los materiales, 5ta. Edición, Thompson, 2006.
7. MORRAL, F.R., Metalurgia general, Tomo II, Editorial Reverteré, Barcelona, España, 2004.
8. ASM Metals Handbook, Vol. 9, Metallography and Microstructures, ASM, 2004.
9. ASM Metals Handbook Vol. 4, Heat Treatment, ASM, 2004.
10. DOSSET, Jon, Practical heat treating, 2da. Edición, ASM Internacional, EEUU, 2006.
11. VIÁFARA, Cristian, Transformación bainítica en aleaciones Fe-C, Universidad EAFIT, Volumen 1, Medellín, Colombia, 1996.
12. JANOWAK, J.F., Development of a Ductile Iron for Commercial Austempering, Trans. Of American Foundrymens Society, 1983.
13. KOVACS, Austempered Ductile Iron: fact and fiction, Modern casting, 1990.
14. HULGREN, A, Isothermal Transformation of Austenite, Trans. ASM, 1946.
15. Metalurgia general, volume 2, Emilio Jimeno Gil, Reverte, 1985
16. BAÑO, Darwin, Estudio de la soldadura de la fundición nodular, EPN, 2008.
17. SMITH, W. Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales. Editorial Mc Graw Hill. Tercera Edición. España. 1998.
18. SOUSA SANTOS, A. CASTELLO BRANCO, C. Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares. Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de Sao Paulo. Brasil. 1977.
19. JOSÉ NAVARRO ALCACER. Fundición de Hierro. Editorial Dossat. Madrid. 1947.

20. KARSAY, S. Ductile Iron Production Practices. American Foundrymen's Society. 1979.
21. DUCTILE IRON SOCIETY. To Promote the Production and Application of Ductile Iron Castings. Section 2. Updated 07/15/06.
22. APRAIZ BARREIRO, J., Fundiciones, Editorial Dossat, 2da Edición, Madrid 1963.
23. <http://www.ductile.org/didata/Section2/2intro.htm>
24. LACERAS, Ciencia de Materiales. Editorial Dossat Madrid 1987.
25. <http://www.orqhys.com/contenidos/hierro-tratamientos.htm>
26. RODRIGUEZ, Julián, Procesos industriales para materiales metálicos, Editorial Visión net, 2da. Edición, Madrid, España.
27. MOLERA, Pere, Tratamientos térmicos de los metales, Marcombo, Barcelona, España, 1991.
28. KALPAKJIAN, Manufactura, ingeniería y tecnología, 4ta. Edición, México, México, 2002.
29. FERRER, Carlos, Tecnología de materiales, Editorial UPV, Valencia, España, 2003.
30. MOTT, Robert, Diseño de elementos de máquinas, Editorial Pearson, 4ta. Edición, México, México, 2006.

ANEXOS

1. Análisis químico
2. Norma ASTM E 140-02, Standard Hardness Conversion Tables
3. Registro de ensayos de dureza
4. Registro de ensayo de impacto
5. Registro de ensayo metalográfico
6. Registro de ensayo de tracción
7. Norma ASTM A 439-83, Standard specification for austenitic ductile iron castings.
8. Norma ASTM A 327M-91, Standard test methods for impact testing of cast irons.
9. Información técnica de materiales de manufactura china para elementos mecánicos de aplicación automotriz.
10. Extracto Norma ASTM E 3, Selección de probetas metalográficas.
11. Curvas de variación de propiedades frente al templado para fundiciones de hierro dúctil.
12. Curvas Jominy para fundiciones de hierro dúctil.

ANEXO 1

ELEMENTO	PORCENTAJE PROMEDIO (%)
Carbono (C)	> 5.04
Silicio (Si)	2.58
Fósforo (P)	0.048
Manganeso (Mn)	0.212
Azufre (S)	0.013
Cromo (Cr)	0.011
Molibdeno (Mo)	< 0.002
Níquel (Ni)	< 0.002
Aluminio (Al)	0.012
Cobalto (Co)	0.001
Cobre (Cu)	0.008
Niobio (Nb)	< 0.003
Titanio (Ti)	0.080
Vanadio (V)	0.014
Wolframio (W)	0.053
Plomo (Pb)	< 0.004
Estaño (Sn)	0.007
Magnesio (Mg)	0.035
Arsénico (As)	< 0.003
Zirconio (Zr)	< 0.001
Calcio (Ca)	< 0.000
Cerio (Ce)	< 0.003
Boro (B)	0.005
Zinc (Zn)	< 0.001
Lantano (La)	0.005
Hierro (Fe)	< 90.935

Ing. Michael Alarcón
HANSA. Cía. Ltda.

Análisis químico realizado en muestras de fundición nodular de matriz ferrítica, grado 65 – 45 – 12, el 19 de octubre del 2007 en el laboratorio espectrográfico de la Compañía Hansa. Cía. Ltda.

ANEXO 2

TABLE 1 Approximate Hardness Conversion Numbers for Non-Austenitic Steels (Rockwell C Hardness Range)^{A, B}

Rockwell C Hardness Number 150 kgf (HRC)	Vickers Hardness Number (HV)	Brinell Hardness Number ^C		Knoop Hardness, Number 500-gf and Over (HK)	Rockwell Hardness Number		Rockwell Superficial Hardness Number			Scleroscope Hardness Number ^D	Rockwell C Hardness Number 150 kgf (HRC)
		10-mm Standard Ball, 3000-kgf (HBS)	10-mm Carbide Ball, 3000-kgf (HBW)		A Scale, 60-kgf (HRA)	D Scale, 100-kgf (HR D)	15-N Scale, 15-kgf (HR 15-N)	30-N Scale, 30-kgf (HR 30-N)	45-N Scale, 45-kgf (HR 45-N)		
68	940	920	85.6	76.9	93.2	84.4	75.4	97.3	68
67	900	895	85.0	76.1	92.9	83.6	74.2	95.0	67
66	865	870	84.5	75.4	92.5	82.8	73.3	92.7	66
65	832	...	(739)	846	83.9	74.5	92.2	81.9	72.0	90.6	65
64	800	...	(722)	822	83.4	73.8	91.8	81.1	71.0	88.5	64
63	772	...	(705)	799	82.8	73.0	91.4	80.1	69.9	86.5	63
62	746	...	(688)	776	82.3	72.2	91.1	79.3	68.8	84.5	62
61	720	...	(670)	754	81.8	71.5	90.7	78.4	67.7	82.6	61
60	697	...	(654)	732	81.2	70.7	90.2	77.5	66.6	80.8	60
59	674	...	634	710	80.7	69.9	89.8	76.6	65.5	79.0	59
58	653	...	615	690	80.1	69.2	89.3	75.7	64.3	77.3	58
57	633	...	595	670	79.6	68.5	88.9	74.8	63.2	75.6	57
56	613	...	577	650	79.0	67.7	88.3	73.9	62.0	74.0	56
55	595	...	560	630	78.5	66.9	87.9	73.0	60.9	72.4	55
54	577	...	543	612	78.0	66.1	87.4	72.0	59.8	70.9	54
53	560	...	525	594	77.4	65.4	86.9	71.2	58.6	69.4	53
52	544	(500)	512	576	76.8	64.6	86.4	70.2	57.4	67.9	52
51	528	(487)	496	558	76.3	63.8	85.9	69.4	56.1	66.5	51
50	513	(475)	481	542	75.9	63.1	85.5	68.5	55.0	65.1	50
49	498	(464)	469	526	75.2	62.1	85.0	67.6	53.8	63.7	49
48	484	451	455	510	74.7	61.4	84.5	66.7	52.5	62.4	48
47	471	442	443	495	74.1	60.8	83.9	65.8	51.4	61.1	47
46	458	432	432	480	73.6	60.0	83.5	64.8	50.3	59.8	46
45	446	421	421	466	73.1	59.2	83.0	64.0	49.0	58.5	45
44	434	409	409	452	72.5	58.5	82.5	63.1	47.8	57.3	44
43	423	400	400	438	72.0	57.7	82.0	62.2	46.7	56.1	43
42	412	390	390	426	71.5	56.9	81.5	61.3	45.5	54.9	42
41	402	381	381	414	70.9	56.2	80.9	60.4	44.3	53.7	41
40	392	371	371	402	70.4	55.4	80.4	59.5	43.1	52.6	40
39	382	362	362	391	69.9	54.6	79.9	58.6	41.9	51.5	39
38	372	353	353	380	69.4	53.8	79.4	57.7	40.8	50.4	38
37	363	344	344	370	68.9	53.1	78.8	56.8	39.6	49.3	37
36	354	336	336	360	68.4	52.3	78.3	55.9	38.4	48.2	36
35	345	327	327	351	67.9	51.5	77.7	55.0	37.2	47.1	35
34	336	319	319	342	67.4	50.8	77.2	54.2	36.1	46.1	34
33	327	311	311	334	66.8	50.0	76.6	53.3	34.9	45.1	33
32	318	301	301	326	66.3	49.2	76.1	52.1	33.7	44.1	32
31	310	294	294	318	65.8	48.4	75.6	51.3	32.5	43.1	31
30	302	286	286	311	65.3	47.7	75.0	50.4	31.3	42.2	30
29	294	279	279	304	64.8	47.0	74.5	49.5	30.1	41.3	29
28	286	271	271	297	64.3	46.1	73.9	48.6	28.9	40.4	28
27	279	264	264	290	63.8	45.2	73.3	47.7	27.8	39.5	27
26	272	258	258	284	63.3	44.6	72.8	46.8	26.7	38.7	26
25	266	253	253	278	62.8	43.8	72.2	45.9	25.5	37.8	25
24	260	247	247	272	62.4	43.1	71.6	45.0	24.3	37.0	24
23	254	243	243	266	62.0	42.1	71.0	44.0	23.1	36.3	23
22	248	237	237	261	61.5	41.6	70.5	43.2	22.0	35.5	22
21	243	231	231	256	61.0	40.9	69.9	42.3	20.7	34.8	21
20	238	226	226	251	60.5	40.1	69.4	41.5	19.6	34.2	20

^A In the table headings, force refers to total test forces.

^B Appendix X1 contains equations converting determined hardness scale numbers to Rockwell C hardness numbers for non-austenitic steels. Refer to 1.11 before using conversion equations.

^C The Brinell hardness numbers in parentheses are outside the range recommended for Brinell hardness testing in 8.1 of Test Method E 10.

^D These Scleroscope hardness conversions are based on Vickers—Scleroscope hardness relationships developed from Vickers hardness data provided by the National Bureau of Standards for 13 steel reference blocks, Scleroscope hardness values obtained on these blocks by the Shore Instrument and Mfg. Co., Inc., the Roll Manufacturers Institute, and members of this institute, and also on hardness conversions previously published by the American Society for Metals and the Roll Manufacturers Institute.

TABLE 2 Approximate Hardness Conversion Numbers for Non-Austenitic Steels (Rockwell B Hardness Range)^{A, B}

Rockwell B Hardness Number, 100-kgf (HRB)	Vickers Hardness Number (HV)	Brinell Hard- ness Number, 3000-kgf, (HBS)	Knoop Hard- ness Number, 500-gf, and Over (HK)	Rockwell A Hardness Number, 60-kgf, (HRA)	Rockwell F Hardness Number, 60-kgf, (HRF)	Rockwell Superficial Hardness Number			Rockwell B Hardness Number, 100-kgf, (HRB)
						15-T Scale, 15-kgf, (HR 15-T)	30-T Scale, 30-kgf, (HR 30-T)	45-T Scale, 45-kgf, (HR 45-T)	
100	240	240	251	61.5	...	93.1	83.1	72.9	100
99	234	234	246	60.9	...	92.8	82.5	71.9	99
98	228	228	241	60.2	...	92.5	81.8	70.9	98
97	222	222	236	59.5	...	92.1	81.1	69.9	97
96	216	216	231	58.9	...	91.8	80.4	68.9	96
95	210	210	226	58.3	...	91.5	79.8	67.9	95
94	205	205	221	57.6	...	91.2	79.1	66.9	94
93	200	200	216	57.0	...	90.8	78.4	65.9	93
92	195	195	211	56.4	...	90.5	77.8	64.8	92
91	190	190	206	55.8	...	90.2	77.1	63.8	91
90	185	185	201	55.2	...	89.9	76.4	62.8	90
89	180	180	196	54.6	...	89.5	75.8	61.8	89
88	176	176	192	54.0	...	89.2	75.1	60.8	88
87	172	172	188	53.4	...	88.9	74.4	59.8	87
86	169	169	184	52.8	...	88.6	73.8	58.8	86
85	165	165	180	52.3	...	88.2	73.1	57.8	85
84	162	162	176	51.7	...	87.9	72.4	56.8	84
83	159	159	173	51.1	...	87.6	71.8	55.8	83
82	156	156	170	50.6	...	87.3	71.1	54.8	82
81	153	153	167	50.0	...	86.9	70.4	53.8	81
80	150	150	164	49.5	...	86.6	69.7	52.8	80
79	147	147	161	48.9	...	86.3	69.1	51.8	79
78	144	144	158	48.4	...	86.0	68.4	50.8	78
77	141	141	155	47.9	...	85.6	67.7	49.8	77
76	139	139	152	47.3	...	85.3	67.1	48.8	76
75	137	137	150	46.8	99.6	85.0	66.4	47.8	75
74	135	135	147	46.3	99.1	84.7	65.7	46.8	74
73	132	132	145	45.8	98.5	84.3	65.1	45.8	73
72	130	130	143	45.3	98.0	84.0	64.4	44.8	72
71	127	127	141	44.8	97.4	83.7	63.7	43.8	71
70	125	125	139	44.3	96.8	83.4	63.1	42.8	70
69	123	123	137	43.8	96.2	83.0	62.4	41.8	69
68	121	121	135	43.3	95.6	82.7	61.7	40.8	68
67	119	119	133	42.8	95.1	82.4	61.0	39.8	67
66	117	117	131	42.3	94.5	82.1	60.4	38.7	66
65	116	116	129	41.8	93.9	81.8	59.7	37.7	65
64	114	114	127	41.4	93.4	81.4	59.0	36.7	64
63	112	112	125	40.9	92.8	81.1	58.4	35.7	63
62	110	110	124	40.4	92.2	80.8	57.7	34.7	62
61	108	108	122	40.0	91.7	80.5	57.0	33.7	61
60	107	107	120	39.5	91.1	80.1	56.4	32.7	60

THE AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM International. Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, and Scleroscope Hardness. ASTM: E 140 – 02. ASTM. USA. 2002. Pages 3 y 4.