

**Ministerio de Educación Superior
Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa
“Dr. Antonio Núñez Jiménez”
Departamento de Mecánica**

**CARACTERIZACIÓN DE UNA FUNDICIÓN DE ACERO AL
CROMO - NÍQUEL - MOLIBDENO PARA LA FABRICACIÓN DE
ÁRBOL DE TRANSMISIÓN EN EQUIPOS DE LABOREO MINERO**

Tesis en opción al título de ingeniero mecánico

Autor: César Javier Domínguez Romero

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

Moa -2017



Declaración de autoridad

Yo: César Javier Domínguez Romero

Autor de esta tesis, certifico su propiedad intelectual a favor del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa "Dr. Antonio Núñez Jiménez" el cual podrá hacer uso del mismo con la finalidad que estime conveniente.

César Javier Domínguez Romero

Dr. C. Tomás Fernández Columbié



Agradecimientos

A Dios por concederme claridad para entender, memoria para retener y lucidez para interpretar y expresarme.

A mi queridísima madre Maricelis Romero y a mi otra madre la abuela María Cristina (Chicha).

A mi primo y hermano Héctor Ávila.

A mi querida novia Evelin Proenza por ayudarme día tras día y su madre mi suegra Marci Muguercia.

Al resto de la familia.

A mis amigos y compañeros de aula en especial a Osvaldo Sardinias, Víctor de la Cruz, Liván Viñals y Elioiki Guilarte.

Un agradecimiento especial al profesor y amigo Dr. C. Tomás Fernández Columbié y al compañero Yoel Ochoa.

Al claustro de profesores del departamento de mecánica en general.

A los que de un modo u otro contribuyeron con el desarrollo del trabajo.

A todos muchas gracias.



Dedicatoria

Este trabajo va dedicado especialmente a mi hermosa madre y a mi querida abuela, a todos los profesores y personas que han contribuido de una forma u otra a que se hiciera posible el sueño de formarme como un profesional de esta revolución.



TABLA DE CONTENIDOS	PÁG
RESUMEN	
INTRODUCCIÓN	
CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS	
1.1 Introducción	4
1.2. Explotación de los equipos mineros	4
1.3. Generalidades sobre los aceros	6
1.3.1. Generalidades de las aleaciones de cromo	7
1.4. Efectos de los elementos de aleación en las fundiciones	10
1.4.1. Estructura y propiedades de la fundición	12
1.4.2. Características de los hierros de elevada aleación	13
1.5. Proceso de solidificación del hierro	14
1.5.1. Nucleación y crecimiento	15
1.5.2. Defectos metalúrgicos en la fundición	16
1.6. Resistencia al desgaste en los hierros fundidos	17
1.6.1. Influencia de la dureza en las fundiciones	19
1.7. Conclusiones del capítulo 1	22
CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS	
2.1. Introducción	23
2.2. Proceso de fundición de la aleación	23
2.2.1. Proceso de moldeo	24
2.2.2. Obtención de las probetas metálicas	24
2.3. Caracterización química de la fundición aleada	25
2.3.1. Función de los elementos químicos en el acero 9840	26
2.4. Cálculo del contenido de manganeso	27
2.4.1. Carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo	27
2.4.2. Contenido de carbono y silicio en la fundición	28
2.4.3. Cálculo del carbono equivalente	28
2.4.4. Composición en las interfaces	29
2.5. Preparación metalográfica	31
2.5.1. Análisis microestructural	33



2.5.2. Observación con microscópica óptica	33
2.5.3. Ensayo de microdureza	34
2.5.4. Zonas para la medición de la microdureza	35
2.5.5. Obtención del porcentaje de microconstituyentes	36
2.6. Conclusiones del capítulo 2	37
CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS	
3.1. Introducción	38
3.2. Análisis de la composición química de la aleación fundida	38
3.3. Análisis de los parámetros de coladas de la fundición	39
3.4. Análisis del comportamiento microestructural de las muestras	42
3.5. Análisis del porcentaje de microconstituyentes en las muestras	47
3.6. Análisis de la microdureza	51
3.7. Análisis económico	53
3.8. Impacto ambiental	54
3.9. Conclusiones del capítulo 3	56
CONCLUSIONES GENERALES	
RECOMENDACIONES	
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	



RESUMEN

El trabajo tiene como objetivo caracterizar la fundición del acero aleado del tipo 39 CrNiMo (AISI/SAE 9840) que se elabora en la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche" y se emplea en la fabricación de árbol de transmisión de equipo de laboreo minero. Se realizó el proceso de fundición en un horno de inducción con crisol de alta frecuencia, donde la carga seleccionada fue a partir de chatarra y palanquilla y se analizaron tres muestras obtenidas del proceso de fundición. En el análisis microestructural se determinó que las microestructuras de las muestras son consistentes en estructuras martensítica, austenítica, ferrita y pequeña proporción de bainita. En las microestructuras resultantes de las zonas analizadas se determinó que la fase que predomina es la martensita entre un 83,43 y un 83,34 % en las muestras 2 y 3, precedida por la fase ferrita, las cuales están asociadas a los elementos químicos carbono, cromo y molibdeno que son elementos alfégenos y en la muestra 1 el más notorio es la ferrita, microconstituyente más dúctil de los aceros. La dureza determinada se encuentra de 266 HV (27,2 HRC) para la muestra 1, de 501 (49,7 HRC) en la muestra 2 y de 566 (49,7 HRC) para la muestra 3. Se establece el análisis económico, así como el impacto medio ambiental del proceso de fundición.

ABSTRACT

The work has as objective to characterize the foundry of the alloyed steel of the type 39 CrNiMo (AISI/SAE 9840) that is elaborated in the company "Major Gustavo Machín Hoed of Beche" and it is used in the production of tree of transmission of team of mining labour. He was carried out the foundry process in an induction oven with hearth of high frequency, where the selected load was starting from scrap and leveraging and three obtained samples of the foundry process were analyzed. In the analysis microestructural it was determined that the microstructure of the samples is consistent in structures martensitic, austenítica, ferrite and small bainit proportion. In the resulting microstructure of the analyzed areas it was determined that the phase that prevails is the martensita between a 83.43 and 83.34% in the samples 2 and 3, preceded by the phase ferrite, which are associated to the elements chemical carbon, chromium and molybdenum that are elements alfacen and in the sample 1 the most notorious is the ferrite, more ductile micro constituent of the steels. The certain hardness is of 266 HV (27.2 HRC) for the sample 1, of 501 (49.7 HRC) in the sample 2 and of 566 (49.7 HRC) for the sample 3. He economic analysis settles down, as well as the half environmental impact of the foundry process.



INTRODUCCIÓN

La minería como actividad humana, no puede estar ajena a la aplicación del conocimiento científico en cada uno de sus procesos. Generalmente los trabajos que en ella se ejecutan se caracterizan por la presencia, en mayor o menor grado, del uso de técnicas y herramientas que surgen como resultado de investigaciones y le permiten al personal vinculado con la misma resolver problemas cada vez más complejos.

Actualmente los equipos mineros son diseñados con tecnologías de avanzada, pero en la medida que son usados envejecen, fallan por diversas causas, generan pérdidas de grasas, lubricantes, gases, ruidos, además de paros operacionales imprevistos, razones por las que son sometidos a actividades de reparación no pronosticadas, de modo que a los costos usuales de operación se suman costos adicionales por mantenimiento, lo que ocasiona la disminución de los beneficios y los convierte en obsoletos y en alguna forma candidatos a ser reemplazados antes del tiempo previsto.

Los equipos juegan un papel importante en los procesos de producción continua y debido a las condiciones de explotación a las que están sometidos, pueden causar interrupciones al ciclo productivo y afectar el suministro de materia prima a las fábricas y hay que prestarle especial atención en todo el período de explotación.

Después de años de explotación, no se ha logrado sistematicidad en el cumplimiento de los volúmenes de masa minera en los trabajos de excavación - carga y acarreo. Análisis técnicos realizados concluyen que varios aspectos afectan el cumplimiento de los indicadores técnico - productivos de los equipos en el proceso minero, entre los que se citan: afectaciones tecnológicas, organizativas e incumplimientos de los términos técnicos pactados en los contratos de adquisición de equipos (Urgellés, 2004; García *et al.*, 2005; Tornes, 2005; Cuba, 2008; García *et al.*, 2009; Guerra y García, 2009; Mbalongany, 2010; Toirac, 2010; García, 2011; García *et al.*, 2011; Santiago, 2012; Guerra, 2012).

Con la creciente demanda de mejorar la calidad de los procesos en la industria y asegurar el correcto funcionamiento de los equipos de producción se ha originado una significativa evolución en el mantenimiento industrial en las últimas décadas, optando por nuevas técnicas en la detección pronta de fallas y seguimiento funcional del equipo, con la



finalidad de predecir el comportamiento de los elementos y así reducir al mínimo las averías y paros no deseados.

Una de las técnicas para el mejoramiento de las piezas que componen el parque de los equipos mineros está relacionada con los procesos de fundición. En la producción de piezas fundidas se emplean diferentes tipos de aleaciones tanto ferrosas como no ferrosas. La fundición es el material más empleado para la elaboración de piezas perfiladas a consecuencia de sus buenas propiedades tecnológicas y un costo relativamente bajo en comparación con otras aleaciones.

Situación problemática

La aleación de los aceros para piezas fundidas se realiza, fundamentalmente a partir de las exigencias con relación a las propiedades mecánicas o características particulares de su explotación. Las propiedades de fundición de los aceros de baja aleación prácticamente coinciden con las de los aceros al carbono para contenidos de carbono coincidentes. En los aceros de media y alta aleación estas propiedades por lo general son peores que en los aceros al carbono, sin embargo por las características del trabajo que realizan los equipos de laboreo minero, en la UEB de fundición de la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche" se obtiene una aleación del tipo cromo - níquel - molibdeno para la fabricación del árbol de transmisión de los carros de carga de mineral, con lo cual se lograría minimizar la importación, con un considerable aumento a la economía.

El problema a investigar lo constituye: necesidad de caracterizar las propiedades metalúrgicas y mecánicas de la fundición del acero al cromo - níquel molibdeno del tipo 9840 obtenida por el proceso de fundición para ser empleada en la fabricación de árbol de transmisión de los equipos de laboreo minero.

Sobre la base del problema a resolver se establece la siguiente **hipótesis**: con la caracterización metalúrgica donde se considere el análisis microestructural, el porcentaje de microconstituyentes y la dureza de la aleación 39 CrNiMo (AISI 9840) se podrá determinar si la misma, luego del proceso de fundición, puede ser empleada en la fabricación de árbol de transmisión de los equipos de laboreo minero.

En correspondencia con la hipótesis planteada se define como **objetivo** del trabajo: establecer las propiedades físicas - mecánicas en función de la microestructura y de los



microconstituyentes de la aleación 39 CrNiMo (AISI 9840) para ser empleada en la fabricación de árbol de transmisión de los equipos de laboreo minero.

El **objeto de investigación** es: la metalurgia física de la aleación 39 CrNiMo (AISI 9840) la dureza luego del proceso de obtención.

El **campo de acción**: comportamiento de las propiedades mecánicas y metalúrgicas de la aleación 39 CrNiMo (AISI 9840) luego del proceso de fundición.

Objetivos específicos

1. Definir las regularidades del comportamiento metalúrgico en base a la microestructura, los microconstituyentes y las propiedades físico – mecánica de la aleación 39 CrNiMo (AISI 9840) luego de ser obtenida por proceso de fundición.
2. Establecer el procedimiento metodológico para determinar las variaciones metalúrgicas macro y microestructurales de la aleación 39 CrNiMo (AISI 9840) luego de ser obtenida por proceso de fundición.
3. Establecer a partir de las regularidades metalúrgicas obtenidas como: comportamiento microestructural, porcentaje de microconstituyentes y el análisis de microdureza, el comportamiento de las propiedades mecánicas de la aleación 39 CrNiMo (AISI 9840) luego de ser obtenida por proceso de fundición.

Para dar cumplimiento a los objetivos se plantean las siguientes **tareas** del trabajo

1. Establecimiento del estado del arte y teorías relacionadas con el proceso de fundición.
2. Metodología experimental para la caracterización de la aleación fundida.
3. Análisis de resultados y obtención de las regularidades metalúrgicas del comportamiento microestructural y del análisis de microdureza de la aleación 39 CrNiMo (AISI 9840) obtenida por proceso de fundición.
4. Fundamentación del proceso metalúrgico físico que conduce a la determinación de las propiedades físico – mecánicas de la aleación fundida 39 CrNiMo (AISI 9840) obtenida por proceso de fundición.
5. Planteamiento de los efectos económicos, sociales y ambientales del proceso de fundición.

Capítulo 1

Marco teórico de la investigación

CAPÍTULO 1. MARCO TEÓRICO. ANTECEDENTES INVESTIGATIVOS

1.1 Introducción

Se da el nombre de aceros aleados a los aceros que además de los cinco elementos: carbono, silicio, manganeso, fósforo y azufre, contienen también cantidades relativamente importantes de otros elementos como el cromo, níquel, molibdeno, que sirven para mejorar alguna de sus características fundamentales. También puede considerarse aceros aleados los que contienen alguno de los cuatro elementos diferentes del carbono que antes hemos citado, en mayor cantidad que los porcentajes que normalmente suelen contener los aceros al carbono.

En el presente capítulo se establece como **objetivo** el análisis de las bibliografías existentes, que permitan definir el estado del arte relacionado con las características fundamentales de los aceros aleados fundidos para ser empleados en sistema de transmisión.

1.2. Explotación de los equipos mineros

Entre los principales objetivos de las empresas productoras se encuentra el lograr una correcta armonía entre la producción y los recursos que se emplean para obtener la misma con un alto grado de eficacia (EMPLINI, 2006).

El rendimiento general del laboreo minero de los frentes de excavación - carga en los yacimientos de las empresas del territorio, se encuentra por debajo de las productividades medias de explotación establecidas para cada una de las líneas de equipos de excavación - carga y de transporte. Por lo que es necesario estudiar los criterios sobre el rendimiento y su productividad para incrementar la eficiencia de los equipos mineros (Belete *et al.*, 2010).

Bruzos *et al.* (2005), realizan una valoración comparativa de los vehículos que se explotan en Cuba, desde el punto de vista de las características técnicas y tecnológicas necesarias para las condiciones actuales y futuras en cuanto a prestaciones, impacto medioambiental, de explotación y reparación. También, dan valoraciones que desde el punto de vista económico ayudan a comprender la necesidad de emprender una política



de reposición del parque automotor en la medida en que las condiciones del país lo permitan.

Alfaro (2002), define que el éxito de los equipos mineros depende fundamentalmente de las condiciones que se garanticen en la negociación, las cuales permitan lograr mayores niveles de eficiencia y destaca que en éstas condiciones las relacionadas con el mantenimiento, son básicas.

López (2005), plantea que inicialmente en la adquisición de equipos para proyectos de explotación minera, junto con la flota, el cliente compraba un motor, una transmisión y otros componentes como repuesto; hoy las empresas que prestan servicios a los equipos adquiridos por contratos de compras tienen los componentes disponibles, pero no asignados a cada cliente, usan las sinergias que le produce atender una cantidad importante de equipos similares. No mantienen personal para cambio de componentes en cada contrato, sólo un equipo de servicios especializado en cambiar componentes que acude a donde sea necesario, esto disminuye el costo del servicio de mantenimiento.

Scott (2005), cita que existen empresas las cuales a través de arrendamiento (Leasing), ofrecen apoyo financiero y otras soluciones a los clientes. Además de equipos, repuestos o servicios de mantenimiento, preparan soluciones para que el cliente logre el menor costo por tonelada. Señala además que no se trata sólo de tener el menor precio, la mayor productividad, o el menor costo de mantenimiento, sino de ofrecer la solución, la cual en conjunto den las mejores condiciones al cliente para explotar la técnica adquirida. Por ello las empresas de servicios, no sólo prevén financiar equipos, sino también diseñar, construir y financiar instalaciones de mantenimiento.

El Leasing en Rusia según Agachanof (2010), es la mejor alternativa después de la crisis para las industrias, incluida la minera, pues garantiza la explotación del bien arrendado sólo con el pago de la renta mensual y los servicios técnicos son ejecutados por las empresas financieras, además de la opción de eliminar gastos por reemplazamiento de equipos.

Rajutin (2010), muestra que los métodos existentes de análisis matemáticos y técnicos para calcular el número necesario de piezas de repuesto no toman en cuenta los efectos



de cambio de los parámetros de los elementos del funcionamiento hidráulico de las máquinas de la minería en diferentes condiciones.

Las publicaciones de Botin, Alfaro, López, Scot, Agachanof, Rajutin, solo tienen en cuenta en los servicios técnicos los aspectos relacionados con el mantenimiento y la reparación de los equipos, sin poner de manifiesto, hasta qué punto puede extenderse la vida útil con aplicación de las tecnologías de avanzadas referidas en el servicio. Además no relacionan los servicios técnicos de la contratación como aspecto de gran influencia en el rendimiento de los equipos.

1.3. Generalidades sobre los aceros

El acero es conocido como la aleación estándar con la cual son comparados los nuevos materiales estructurales. Sin embargo, lo que frecuentemente no es considerado al hacer esta comparación, es que el acero se mantiene en constante cambio debido a los notorios e importantes descubrimientos en la metalurgia del hierro y sus aleaciones. Esta es la razón por la cual el acero permanece como la aleación más exitosa, aunado a que mantiene una alta relación de costo/eficiencia sobre todos los demás materiales, ocasionando que el acero sea consumido en billones de toneladas anualmente (Higgins, 1993; Badeshia y Honeycombe; 2006).

Otra razón del amplio dominio de los aceros es la variedad de microestructuras y propiedades finales que presentan, las cuales pueden ser generadas por transformaciones en estado sólido y el método de procesamiento tal como ocurre en los aceros de alta resistencia y baja aleación (Badeshia y Honeycombe; 2006).

Los primeros aceros eran caracterizados por contener altos porcentajes de carbono, lo cual los hacía susceptibles a la fisuración en frío y por lo tanto solo era posible unirlos mediante remaches. Sin embargo en la década de los cuarenta se fabricaron aceros con bajos porcentajes de carbono, donde se disminuyó el problema de la fisuración en frío y por consiguiente se incrementó la soldabilidad de estos aceros.

Una de sus primeras aplicaciones se presentó durante la Segunda Guerra Mundial en la fabricación de barcos mercantes (liberty ships). Sin embargo las fallas que presentaban los buques fabricados de estos aceros, permitió el reconocimiento de un requerimiento

importante en las propiedades de los aceros estructurales, la tenacidad sobre la ductilidad (Tither y Lauprecht, 1977; Llewellyn y Hudd, 1998; AWS, 1990).

Al inicio de la década de los cincuentas, el trabajo de Hall y Petch revolucionó el diseño de los aceros con el concepto de refinamiento de grano de ferrita, lo que permitió un incremento en la resistencia a la cedencia y tenacidad de los aceros ferrítico - perlíticos (Hall, 1951). Desde entonces el refinamiento de grano se mantiene como el parámetro metalúrgico más importante en el desarrollo de los aceros.

Sin embargo, la necesidad de aceros con mayor resistencia promovió el desarrollo de otro mecanismo de endurecimiento, conocido como endurecimiento por precipitación, el cual se basa en pequeñas adiciones de elementos como el niobio, vanadio y titanio con la finalidad de incrementar la resistencia a la cedencia, a valores aproximados de 500 MPa. Cuando esos elementos se agregan en niveles máximos de 0,15 %, se convierten en elementos microaleantes, la cual es una característica de los aceros (Llewellyn y Hudd, 1998; Badeshia y Honeycombe, 2006).

Los elementos de aleación que más frecuentemente suelen utilizarse para la fabricación de aceros aleados son: níquel, manganeso, cromo, vanadio, wolframio, molibdeno, cobalto, silicio, cobre, titanio, circonio, plomo, Selenio, aluminio, boro y Niobio.

Según Badeshia y Honeycombe (2006), la influencia que ejercen estos elementos es muy variada y empleados en proporciones convenientes, se obtienen aceros con ciertas características que, en cambio, no se pueden alcanzar con los aceros ordinarios al carbono. Utilizando aceros aleados es posible fabricar piezas de gran espesor, con resistencias muy elevadas en el interior de las mismas. En elementos de máquinas y motores se llegan a alcanzar grandes durezas con gran tenacidad.

Es posible fabricar mecanismos que mantengan elevadas resistencias, aún a altas temperaturas, preparar troqueles de formas muy complicadas que no se deformen ni agrieten en el temple.

1.3.1. Generalidades de las aleaciones de cromo

El cromo es uno de los elementos especiales más empleados para la fabricación de aceros aleados. Se suele emplear en cantidades diversas, desde 0,3 a 30 %, según los



casos, aumenta la dureza y la resistencia de los aceros, mejora la templabilidad, disminuye las deformaciones en el temple, aumenta la resistencia al desgaste y la inoxidableidad (Smith, 1998).

En presencia de una cantidad suficiente de carbono, el cromo tiende a formar carburos y en cambio, cuando el acero es de muy bajo contenido en carbono, es soluble en la ferrita. Los carburos formados por este elemento no son siempre carburos simples; con bastante frecuencia se presentan asociados con el carburo de hierro y a veces, forman carburos complejos de dos o más elementos.

La naturaleza de estos compuestos depende del porcentaje de carbono y del contenido en elementos de aleación, los carburos que forman los diferentes elementos de aleación son duros y frágiles, y en especial los de cromo y vanadio son más duros y resistentes al desgaste que los demás (Apraiz, 1975).

El cromo, desde un 5 % en peso, aumenta la resistencia a la oxidación del hierro en atmósfera seca, por eso para un satisfactorio comportamiento en atmósferas oxidantes, a temperaturas de hasta 750 °C, los aceros utilizados suelen ser de alto contenido en cromo. Simultáneamente, contenidos crecientes de cromo en solución sólida en el hierro, disminuyen la conductividad térmica de él y por tanto le confieren refractariedad (Belzunce, 2001; Bedolla-Jacuinde *et al.*, 2003)

Callister (1999); Dogan *et al.*, (1997) plantean que la presencia del cromo en el acero, además al formar un film superficial de su óxido, modifica la posición del hierro en la serie electroquímica, así el hierro, que sin cromo es anódico, pasa a comportarse catódicamente en medios acuosos cuando el porcentaje de cromo es superior al 12 % en peso.

Los aceros con más de 12 % de cromo reciben el nombre de aceros inoxidable, la resistencia a la corrosión resultará tanto peor cuando mayor sea el contenido de carbono debido a la presencia de carburos de cromo. En las zonas contiguas a estos carburos, disminuye el contenido de cromo (porcentajes inferiores al 12 %) formándose aureolas descromadas que pasan a ser anódica y son atacadas.

Otra cualidad interesante del cromo es su efecto sobre las temperaturas críticas de transformación del hierro, amplía la estabilidad del hierro delta y también incrementa la

temperatura de transformación del hierro γ en hierro α , es decir, tiene un carácter alfégeno (Khanna, 2002).

Según Pero-Sanz (2000) el cromo tiene cierta incidencia en la templabilidad de la austenita, la hace más estable a las transformaciones durante el enfriamiento continuo, disminuyendo su temperatura de inicio de formación en martensita.

Los aceros con altas proporciones de cromo, a pesar de ser enfriados lentamente, puede no tener lugar la transformación perlítica de la austenita, que requeriría descensos de temperatura aún más lentos y aquella austenita se transformará parcialmente en martensita y quedará, a temperatura ambiente, una cierta proporción de austenita residual sin transformar.

Según Tabrett (2000) son los carburos eutécticos presentes en su microestructura los responsables de esta buena resistencia que además mejora al aumentar su porcentaje, sin embargo, estos carburos influyen críticamente en el comportamiento a fractura y la tenacidad del material disminuye a medida que la fracción de carburos aumenta. La matriz austenítica, martensítica o mezcla de las dos actúa de soporte de los carburos, previniendo la fractura y el desconche de los mismos.

Verdeja (1994); Pero-Sanz (2000); Dogan y Hauk (1997), consideran que el cromo aumenta además la templabilidad, la resistencia a elevadas temperaturas, así como las temperaturas de temple, recocido y normalizado, disminuye ligeramente la tendencia al sobrecalentamiento y la ductilidad no siendo así para contenidos superiores al 1,5 %.

Según Durman (1970) en los aceros de baja aleación, en presencia de Ni y Mo, aumenta la templabilidad, este elemento forma un óxido de alta temperatura de fusión y de difícil eliminación, reduce la velocidad de temple, disminuye el crecimiento del grano y retarda la descarburación periférica, dando mayor profundidad de temple.

La austenización de las fundiciones al cromo es crítica para la obtención de microestructuras endurecidas con alta dureza final, pero se sabe que existe un rango de temperaturas para el cual estas fundiciones alcanzan la máxima dureza. Dicha temperatura es la que ocasiona la óptima disolución de los carburos de aleación en la

austenita sin que se genere una fracción excesiva de austenita retenida. Suele estar en los 1025 °C, dependiendo del contenido en cromo de la fundición (Tabrett, 1996).

La dureza y microdureza tras los tratamientos de temple se ven modificadas en el curso de los dos tratamientos posteriores de revenido. En general, después del primer revenido tras un temple corto (5 h), se produce un aumento de la dureza y microdureza en todo el rango de temperaturas de revenido con respecto a las obtenidas tras el temple en las dos calidades ensayadas.

Esto es debido a la precipitación que tiene lugar durante el mantenimiento a la temperatura de revenido de un número considerable de carburos de pequeñas dimensiones en la zona central de los granos y a la transformación de la austenita retenida en martensita que tiene lugar en el enfriamiento subsiguiente.

Tras el segundo revenido, en el caso del acero alto en cromo templado durante 5 y 12 horas a 1000 °C se reduce levemente la dureza y la microdureza respecto a la obtenida tras el revenido simple y sus valores van decayendo con la temperatura, debido al fenómeno de sobre revenido de la martensita (Fernández, 2004).

1.4. Efectos de los elementos de aleación en las fundiciones

Las fundiciones o hierros fundidos pueden ser divididos en dos grandes familias, las hierros fundidos ordinarios, a base de hierro, carbono, silicio, manganeso, fósforo y azufre y los hierros fundidos aleados, donde son adicionados otros elementos como cobre, Vanadio, titanio, cobalto, para mejorar propiedades mecánicas y de superficie. Como fundiciones ordinarias pueden ser clasificadas las fundiciones gris, blanca, nodular, maleable, donde la diferencia en la microestructura depende básicamente de la forma de solidificación y de los procesos de grafitizado e inoculado utilizados (Babu *et al.*, 2002).

Ennis y Quadackers (2007) también plantean que los elementos de aleación modifican la microestructura de las fundiciones y con ello su dureza y resistencia, estando en ocasiones estos cambios influenciados, además, por una variación de la templabilidad. Ciertos elementos como el silicio, aluminio, níquel y cobre, que se disuelven en la ferrita, la endurecen y la hacen aumentar su resistencia, siendo elementos que favorecen la grafitización. Los elementos de aleación modifican también, como en los aceros, la



situación de los puntos críticos y además ejercen una acción muy importante y compleja de la grafitización.

Otros elementos como el cromo, manganeso, y molibdeno son formadores de carburos, esto son elementos que tienden a formar fundición blanca en vez de gris y dificultan la grafitización. Estos autores resumen que la influencia que ejercen los diversos contenidos de cromo, así como las microestructuras y características que se obtienen en cada caso.

El cromo en porcentajes de 0,10 a 0,20 % afina la perlita y el grafito de las fundiciones ordinarias. Con 1 % de cromo se provoca ya la aparición de carburos de gran dureza, que, además, son muy estables a altas temperaturas. Con 2 % de cromo desaparece el grafito. La fundición gris se convierte en blanca y la proporción de carburos de cromo aumenta. Con 6 % la matriz es perlítica y la cantidad de carburos que aparecen en la microestructura es ya muy importante.

Según Sare, (1997) el manganeso ejerce una acción opuesta a la del silicio, pues favorece la formación de carbono combinado, se combina fácilmente con el hierro y el azufre. El manganeso disminuye la temperatura de transformación eutectoide de la austenita, aumenta el intervalo de la austenita y disminuye la concentración de carbono en la transformación eutectoide y en la transformación eutéctica, un 1 % de manganeso disminuye la concentración de carbono en 0,06 – 0,07 %, pero aumenta la temperatura de transformación eutéctica en 3 °C aproximadamente. El manganeso se distribuye entre la austenita, la ferrita y la cementita, fundamentalmente en esta última y forma $(Fe, Mn)_7C_3$ y $(Mn, Fe)_{23}C_6$.

El manganeso en conjunto con el azufre ejerce también una cierta influencia contraria a la del silicio, y favorecen la formación de fundición blanca. Sin embargo, el manganeso y el azufre, cuando se encuentran formando inclusiones no metálicas de sulfuro de manganeso, no ejercen influencia favorable ni desfavorable en la formación de grafito, ni en la aparición de fundiciones grises o blancas. Además de estos tres tipos de fundición, se fabrican también desde hace muchos años (1722 aproximadamente) las fundiciones maleables.

Krause (1969), señala que el molibdeno es uno de los elementos de aleación más ampliamente usado con el propósito de elevar la resistencia del hierro gris. Es añadido en cantidades entre 0,20 y 0,75 %. Este elemento aumenta las propiedades del hierro a elevadas temperaturas. El módulo de elasticidad del molibdeno es muy alto, las adiciones al hierro fundido provocan un aumento del módulo de elasticidad de este material. Es un potente endurecedor, colabora con el cromo, el cobre y el níquel para endurecer la matriz.

En el diagrama Fe-C-Mo en su variante metaestable, se presentan unas cuantas fases de carburos: cementita aleada en la cual se disuelve hasta 2 % de molibdeno, tres carburos binarios y carburos MoC y Mo₂C. En general el molibdeno disminuye la solubilidad del carbono en la fase alfa. El elemento como tal no es un gratificador, ni un estabilizador fuerte de carburos, explicando por qué puede ser adicionado a la carga metálica sin variar prácticamente su carácter.

Los elementos como el cobre y el níquel tienen un efecto grafitizante durante la transformación eutéctica de los hierros de elevada aleación, sin embargo durante la transformación eutectoide dificultan la difusión del carbono promoviendo la formación de carbono combinado (Sy, 1959; Petty, 1968 y Krause, 1969).

1.4.1. Estructura y propiedades de la fundición

La industria de la producción de hierro fundido es una de las principales a nivel internacional. Anualmente son producidas piezas que son ensambladas y empleadas como componentes de equipos y maquinarias. La producción de hierro fundido es el triple al resto de las producciones de metales ferrosos y no ferrosos juntos, superado solo por la producción de acero laminado.

Según Walton (1981) y Guirshovich (1966) el término de hierro fundido es aplicado a una familia de aleaciones ferrosas que contienen más del 2 % de carbono. Incluye al hierro gris, el maleable, el dúctil (conocido como nodular), el blanco, con elevado nivel de aleación y con grafito compacto.

El hierro gris es el más empleado, con una producción anual superior al resto de los metales fundidos. La presencia de grafito laminar, señala (Pages, 2000) le proporciona características como la baja resistencia a la tracción, al impacto y a la abrasión. Sin

embargo presenta propiedades excelentes como la colabilidad, facilidad para el maquinado y la amortiguación de vibraciones.

Con el objetivo de mejorar la baja resistencia a la tracción del hierro gris, fue diseñado el hierro maleable, el cual se obtiene por tratamiento térmico del hierro blanco y donde el grafito aparece en forma de nódulos, pero el costo de estas producciones es muy superior al del hierro gris (García, 2001).

Rivera *et al.* (2001); Matic y Geltmacher (2001) plantean que en búsqueda del aumento del módulo de elasticidad del hierro fundido, surgió hace relativamente pocos años el hierro esferoidal, al cual le llaman hierro dúctil, por el incremento que sufre esta propiedad. Sin embargo estas aleaciones no son las más empleadas en el caso donde las piezas producidas trabajan en condiciones que predomina el desgaste abrasivo, donde el hierro blanco presenta un mejor comportamiento y aún superior los hierros de elevada aleación, pero estos últimos tienen el gran inconveniente de ser prácticamente no maquinables.

1.4.2. Características de los hierros de elevada aleación

Petty (1968) y Walton (1981) clasifican a los hierros de elevada aleación como un grupo independiente de aleaciones de hierro fundido, donde las propiedades dependen directamente de la influencia de los elementos de aleación. En estas aleaciones de hierro fundido, el contenido de aleación está bien por encima del 4 % y consecuentemente no pueden ser producidos por aleación en cuchara, como el resto de las aleaciones conocidas.

Ellos usualmente son producidos en fundiciones con equipamiento especializado para producir hierros de elevada aleación. Sin embargo esta afirmación es solo aplicable cuando la suma total de los elementos de aleación está muy por encima de 4 % (Cheng *et al.*, 2009).

Sy (1959); Petty (1968) y Krause (1969) señalan que los elementos como el cobre y el níquel tiene un efecto grafitizante durante la transformación eutéctica, sin embargo durante la transformación eutécticoide dificultan la difusión del carbono promoviendo la formación de carbono combinado; mientras otros elementos como el cromo y el molibdeno son formadores de carburos y aumentan su estabilidad. El manganeso

favorece la formación de carbono combinado, además de tener una afinidad especial con el azufre, lo cual le proporciona una aplicación insustituible.

Las influencias de los elementos de aleación en el hierro fundido, pueden dividirse en dos direcciones fundamentalmente: en el estado y distribución del carbono y en el control de la transformación de la austenita como señalan Ennis y Quadackers (2007).

1.5. Proceso de solidificación del hierro

Al inicio de la solidificación, si el enfriamiento es lo suficientemente rápido o si existen estabilizadores de perlita, tales como el Sn y el Sb, la austenita que rodea al grafito se transformará en perlita. Por otro lado si el enfriamiento es extremadamente lento, la austenita que rodea al grafito se transformará en ferrita ya que la cementita (Fe_3C) que está presente tendrá el suficiente tiempo para estabilizarse y descomponerse en grafito y austenita que a su vez se convertirá en ferrita (Tiedje y Pedersen, 2007).

En los hierros fundidos se pueden presentar una matriz completamente ferrítica o perlítica pero es más común tener una mezcla de ferrita y perlita. La matriz completamente ferrítica es producida por un tratamiento térmico de templado, mientras que la matriz completamente perlítica es a menudo producida por un tratamiento térmico de normalizado (enfriamiento al aire) (Dardati, 2005).

Además de presentarse diversas matrices con diferentes velocidades de solidificación existen según Chávez *et al.* (2006) diferencias que distinguen al hierro gris y el hierro nodular al momento de la transición del grafito al pasar de una forma de hojuela o una forma de nódulo. Siendo lo más significativo que durante la solidificación del hierro nodular, el grafito empieza a precipitar en el hierro líquido en forma de nódulos al ser una fase más estable causando una expansión en un mayor grado y con más fuerza que el hierro gris.

Los mecanismos de solidificación del hierro y las microsegregaciones resultantes son aspectos de la metalurgia que aún no son completamente entendidos, a pesar de significantes esfuerzos de investigación. Concretamente, existen tres teorías de solidificación que proponen modelos matemáticos que permiten la predicción de tamaños de grano y distribución en el proceso de fundición, dos de ellas son modelos clásicos y la última ha sido propuesta por Boeri y Sikora (2002).

El contenido en carbono considera Okamoto (2000) y Moffat *et al.* (2001) determina el tipo de evolución dendrítica durante el enfriamiento de la aleación, así como las propiedades mecánicas que éstas adoptan con la evolución de las estructuras de crecimiento en la matriz solidificada. Es por ello que una de las clasificaciones para las fundiciones consiste en su designación por su tenacidad cuando ésta es sometida a tensión, la cual está directamente influenciada por el contenido en carbono que presenta en su composición.

Plantea Olsen *et al.* (2010) que la mayoría de las fundiciones de hierro se encuentran en una composición de carbono equivalente por debajo del 4,3 %, es decir, son de carácter hipoeutéctico. Las secuencias de fases durante la solidificación se pueden estudiar con la versión simplificada del diagrama ternario hierro – carbono - silicio tomadas en el 2 % de Si.

Según Ecob (2010) el tamaño de la dendrita se rige por el equivalente de carbono; así, bajos equivalentes producen dendritas relativamente grandes, dado que el intervalo de temperatura entre las líneas líquidas y eutéctica es mayor para estas aleaciones que para las fundiciones con equivalente de carbono más elevado. Un enfriamiento rápido promueve una morfología fina para las dendritas. El contenido de carbono del líquido aumenta hasta alcanzar la composición eutéctica del 4,3 %.

Una vez que es alcanzada esta composición, el líquido se transforma en dos sólidos. El tipo de sólido formado depende de si la solidificación es después de la reacción eutéctica metaestable o estable. Se forma carburo de hierro (Cementita, Fe_3C) y austenita (γ) durante la reacción metaestable y se forma grafito (C) más austenita (γ) durante la reacción estable.

1.5.1. Nucleación y crecimiento

El fenómeno de la solidificación se puede analizar en dos etapas, por un lado la nucleación de la fase sólida y posteriormente el crecimiento de esa fase sólida estable. Tradicionalmente el proceso de la nucleación de una fase sólida desde el líquido se clasifica en homogénea o heterogénea, dependiendo de cómo es que tiene lugar el evento de la nucleación, si ocurre sin o con influencia de impurezas, inoculantes o superficies externas, respectivamente. En la práctica la nucleación homogénea en líquidos solo

ocurre bajo las más cuidadosas y controladas condiciones de laboratorio. La nucleación heterogénea es lo normal en fundiciones, donde la fuerza impulsora para la nucleación se obtiene con sobreenfriamientos que oscilan entre 5 y 20°C (Ignoto, 2001).

Los grandes gradientes de temperatura en la interface sólido - líquido aseguran que la solidificación se produzca según un frente inestable que en general es del tipo celular, por lo que los granos finales de ferrita delta serán del tipo columnar, alineados según la dirección de máxima extracción de calor. En el enfriamiento posterior los granos alotriomórficos de austenita nuclearán en los bordes de grano de la ferrita delta, formando granos columnares de austenita que reemplazarán a los de la estructura de solidificación original.

1.5.2. Defectos metalúrgicos en la fundición

Los procesos de fabricación de piezas fundidas con aplicaciones tecnológicas críticas deben garantizar la eliminación de todo tipo de porosidades presentes en el material metálico. Estas discontinuidades influyen negativamente en las propiedades físicas y mecánicas del material, afectando consecuentemente a la funcionalidad de las piezas (Samuel y Samuel, 1995 y Piwonka *et al.*, 2002).

La presencia de estas irregularidades en una determinada zona sometida a esfuerzos mecánicos puede actuar de punto de partida para la formación de otros defectos como son los agrietamientos, los cuales generan roturas de piezas en servicio o el origen de fallos a fatiga. Otro ejemplo lo constituyen aquellos sistemas hidráulicos integrados por estas piezas, los cuales presentan un riesgo importante de fugas. Como consecuencia de este hecho, industrias como el automóvil y el creciente sector eólico son cada día más exigentes en relación a los criterios de aceptación de piezas fundidas y demandan controles más exhaustivos en los procesos de fabricación.

De forma general, los defectos de porosidad pueden estar provocados por la formación de gases en el seno del metal líquido (porosidades de gas) (Mampaey y Beghyn, 2006; Kurokawa *et al.*, 2006) o bien como consecuencia de la contracción volumétrica del propio material metálico a lo largo de los procesos de enfriamiento y posterior solidificación (rechupes) (Stefanescu *et al.*; 1995; Kambayashi *et al.*, 2005; Sabau, 2006). En ambos casos, la generación de una discontinuidad se produce pocos instantes

antes de que tenga lugar la transformación líquido - sólido, quedando ocluida en el material una vez que éste ha alcanzado el estado sólido.

De acuerdo con Kano *et al* (2006), la necesidad de fundir determinados tipos de aleaciones metálicas tanto para poder ser preparadas químicamente, como para conformar físicamente las piezas en base a un diseño previo, requiere trabajar con líquidos a altas temperaturas (1 500 - 1 600 °C en el caso de los aceros, 1 300 - 1 400 °C en la mayoría de las fundiciones de hierro y 750 - 800 °C en las aleaciones base aluminio). Este hecho supone que la energía térmica de los sistemas constituidos por el metal y el resto de dispositivos utilizados (revestimientos de horno, cucharas y moldes) es lo suficientemente elevada como para favorecer de manera considerable la aparición de fenómenos de difusión y absorción de elementos químicos, incluso cuando el material metálico ha alcanzado ya el estado sólido.

Por otra parte, las variaciones de temperatura asociadas a los procesos de enfriamiento en el interior de los moldes también implican cambios en la solubilidad de estos elementos químicos en el seno de un material que, adicionalmente, sufre una transformación de fase líquido - sólido.

1.6. Resistencia al desgaste en los hierros fundidos

Se ha podido determinar que algunos autores han estudiado la resistencia al desgaste de los hierros fundidos, Ishikawa *et al.* (2001) propusieron un hierro fundido de elevado nivel de aleación, con el objetivo de ser empleado en aplicaciones donde se requiere resistencia al desgaste, para lograrlo emplean un hierro base con carbono entre 2 y 4 %, silicio hasta 1,5 % y manganeso hasta 1,2 %. Se le adiciona además cromo entre 6 y 20 %, molibdeno ente 2 y 12 % y vanadio entre 3 y 10 % o un contenido de wolframio hasta 20 %.

Establecen como condición que el % Mo + 0,5 % W sea mayor que 0,32 (0,5 % Cr + % V). Con este nivel de aleación obtuvieron carburos del tipo M_6C en los límites de los granos de los carburos primarios, con un tamaño de partícula de hasta 3 μm y una densidad de 0,05 g/mm^3 . Precisan los autores que una aleación como esta posee una resistencia al desgaste abrasivo elevada, pero el costo de producción ya no resulta tan bajo como el de los hierros fundidos no aleados y la presencia de los carburos del tipo

M_6C en los límites de los granos de los carburos primarios, además de proporcionar una elevada dureza, harán prácticamente no maquinables a las piezas obtenidas con este material.

Otros autores como Hiroaki *et al.* (2001) proponen hierros de elevado nivel de aleación resistentes al desgaste, a partir de un hierro de elevado contenido de cromo, pero hipereutético, con carbono entre 3,7 y 4,5 % y con nitrógeno entre 0,10 y 0,40 %. De este modo se mantiene la resistencia de los hierros hipoeutéticos, pero los carburos secundarios que se obtienen después del temple, debido al elevado contenido de carbono, aumentan considerablemente la dureza de la base metalográfica y por lo tanto incrementan la resistencia al desgaste. Tampoco una aleación como esta resulta maquinable y el proceso de tratamiento térmico indudablemente elevará los costos de su producción.

Masaaki *et al.* (2001) proponen el uso de un hierro de elevado contenido de cromo y alto carbono, pero la acción del wolframio y el niobio actúan en la región hipoeutética, obteniéndose carburos de mayor dureza y con la tenacidad de los hierros aleados de elevado contenido de cromo. Las piezas fundidas obtenidas con este material pueden presentar una dureza del orden de 69 HRC. Con semejante dureza indiscutiblemente se eleva la resistencia al desgaste, pero la maquinabilidad se limita notablemente y los costos se elevan dado el nivel de aleación y los elementos empleados.

Para resolver el problema que se introduce con el maquinado algunos autores entre los que se encuentra Mile (1998), propone el empleo de un hierro de baja aleación para producir un árbol de levas, pero coloca enfriadores para que se forme una capa de hierro blanco en la superficie de las piezas. Para lograr maquinar dicha pieza aplica un recocido y luego obtiene la dureza requerida mediante temple en un baño salino o mediante temple por llama.

Este proceso debido al alto consumo de energía encarece la aleación, aunque resuelva el problema del maquinado. Y de que la aleación empleada es menos cara por el contenido de los elementos de aleación empleado, respecto a la propuesta por el resto de los autores aquí mencionados.

Algunos autores entre los que se encuentran Yuanzhong y Maorang (1998); proponen un hierro fundido con muy bajos contenidos de azufre y fósforo (0,01 a 0,025 %) con alto silicio (2,0 a 3,4 %) y la adición de cobre, cromo y molibdeno por debajo de 2 %, además de emplear un elemento tierra rara (0,025 a 0,03 %) unido a un metal no ferroso.

Según los autores, con esta aleación se pueden producir bolas para pulverizar minerales, con muy buena resistencia al impacto, a la fatiga, con costo bajos y se eleva la vida de servicio de 2 a 5 veces el de las bolas obtenidas con un hierro de elevado contenido de cromo y medio contenido de manganeso, pero el proceso de desulfuración y el costo de los inoculantes para obtener el hierro esferoidal, así como el equipamiento necesario para su inoculación, no resultan tan baratos.

Luo (1994) propone el empleo de un nodulizante de bismuto y un hierro base con bajo contenido de carbono (2,0 a 2,8 %), pero se emplea como aleantes el manganeso (1,5 a 10 %), el cobre (0,8 a 2 %), el vanadio (1,0 a 2,0 %), también señala que pudieran emplearse cromo o wolframio, todo con el objetivo de obtener moldes de estampado en caliente y enfriamiento en agua.

En esta propuesta no solo cabe el señalamiento sobre el empleo del nodulizante y el equipamiento requerido, sino también el nivel de aleación utilizado para algunos elementos, lo cual encarece el proceso de producción.

Algunos autores entre los que se encuentran Kunio (1991) propone, con el objetivo de obtener bloques de freno, un hierro donde hay presencia de grafito, el cual sirve como lubricante en un par de fricción y la adición de molibdeno (0,3 a 2 %) a un hierro de alto contenido de carbono (3,5 a 4,0 %) y silicio (1,4 a 2,5 %), para obtener una estructura acicular, la cual presenta alta capacidad de amortiguamiento (damping) y alta conductividad térmica, para disipar el calor que se produce durante la fricción al aplicar los frenos a alta velocidad. Por supuesto que el mecanismo de desgaste que prevalece en este proceso no es abrasivo.

1.6.1. Influencia de la dureza en las fundiciones

Las propiedades y el comportamiento de las fundiciones durante su manufactura y el desempeño durante su vida de servicio, dependen de su composición, estructura, historia de procesamiento y del tratamiento térmico al cual han sido sujetos. Propiedades básicas

importantes como la resistencia, la dureza, la ductilidad y la tenacidad, son influenciadas de manera importante y modificadas por elementos de aleación y por procesos de tratamientos térmicos.

Tsutomo (1991) con el objetivo de aumentar la dureza y la resistencia al impacto, propone un hierro de bajo contenido de silicio (0,2 a 1,0 %) con contenidos de molibdeno (0,5 a 2,0 %), el cromo (27 a 34 %), el wolframio (0,5 a 2,0 %) y el boro hasta 0,1 %. El cual es tratado térmicamente entre 950 y 1100 °C y revenido después del temple entre 200 y 500 °C, para alcanzar los niveles de dureza deseados.

En un hierro con estos niveles de silicio tan bajos y los elevados contenidos de elementos formadores y estabilizadores de carburos, no puede estar presente el grafito, lo cual dificulta la maquinabilidad, pero también los costos son elevados por el nivel de aleación y por el proceso de tratamiento térmico, dado el nivel de energía a consumir.

Yoghito (1992) propone un hierro fundido aleado con excelente resistencia al desgaste, empleando adiciones de molibdeno (5 a 15 %), el níquel (0,3 y 3 %), el cromo (7 a 18 %), vanadio (1 a 8 %) y wolframio hasta 10 %. Establecen como condición que el % Mo + 0,5 % W esté entre 2 y 15 % y se aproveche la microsegregación del vanadio, para incrementar la dureza. Además endurecen la matriz con un tratamiento térmico.

En tales condiciones la dureza alcanzada hace excelente la aleación para usos donde sea necesario alta resistencia al desgaste, pero la maquinabilidad se ve extremadamente limitada. Los comentarios sobre los costos de producción son similares a los expuestos anteriormente, con objetivos similares.

Michio (1986) propone una aleación que contiene contenidos elevados de cromo, de molibdeno, de wolframio y de titanio hasta 0,3 % donde el niobio hasta 0,3 y el cobre hasta 4 %, también están presentes. Con este nivel de aleación se logran carburos de forma granular que presentan elevada resistencia al desgaste y un elevado acabado superficial. Los criterios sobre esta aleación dado el nivel de los elementos de aleación empleados, elevan los precios de producción y actúan negativamente sobre la maquinabilidad.

Resulta de interés particular la solución brindada por Takayiki *et al.* (1991) donde conjugan el empleo de elementos como el níquel (3 a 5 %) que promueven la formación

de grafito y mejoran la estructura de la matriz y el cromo (1,2 y 2,5 %) en contenido donde disminuye el desgaste sin que frene la grafitización. Se adicionan además molibdeno (0,1 a 2 %) a un nivel donde la dureza de los carburos puede ser incrementada y el boro en un nivel (0,01 a 0,2 %) que regula la uniformidad del grafito y evita que se obtenga muy basto.

Conjugar carburos y grafito permite la obtención de propiedades en el hierro fundido donde la resistencia al desgaste y la maquinabilidad estén en niveles que permitan su empleo en la obtención de piezas resistentes al desgaste abrasivo y se puedan realizar operaciones de maquinado en las mismas. Aún así los niveles de los elementos empleados pueden ser objeto de ajuste con el fin de bajar los costos de producción.

Considera Dardati *et al.* (2002) que el tratamiento térmico de las fundiciones se realiza fundamentalmente para eliminar las tensiones internas que surgen durante el fundido. Estas tensiones conducen con el tiempo, a la variación de las dimensiones y forma de la fundición, disminución de la dureza y el mejoramiento de la maquinabilidad por corte y una elevación de las propiedades mecánicas.

El tratamiento de estas fundiciones (Dardati *et al.*, 2003) consiste en una austenización a una temperatura a la que, o bien precipitan carburos o, por el contrario, se disuelven muchos de los carburos que habían precipitado en el enfriamiento posterior al moldeo, lo cual depende de su composición química, del tamaño de la pieza y de las condiciones de enfriamiento tras el moldeo.

Tanto la resistencia al desgaste como la maquinabilidad están puestas en función de la dureza, aunque en sentido contrario. Por una parte (Philippon *et al.*, 2004) señalan que al aumentar la dureza respecto a la resistencia a la tracción, cosa que ocurre en los hierros blancos, disminuye la maquinabilidad y por otra parte (Das y Albert, 2005) señalan que al aumentar la dureza del material respecto a la del abrasivo, se favorece la resistencia al desgaste abrasivo del material, ya que el mismo se mueve en una masa abrasiva.



1.7. Conclusiones del capítulo 1

- Los aceros aleados con contenido de cromo - níquel - molibdeno, se emplean fundamentalmente en la fabricación de piezas de alta resistencia mecánica y tienen buen comportamiento para trabajar en condiciones de elevada tensión por su resistencia y dureza.
- Aunque aparecen descritos en la literatura el efecto de los elementos de aleación sobre las estructuras y las propiedades de los aceros aleados, no se muestran modelos que caractericen las propiedades de la fundición aleada al cromo níquel molibdeno del tipo 39 CrNiMo para ser empleada en volutas de bombas centrífugas que transportan líquidos con sustancias abrasivas.
- Según las literaturas consultadas las fundiciones o hierros fundidos pueden ser divididos en dos grandes familias, los hierros fundidos ordinarios, a base de hierro, carbono, silicio, manganeso, fósforo y azufre y los hierros fundidos aleados, donde son adicionados otros elementos como cobre, vanadio, titanio, cobalto, para mejorar propiedades mecánicas y de superficie.

Capítulo 2

Materiales y métodos

CAPÍTULO 2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Introducción

Las aleaciones mejoran notablemente las propiedades mecánicas de los metales puros, como pueden ser tenacidad, dureza, resistencia a tracción, resistencia a la corrosión, desgaste, pero por otro lado se empeoran propiedades como conductividad eléctrica y térmica, además de la plasticidad. Los aceros para construcciones mecánicas, presentan generalmente entre el 1 y el 6 % de aleantes (Manganeso, Cromo, Níquel, Molibdeno). Se emplean para la fabricación de diversas piezas que están solicitadas a grandes esfuerzos, como por ejemplo: ejes, engranajes, bielas, cigüeñales y pistones.

En este capítulo se plantea como **objetivo** establecer la metodología relacionada con la preparación de muestras, así como la relación de máquinas y equipos a emplear en la experimentación.

2.2. Proceso de fundición de la aleación

Las altas temperaturas de colada agravan los problemas de contracción, micro rechupes y estructura dendrítica grosera. Es importante el control de la temperatura de colada si las secciones de las piezas son groseras., debiéndose colar a bajas temperaturas para evitar los problemas de la contracción líquida (rechupes), penetración del metal en el molde y sinterización de la arena.

Las bajas temperaturas de colada son efectivas para el control del tamaño de las dendritas y para evitar que el eutéctico de carburo tenga una estructura grosera. Las piezas con un espesor de 102 milímetros son cargadas desde 1 345 hasta 1 400 °C, se utilizan mayores temperaturas si las piezas presentan menor espesor, donde se tiene presente la configuración de las piezas al seleccionar la temperatura de colada.

La fusión de la aleación se realizó en un horno de inducción con crisol de alta frecuencia, con capacidad de 1 t, La temperatura de fusión de la aleación a estudiar es de 1 550 °C y la temperatura de vertido de 1 600 °C.

La selección de los materiales de carga se realizó de acuerdo a la composición química de la aleación objeto de estudio. Se comprobó que los mismos estuviesen limpios de grasa y

suciedad y de tamaño tal que no dañen el revestimiento del horno, por lo que se hizo necesario pesarlos, lo mismo se realizó en una balanza digital de pesaje industrial.

2.2.1. Proceso de moldeo

El moldeo se realizó según la instrucción 08 - I - 027 (2008), de forma manual con la utilización de mezclas autofraguantes, que responden a las exigencias del proceso tecnológico como la permeabilidad, la resistencia, la penetrabilidad al gas, el poder gasógeno e higroscopicidad; todo esto con el objetivo de obtener las probetas con la calidad posible.

Tabla 2.1. Materiales de la carga

Materiales	Chatarra Ac Ct - 3	Palanquilla	Ni Sinter	FeCr	Fe Si 75	FeMn	Carbón Antracita
Masa (kg)	16,66	30	2,44	44,6	1,3	0,5	4,5

Luego de realizado el proceso de fundición, se realizó la limpieza de las probetas, para ello se utilizó la maquina granalladora V + S – Funker, tipo FBS 2,2 x 2,7 x 3,30 m, de fabricación alemana por la firma de V + S Vogel & Schemmann Maschin GmbH Schwerter Str. 200.

2.2.2. Obtención de las probetas metálicas

Las probetas metálicas se obtuvieron mediante el vertido del metal líquido en un molde previamente confeccionado a partir de una plantilla que se solidifica y da lugar a las mismas, se utilizó plantillas sueltas sin sistema de alimentación, que son las recomendadas para fabricar una sola pieza o una serie de pequeñas cantidades; se obtienen probetas y a partir de ellas se elaboran las muestras para realizar los análisis propuestos. En la figura 2.1 se muestran las probetas obtenidas.



Figura 2.1. Muestras obtenidas producto del moldeo.

Se realizó un desmoldeo lento con el objetivo de eliminar las tensiones que surgen durante esta operación, es necesario tender a obtener la mínima cantidad de tensiones en la pieza. Estas tensiones son pocas a altas temperaturas cuando las piezas se encuentran en la zona de deformación plástica. Al disminuir la temperatura y la aleación pasa al estado elástico, estas tensiones se agrupan y crecen hasta su máxima expresión en el momento del desmoldeo.

Una vez desmoldeada la pieza estas tensiones se eliminan en parte, pues se termina el frenado de la contracción. Las tensiones de contracción se suman a las tensiones térmicas, y producen tensiones lineales y elásticas en las partes gruesas de las piezas.

Las tensiones de fase aparecen en el momento de cambios alotrópicos o de fases cuando la nueva fase y la anterior se diferencian en volumen específico a la temperatura de deformación elástica.

El desmoldeo se realizó en la desmoldeadora Webac, que consiste en un sacudidor con una estación de desmoldeo por vibración con rejilla de 2 x 2 m y una carga máxima de cinco toneladas. El corte del sistema de alimentación se realizó por impacto, el recomendado para las aleaciones del hierro fundido. En la tabla 2.1 se muestran los materiales de la carga de la aleación objeto de estudio.

2.3. Caracterización química de la fundición aleada

La composición química estándar de esta aleación según Key to steel 2002, la American Society for testing Materials - ASTM y la SAE, se muestra en la tabla 2.2.

Tabla 2.1. Composición química del acero fundido aleado

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Fe
0,40	0,30	0,80	0,80	0,25	1,00	Balance

Según la composición química mostrada en la tabla 2.2 y las normas relacionadas se corresponde con un acero aleado del tipo 9840, también denominado por la norma DIN como acero 39 CrNiMo. En este acero los elementos fundamentales son el cromo, el níquel y el molibdeno.

Este acero se caracteriza por su gran templabilidad, tenacidad y resistencia a la fatiga, porque es capaz de dar buenas propiedades en piezas de gran sección. No presenta

fragilidad de revenido y posee maquinabilidad de dureza relativamente alta (400 Brinell). Se suministra en estado bonificado, libre de tensiones. Por tener un nivel de aleación más bajo que el 4340, tiene mayor tenacidad aunque alcanza al templarse durezas elevadas con una alta penetración, así como una magnífica resistencia a la fatiga.

Acero grado maquinaria al Cromo-Níquel-Molibdeno de buen rendimiento. Templable al aceite o al aire. Sus elementos de aleación debidamente balanceados lo hacen de buena resistencia a la fatiga. Acero para piezas de maquinaria de uso general que deban ser templadas y revenidas como: flechas de transmisión y engranes, asimismo piezas y flechas que por su tamaño no puedan templarse, este acero es nitrurable para alcanzar altas durezas superficiales.

2.3.1. Función de los elementos químicos en el acero 9840

El níquel una de las ventajas más grandes que reporta este elemento, es evitar el crecimiento del grano en los tratamientos térmicos, lo que sirve para producir en ellos gran tenacidad. Hace descender los puntos críticos y por ello los tratamientos pueden hacerse a temperaturas ligeramente más bajas que la que corresponde a los aceros ordinarios. Experimentalmente se observa que con los aceros aleados con níquel se obtiene para una misma dureza, un límite de elasticidad ligeramente más elevado y mayores alargamientos y resistencias que con los aceros al carbono o de baja aleación.

En la actualidad se ha restringido mucho su empleo, pero sigue siendo un elemento de aleación indiscutible para los aceros de construcción empleados en la fabricación de piezas para máquinas y motores de gran responsabilidad, se destacan sobre todo en los aceros cromo - níquel y cromo - níquel - molibdeno.

Los aceros con cromo de mayor utilidad son los aceros de construcción, de gran resistencia mecánica de 0,50 a 1,50 % de cromo y de 0,30 a 0,45 % de carbono, aleados según los casos, con níquel y molibdeno para piezas de gran espesor, con resistencias variables de 700 a 1 500 MPa.

El molibdeno mejora notablemente la resistencia a la tracción, la templabilidad y la resistencia al creep de los aceros. Añadiendo solo pequeñas cantidades de molibdeno a los aceros cromo - níquel, se disminuye o elimina casi completamente la fragilidad Krupp, que

se presenta cuando estos aceros son revenidos en la zona de 450 a 550 °C, mejora también la resistencia de los aceros en caliente y reemplaza al wolframio en la fabricación de los aceros rápidos, pudiéndose emplear para las mismas aplicaciones aproximadamente una parte de molibdeno por cada dos de wolframio.

El molibdeno se disuelve en la ferrita, pero tiene una fuerte tendencia a formar carburos. Es un potente estabilizador de los carburos complejos y tiende a retardar el ablandamiento de los aceros, durante el revenido.

2.4. Cálculo del contenido de manganeso

El contenido de manganeso varía en función de la matriz deseada, típicamente, puede ser tan baja como 0,1 % para hierros ferríticos y tan alta como 1,2 % para hierros perlíticos, ya que el manganeso es un fuerte promotor de la perlita (Belzunce, 2001).

El efecto del azufre puede ser balanceado con el manganeso, sin manganeso en el hierro el indeseable compuesto sulfuro de hierro (FeS) se formará en el límite de grano. Si el azufre se balancea con manganeso, se formará sulfuro de manganeso (MnS), el cual es menos dañino ya que se distribuye dentro del grano. La relación adecuada entre el manganeso y azufre para una estructura libre de sulfuro de azufre y máxima cantidad de ferrita es:

$$\% Mn = 1,7 \cdot (\% S) + 0,15 \quad (2.1)$$

Se determina la cantidad de manganeso en la fundición, esta puede modificar la microestructura del carbono ya que incide sobre su proceso de crecimiento. La presencia de manganeso, promueve la resistencia a la grafitización; por lo tanto, el contenido de manganeso necesario para reaccionar con azufre, sirve para retener microestructuras perlíticas, genera así las matrices perlíticas en las fundiciones de hierro.

2.4.1. Carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo

El espesor combinado se define como la suma de los espesores que concurren en la fundición. El carbono equivalente de la fundición en función del carbono, el silicio y el fósforo y se calcula por la ecuación según Dardati *et al.* (2002) siguiente:

$$\% C_{eq} = \% C + \frac{(\% Si + \% P)}{3} \quad (2.2)$$

El cálculo del carbono equivalente permite evaluar el efecto de la composición de los elementos en las fundiciones. Permite estimar si una determinada fundición será hipo o hipereutéctica durante la solidificación.

2.4.2. Contenido de carbono y silicio en la fundición

A efectos de determinar el contenido de C y Si de la fundición se utilizan las curvas de enfriamiento ya que los aceros fundidos son considerados aleaciones ternarias de hierro, carbono y silicio. El contenido de C y Si de una fundición solidificada metaestablemente puede calcularse en función de los valores de temperatura de transformación eutéctica (CET) y temperatura de arresto de líquidos (T_{AL}) y según Dardati *et al.* (2004).

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

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

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

Donde:

C_{ET} - carbono equivalente total; %

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

2.4.3. Cálculo del carbono equivalente

El carbono equivalente es la forma de normalizar la composición química de un acero en un solo número, para indicar cómo influye en su templabilidad. Una de las fórmulas más usadas es:

$$C_{eq} = C\% + \frac{Mn\%}{6} + \frac{(Cr\% + Mo\% + V\%)}{5} + \frac{Ni\% + Cu\%}{15} \quad (2.6)$$

Donde:

C_{eq} - carbono equivalente; %

C - carbono

Mn - manganeso

Cr - cromo

<i>Mo</i> -	molibdeno
<i>V</i> -	vanadio
<i>Ni</i> -	níquel
<i>Cu</i> -	cobre

La composición química del acero determina su templabilidad, donde el contenido de carbono es el que más afecta esta propiedad, aunque otros elementos químicos ejercen también influencia, como el manganeso, el cromo, el vanadio, aunque en menor escala.

La influencia de los elementos químicos que componen el acero sobre la templabilidad se acostumbra cuantificar a partir de un parámetro conocido como carbono equivalente (C_{eq}), que reduce teóricamente el efecto que sobre esta propiedad tienen los elementos químicos del acero, a un efecto equivalente pero donde el único elemento de aleación además del hierro fuera el carbono.

2.4.4. Composición en las interfases

Para la determinación de las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase se tiene en cuenta la influencia del silicio a partir del diagrama de equilibrio ternario Fe - C - Si. Esto se logra con el uso de este diagrama en dos dimensiones, pero cuyas líneas de líquidus, sólidus y temperatura de equilibrio eutéctica están definidas por funciones que dependen de los contenidos de silicio (Si) y de carbono (C) en la fundición que solidifica. La composición en las interfases se determina por las ecuaciones siguientes:

$$T_{AS} = 1528 - 177,9 (C + 0,18 \cdot Si) \quad (2.7)$$

$$T_E = 1154,6 + 6,5 \cdot Si \quad (2.8)$$

Donde T_{AL} es la temperatura de líquidus de la austenita; T_{AS} es la temperatura de sólidus de la austenita, T_E es la temperatura eutéctica y T_{GL} es la temperatura de líquidus del grafito, todas en °C.

El significado de las temperaturas T_{AL} ; T_{AS} ; T_E ; T_{GL} puede observarse en la figura 2.2 que se corresponde con un sector del diagrama de equilibrio Fe - C - Si para un determinado porcentaje de Si.

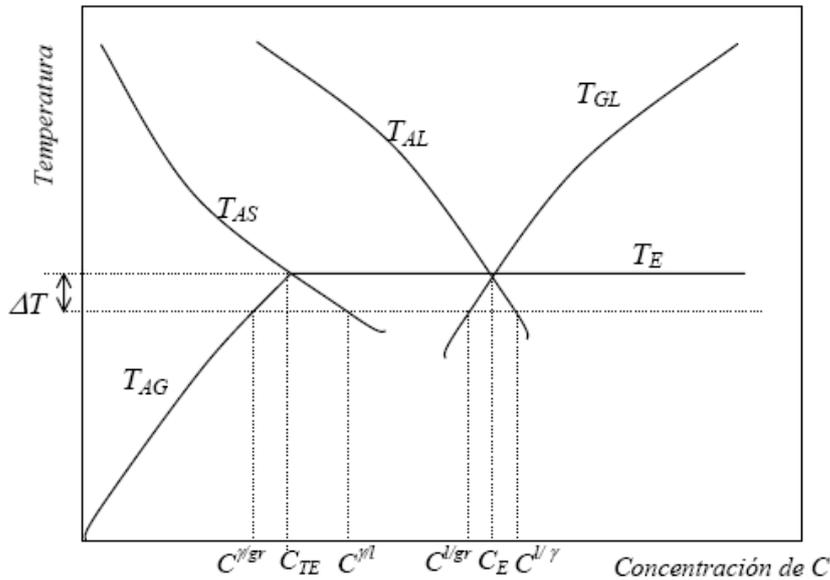


Figura 2.2. Región eutéctica del diagrama un Fe-C-Si para un determinado porcentaje de Si.

Por intersección entre T_{AS} y T_E se obtiene el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica.

$$C_{TE} = 0,8 - 0,216 \cdot Si \quad (2.9)$$

De las ecuaciones anteriores se pueden despejar los porcentajes de carbono en la zona de la interfase correspondientes a cada fase y cada temperatura. En todos los cálculos las concentraciones de equilibrio de carbono en las interfases se obtienen mediante las ecuaciones establecidas por Heine (1986) y Boeri (1989).

$$C^{l/\gamma} = \frac{1}{97,3} (1\,569 - T - 24,32 \cdot Si) \quad (2.10)$$

$$C^{\gamma/l} = \frac{1}{177,9} (1\,528,4 - T - 32 \cdot Si) \quad (2.11)$$

Donde T es la temperatura en $^{\circ}\text{C}$, $C^{l/\gamma}$ es la concentración de carbono del líquido en contacto con la austenita, $C^{\gamma/l}$ es la concentración de carbono de la austenita en contacto con el líquido y $C^{l/gr}$, concentración de carbono del líquido en contacto con el grafito.



2.5. Preparación metalográfica

La metalografía microscópica estudia las características estructurales y de constitución de los productos metalúrgicos con la ayuda del microscopio metalográfico, para relacionarlos con sus propiedades físicas y mecánicas. La preparación defectuosa de las probetas puede arrancar las inclusiones importantes, destruir los bordes de grano, revenir un acero templado o en general, originar una estructura superficial distorsionada que no guarda ninguna relación con la superficie representativa y características de la aleación.

Las operaciones que se realizaron para la obtención de las propiedades del acero aleado 39 CrNiMo se resumen en el orden siguiente (NC 10 - 56:86 y ASTM E3 – 95).

1. Corte de la muestra.
2. Desbaste y pulido.
3. Montaje y preparación de la probeta.
4. Ataque de la probeta.
5. Observación microscópica (dureza y microdureza).
6. Obtención de micrográficas.
7. Obtención del porcentaje de microconstituyentes

Corte: las muestras cortadas son de diámetro 30 mm (Norma ASTM E 92), se realizó el corte con una cuchilla SANDVIK con vástago CNGA R 25 25 M 12, plaquita T – MAX – CUT 12 04 12 de calidad T 025 20 (Coromant Corokey, 1996).

El pulido con los papeles abrasivos se realizó variando la granulometría del mismo al ser aplicadas a la pieza de trabajo, desde la más gruesa a la más fina. Se emplearon lijas del tipo No 200, 400 y 600 (ASTM E 3 – 95), la lija se montó sobre una placa de vidrio, donde se cambió el sentido del lijado a 90° al pasar de un pliegue a otro para eliminar la capa de material distorsionado y deslizado dejado por el anterior, esto permitió obtener una superficie lisa y pulida, libre de impurezas o ralladuras.

Las muestras se pulieron en una pulidora metalográfica marca PM 52 D, como se muestra en la figura 2.3, ubicada en el laboratorio de Materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa.



Figura 2.3. Pulidora metalográfica marca PM 52 D.

Trabaja con un voltaje de 220 V a 60 Hz, presenta un peso total incluido el motor de 115 Kg. La fabricación de la pulidora es del 2015 con un número de serie 201500001946 de procedencia italiana, llevada el mercado internacional por la firma echoLAB.

Es una máquina automática cuenta con dos platos y un soporte para múltiples muestras, la misma fue diseñada para la preparación de las probetas metalográficas utilizando como material de trabajo lijas de variadas granulometrías para el desbaste de las probetas y paños utilizados en el pulido o acabado de las probetas metalográficas.

Para el acabado final se utilizó un paño de fieltro grueso, se uso como sustancia abrasiva el óxido de cromo. Una vez pulida se lavaron con agua destilada, secándose con papel de filtro, se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono (Cl_4C) para evitar cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir, se emplearon las técnicas de ataque manual por inmersión y ataque químico. En el laboratorio del ISMMM se aplicó el ataque por inmersión de las muestras durante cinco segundos con el reactivo nital al cuatro por ciento (mezcla de cinco mL de ácido nítrico (HNO_3) y 100 mL de alcohol etanol (ASTM E – 262 Practice A).

Para el ataque, se tomó la probeta con la pinza y se sumergió con la cara pulida hacia abajo en el reactivo de ataque contenido en el cristalizador. Se mantuvo sumergida un segundo, se extrajo, se lavó con alcohol, se secó y se observó al microscopio, se registró el campo observado a diferentes aumentos. Se volvió a pulir y se repitió la operación descrita anteriormente manteniendo sucesivamente la probeta sumergida durante 1 - 5 minutos a la temperatura ambiente, registrando el campo observado después de cada ataque.

El ataque se realizó para poner de manifiesto el tamaño, forma y distribución del grano (fases o microconstituyentes), las heterogeneidades en la estructura y las segregaciones.

2.5.1. Análisis microestructural

El análisis microestructural consistió en la observación de una muestra patrón del acero aleado fundido. Se empleará para establecer el comportamiento del material de las muestras después de haber obtenido la fundición. La figura 2.4 se corresponde con la muestra patrón del acero aleado fundido.

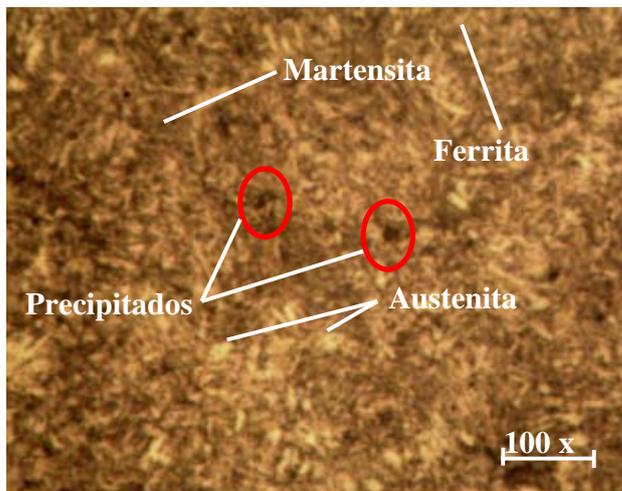


Figura 2.4. Microestructura del acero aleado fundido 39 CrNiMo (AISI 9840).

La estructura presenta un aspecto marcadamente acicular, formando agujas en zigzag, con ángulos de 60° . Se muestran las agujas de martensita sobre un fondo blanco de austenita. Esta estructura se suele obtener en los aceros de alta aleación, templados desde elevada temperatura, en los que no se ha conseguido la completa transformación de la austenita en martensita, quedando en algunas ocasiones hasta 30 % de austenita sin transformar.

Se puede observar casi en su totalidad agujas martensíticas las cuales no presentan una orientación uniforme. La aparición de cristales ferríticos es prácticamente despreciable debido a que la severa velocidad de enfriamiento definió una curva que pasa alejada del manto ferrítico en el diagrama de las curvas TTT.

2.5.2. Observación con microscópica óptica

Para la observación de las probetas se empleó un microscopio óptico binocular reflexivo marca echoLAB como se muestra en la figura 2.5. El microscopio óptico está ubicado en el

laboratorio de Materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa, está dotado de una cámara instalada mediante el hardware que refleja la fotografía en el computador.

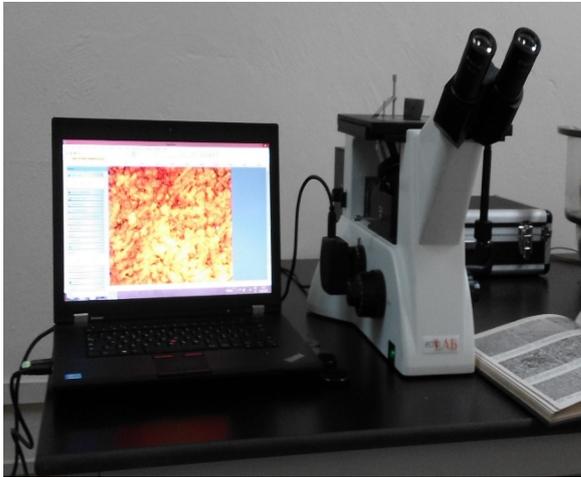


Figura 2.5. Microscópio óptico reflexivo.

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

En este microscopio se determinó el comportamiento microestructural de las muestras del acero aleado 9840, así como el conteo del porciento de los microconstituyentes presentes. Para colocar las probetas en el microscopio y evitar una observación distorsionada de las imágenes, se montaron en un dispositivo con plastilina que permitió la nivelación adecuada de las muestras.

2.5.3. Ensayo de microdureza

En este trabajo se utilizó el procedimiento de dureza Rocwel y Vickers (Askerland, 1998 y Callister, 2000). Para el ensayo se utilizó un durómetro modelo: HTU 200 BVR D, (figura 2.6), está ubicado en el laboratorio de Materiales de la empresa “Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche”, de Moa.



Figura 2.6. Durómetro empleado para la medición de microdureza.

Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó el ensayo para una carga de 10 g, donde se midió los diámetros de la huella de la punta de diamante penetrada en un tiempo de 15 segundos, las medidas se tomaron para dos puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie de las probetas.

Esta máquina es del tipo HTU 200 BVR D, la misma trabaja con un voltaje de 220 V a 60 Hz, presenta un peso total incluido el microscopio de 80 kg. La fabricación del durómetro es del 2015 con un número de serie 201500001943 de procedencia italiana, llevada al mercado internacional por la firma echoLAB.

Determina la dureza Rockwell, Brinell y Vickers, por medio de un indentador se le aplica una fuerza a la probeta metalográfica, en el caso de la dureza Rockwell se analiza automáticamente por la dureza que presente el metal no siendo así con las durezas Brinell y Vickers; pues el equipo cuenta con un dispositivo óptico para medir el tamaño de la huella la cual fue dejada al aplicar la carga.

2.5.4. Zonas para la medición de la microdureza

En las muestras fundidas se realizaron diferentes perfiles de dureza. Se realizó un total de tres mediciones con una separación entre lectura y lectura de tres milímetros, además se promediaron dichos valores, se les calculó la desviación estándar. En la tabla 2.2 se muestran las zonas consideradas para las mediciones.

Tabla 2.2. Zonas consideradas para las mediciones.

Muestras	Borde	Centro	/centro y borde	Microestructura
1	HV1 _B	HV1 _B	HV1 _{CB}	-
2	HV2 _B	HV2 _B	HV2 _{CB}	-
3	HV3 _B	HV3 _B	HV3 _{CB}	-

En la figura 2.7 se muestra el procedimiento descrito en la tabla 2.2.

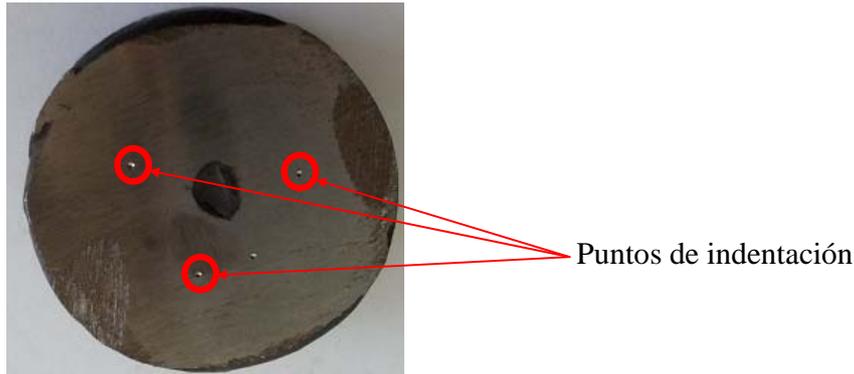


Figura 2.6. Zonas de medición de dureza.

Según se observa en la figura 2.6, se realizó un barrido en toda la superficie con el objetivo de analizar la dureza y las microestructuras presentes.

2.5.5. Obtención del porcentaje de microconstituyentes

El porcentaje de microconstituyentes fue determinado en el microscopio reflexivo. Este tipo de microscopio funciona básicamente por medio de la combinación entre el sistema óptico y la iluminación. En este ensayo los granos van a presentar colores diferentes, lo que indica que poseen una microestructura diferente.

Adicionalmente los átomos en los límites de grano son más reactivos durante el ataque químico y se disuelven en mayor cantidad que el grano mismo, por ello la reflexividad cambia y se acrecienta su visibilidad. En la tabla 2.3 se muestra el procedimiento para el análisis de los microconstituyentes según la norma ASTM A 247.

Tabla 2.3. Procedimiento para el análisis de los microconstituyentes.

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



2.6. Conclusiones del capítulo 2

- Se han establecido los procedimientos metodológicos para determinar las propiedades metalúrgicas y mecánicas del acero aleado fundido al Cr - Ni - Mo obtenido por el proceso de fundición en la empresa "Comandante Gustavo Machín Hoed De Beche" y ser empleado en árbol de transmisión de los equipos de laboreo minero.
- Los parámetros carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo, el contenido de carbono y silicio en la fundición y la composición en las interfases, permitirán establecer la solidificación del acero aleado fundido del tipo 39 Cr - Ni - Mo
- Quedó establecido que el análisis de los perfiles de dureza y del comportamiento microestructural se realizará en correspondencia con las diferentes zonas seleccionadas, así como el porcentaje de microconstituyentes presentes en el acero aleado fundido del tipo 39 Cr - Ni - Mo.

Capítulo 3

Análisis de los resultados

CAPÍTULO 3. ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS

3.1. Introducción

Uno de los procesos de manufactura más empleados en la industria es la fundición. Esta se encarga de llevar los metales hasta el punto de fusión, para que el metal adopte la forma deseada a través de un molde. La fundición es uno de los procesos de obtención de metal líquido más comunes para luego ser colado y así conseguir elementos con una determinada forma, esta se realiza en un alto horno o cubilote que es un horno de cuba vertical. La industria de la producción de hierro fundido es una de las principales a nivel internacional. Anualmente son producidas piezas que son ensambladas y empleadas como componentes de equipos y maquinarias. La producción de hierro fundido es el triple al resto de las producciones de metales ferrosos y no ferrosos juntos, superado solo por la producción de acero laminado.

El **objetivo** de este capítulo es fundamentar los procedimientos establecidos para la determinación del comportamiento microestructural, la dureza y el porcentaje de microconstituyentes del acero aleado al Cr Ni Mo.

3.2. Análisis de la composición química de la aleación fundida

El análisis químico del acero aleado 39 CrNiMo, como se muestra en la tabla 3.1, se realizó en un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón, ubicado en el laboratorio del taller de fundición de la empresa Mecánica del Níquel "Comandante Gustavo Machín Hoed de Beche", Moa.

Tabla 3.1. Composición química del acero aleado 39 Cr Ni Mo, en %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0,36	0,18	0,39	0,02	0,03	0,86	0,1735
Ni	Cu	Fe				
0,93	0,33	96,57				

De acuerdo a la composición química estándar mostrada en la tabla 2.2 del epígrafe 2.3 del capítulo 2 y en correspondencia con los elementos químicos presentes en este acero aleado, se puede contactar que en algunos elementos químicos representativos de este acero, existe diferencia, fundamentalmente en el manganeso. Sin embargo este elemento aunque introduce dureza en el acero, durante la fundición es formador de carburos.

Por la importancia de la obtención de este tipo de fundición para la fabricación del árbol de transmisión de los equipos de laboreo minero, se planteó la necesidad de fundir esas piezas con componentes en la fundición que mejoren las propiedades mecánicas y químicas de las mismas. Por ende, se seleccionaron elementos que eleven la resistencia mecánica, la dureza, la resistencia al desgaste corrosivo, erosivo y abrasivo en las condiciones más cercanas a las de explotación.

3.3. Análisis de los parámetros de coladas de la fundición

Se determinó según la ecuación 2.1 la relación entre el manganeso y azufre, donde se consideró el porcentaje de azufre, por lo que se obtuvo que el porcentaje de manganeso es de 0,45 % para una estructura libre de sulfuro de azufre y máxima cantidad de ferrita, para obtener una estructura perlítica, se puede agregar manganeso durante el ciclo regular para retener carbono combinado por toda la matriz o se puede variar la segunda etapa del proceso, es decir se varía la velocidad de enfriamiento a partir de la temperatura de 760 °C.

La cantidad de perlita formada depende de la temperatura a que empieza el enfriamiento y la rapidez de éste. Las altas temperaturas de temple y la rapidez de enfriamiento dan como resultado mayor cantidad de carbono retenido o perlita. Si el temple es en aire produce una rapidez de enfriamiento suficientemente grande a través del intervalo eutectoide y la matriz será perlítica completamente, lo que fue planteado además por Coca y Rosique (2002).

El contenido de carbono equivalente en función del carbono, el silicio y el fósforo se calculó por la ecuación 2.2, donde para 0,40 % de carbono; 0,18 % de silicio y un 0,02 % de fósforo, el total de contenido de este elemento es de 0,54 %.

De acuerdo al resultado obtenido se plantea que, en relación a los tres elementos analizados, la fundición aleada 39 CrNiMo mantiene la condición de una aleación **hipoeutéctica** ya que se encuentra en un rango menor de 0,8 %.

La presencia del fósforo da lugar a un aumento de la fragilidad y de la dureza. La mejora de la colabilidad de las fundiciones por la presencia del fósforo es debido a la formación del eutéctico steadita de bajo punto de fusión que suele aparecer en los límites de grano. Un contenido normal en fósforo en las fundiciones es, por ejemplo; 0,15 % empleándose contenidos más bajos cuando se desea alta resistencia y más elevados de 0,50 a 1,50 %, si se desea alta colabilidad, criterio reportado por Apraiz (1986) y Dardati *et al.* (2004).

El contenido de carbono y silicio en la fundición, se determinó a partir de un carbono equivalente total de 0,54 %, por lo que la cantidad de silicio calculado por la ecuación 2.3 es de 0,91 %, se calculó el contenido de carbono en función de la temperatura de arresto del líquido de la austenita con un valor de 1 512 °C; según la ecuación 2.5, por lo que, el % de C en adecuación a la ecuación 2.4 es de 1,2 %.

El carbono equivalente del acero aleado, según los elementos que se consideran en la ecuación 2.6 es de 0,70 %, que la caracteriza como una aleación hipoeutéctica, donde su solidificación comienza con la formación de dendritas de austenita primaria transformada en perlita y ledeburita transformada, lo que ha sido reportado por Fernández-Pariente y Belzunce-Varela (2006).

Según los cálculos obtenidos se puede plantear que, el contenido de carbono incrementa la cantidad de grafito o de Fe₃C, así como el contenido de carbono y silicio incrementa el potencial de grafitización y fluidez de la fundición, sin embargo, su resistencia se ve afectada, ya que se promueve la formación de ferrita y el engrosamiento de la perlita. Las fundiciones contener cementita hacen que estas presenten gran dureza y fragilidad, aunque posee una gran resistencia al desgaste y a la abrasión, criterios que ha sido planteado por Buchmayr y Kirkaldy (1990) y Wang *et al.* (2006).

Para un punto de fusión del acero aleado que se encuentra entre los 1 500 - 1 600 °C y una temperatura de arresto del líquido de la austenita con un valor de 1 512 °C, desde el estado líquido, se forman cristales de austenita que disuelven cada vez más carbono hasta llegar a la temperatura eutéctica, en donde el líquido remanente reacciona para formar el eutéctico martensita y cementita, criterio expuesto por (Rivera *et al.*, 2000).

El análisis de la composición en las interfaces, se calculó por la ecuación 2.7, la temperatura de sólidos de la austenita (T_{AS}) con un valor de 1 458 °C y por la ecuación 2.8, la temperatura eutéctica (T_E) es de 1 155,7 °C.

La máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica en correspondencia con el carbono total en la eutéctica se determinó por la ecuación 2.9, donde para un contenido de silicio de 0,18 % este contenido es de 0,76 %.

Para la determinación de los porcentajes de carbono se consideró una temperatura de fusión de $1\ 550\ ^\circ\text{C}$. Según la ecuación 2.10 la concentración de carbono del líquido en contacto con la austenita $C^{l/\gamma}$ es de $0,14\ \%$; la concentración de carbono de la austenita en contacto con el líquido $C^{\gamma/l}$ (ecuación 2.11) es $0,15\ \%$.

Luego de realizados los cálculos de las diferentes concentraciones de carbono, se puede aseverar que la fundición del acero aleado del tipo 39 CrNiMo o AISI SAE 9840 presenta una solidificación hipoeutéctica.

Es importante destacar que en los cálculos se considera que en las interfases se cumplen las condiciones de equilibrio determinadas por el diagrama ternario, es decir, que las curvas definidas determinan la composición que deben tener las fases en la zona de contacto entre ellas para una determinada temperatura. Esto no ocurre en el resto del volumen de la fundición en donde la composición depende de la difusión del soluto, consideraciones expuestas por Zhao y Liu (2001).

Para facilitar la interpretación de los resultados del análisis del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición, se muestra en la figura 3.1 la representación de los resultados obtenidos, donde la microsegregación y la concentración del silicio en la fundición determina el porcentaje de soluto en el líquido e influye en las concentraciones de carbono correspondientes al equilibrio de las interfaces.

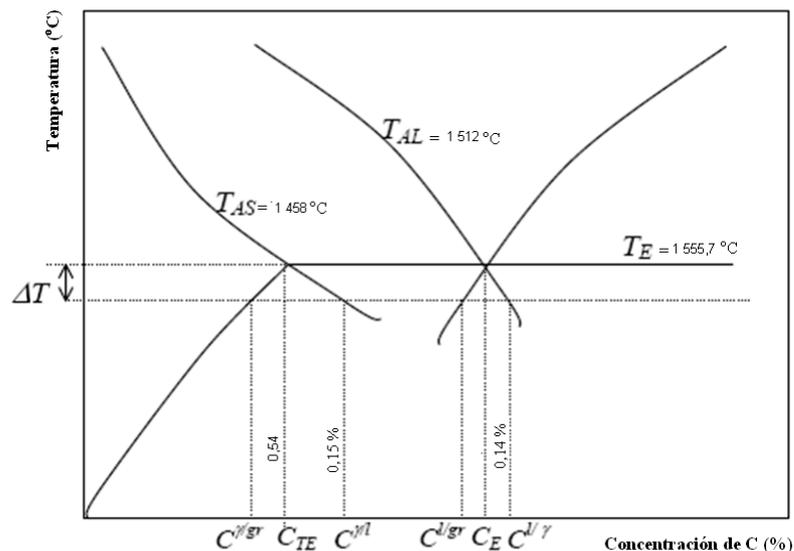


Figura 3.1. Resultados del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición.

En la figura 3.1, las curvas se hacen continuar por debajo de la temperatura eutectoide, de manera que la temperatura al descender por debajo de dicha temperatura continúa la solidificación, lo cual con estas prolongaciones, fueron calculadas las concentraciones de carbono de las distintas fases en las interfaces.

Se observa en el diagrama que la composición de la fundición del acero aleado 39 CrNiMo presenta un contenido de 0,54 % de carbono, lo cual pasa a través de la región austenítica durante el enfriamiento. El elemento que provoca este efecto es el silicio, para el cual se considera la microsegregación, que ocasiona la constante modificación de la composición del líquido, así como la variación de las composiciones de equilibrio causadas por la microsegregación del Si según criterios de Heine *et al.* (1986).

Durante la solidificación, la interacción de los granos afecta la velocidad de crecimiento, sobre todo en las etapas finales de la solidificación, ocurre debido a que el proceso de cambio de fase de líquido a sólido no se da a una temperatura constante, sino en un rango de temperaturas donde varían la composición del sólido y del líquido que se mantienen en equilibrio. Esto ocasiona que, al final del proceso, exista una distribución no uniforme del soluto en el sólido denominada segregación, consideraciones de Dardati *et al.* (2004).

3.4. Análisis del comportamiento microestructural de las muestras

Se realizó el análisis microestructural de la fundición del acero aleado del tipo 39 CrNiMo. La figura 3.2 se corresponde con la microestructura de la muestra 1.

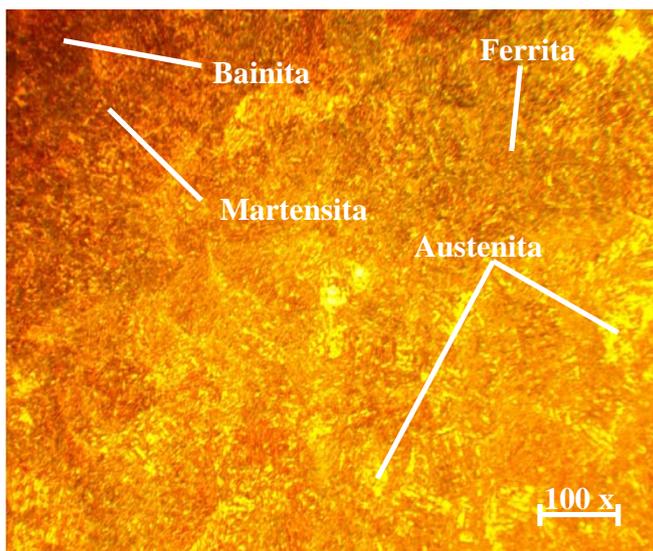


Figura 3.2. Microestructura de la muestra 1.

Se puede observar que en la microestructura que la misma está compuesta por los microconstituyentes: martensita, austenita, ferrita y bainita, debido a la transformación metaestable producto de la desestabilización de la austenita. Las dendritas primarias de austenita como las láminas presentes en la matriz eutéctica se transforman a fase martensítica produciendo un incremento significativo en la dureza.

La transformación de la austenita se realizó isotérmicamente a 375 °C, para que diera origen a la bainita inferior y se interrumpió cuando la transformación de la austenita había alcanzado, aproximadamente, un 40 %. El cambio de austenita a martensita se produce en la última fase del enfriamiento y la transformación se ve acompañada de un cambio de volumen que puede agrietar el metal si el enfriamiento es demasiado rápido.

Siguiendo el enfriamiento hasta la temperatura ambiente, en la estructura existe la presencia de la ferrita; es decir, que se afinó el grano de moldeo. La fase ferrítica está constituida por granos equiaxiales que no muestran una orientación preferencial, en la fase perlítica, se observa un alargamiento, este resultado sugiere la presencia de fases de no equilibrio como la bainita, que se trata de un agregado de cementita y ferrita, la cual es característica de los aceros que han sido sometidos a velocidades de enfriamiento moderadas, este tipo de microestructura es frecuentemente reportada en los diagramas CCT para aceros al carbono normalizados, lo que ha sido reportado por Avner, (1988).

La figura 3.3 se corresponde con la microestructura de la muestra 2.

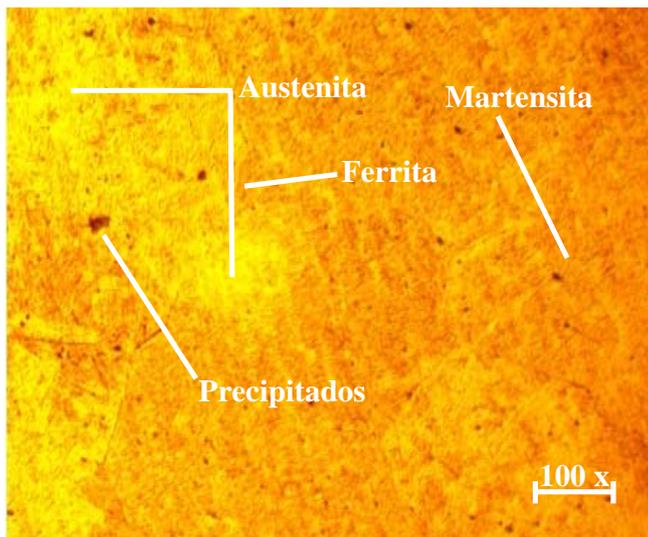


Figura 3.3. Microestructura de la muestra 2.



En la microestructura se observan los microconstituyentes del tipo austenita y ferrita en una matriz martensítica. Se aprecia que los tamaños de grano austenítico son grandes, las velocidades de enfriamiento relativamente rápidas, al aire, se acentúa la formación de este tipo de estructura de láminas de ferrita que progresan hacia el interior del antiguo grano austenítico. Las velocidades de enfriamiento crecientes contribuyen a desplazar el punto eutectoide hacia contenidos más bajos en carbono y temperaturas más bajas, cuando esto tiene lugar, las proporciones de ferrita varían.

El tamaño de grano depende más de los constituyentes que no se disuelven en la austenita, como las inclusiones no metálicas, las cuales fuerzan acentuadamente la elevación de la temperatura de crecimiento del grano de la austenita, lo que, en otras palabras, significa que tales inclusiones pueden evitar el crecimiento del grano. Es el caso de inclusiones de nitruro de aluminio que previenen el crecimiento del grano hasta temperaturas muy superiores a 925 °C, e incluso a veces, del orden de 1 100 °C. Las inclusiones de elevado contenido de silicio ya no actúan de la misma manera, pues se disuelven en parte en la austenita.

En esta microestructura con respecto a la anterior existe un crecimiento acentuado de la formación de la austenita. La transformación se inicia con la formación de un primer germen de cementita en la junta entre dos granos de austenita. La formación del germen de cementita implica la difusión del carbono desde zonas adyacentes, quedando éstas empobrecidas en carbono, siendo por lo tanto susceptibles de transformarse en ferrita, al hallarse a una temperatura inferior a la correspondiente a la de su cambio alotrópico.

Estas características se llegan a conseguir por la presencia en los aceros aleados, de ciertos microconstituyentes de gran interés, que en igualdad de condiciones de tratamiento no aparecen en los aceros al carbono, encontrándose esos constituyentes en los aceros aleados porque las velocidades críticas de temple de los aceros con elementos de aleación son diferentes de las de los aceros al carbono; porque también son diferentes sus temperaturas críticas, las zonas de solubilidad de los diversos constituyentes, realizándose las modificaciones de microestructura en los aceros aleados de forma diferente a como se producen en los aceros al carbono precisamente por la presencia en cada caso, de determinadas cantidades de elementos de aleación.

Se realizó el análisis microestructural para la muestra 3. Las variaciones ocurridas en esta muestra y los microconstituyentes presentes se muestran en la figura 3.4.

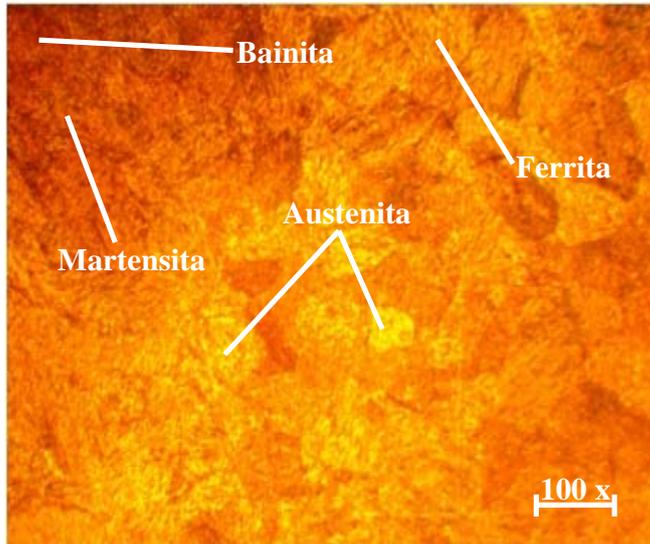


Figura 3.4. Análisis microestructural de la muestra 3.

En la figura 3.4 se puede observar la presencia de estructuras martensita, austenita, ferrita y bainita, estructuras que coinciden con el análisis realizado en la muestra 1. Para cantidades mayores de austenita retenida de 10 a 20 %, la transformación subsecuente en bainita, durante el revenido no produce modificaciones o en algunos casos, mejora la resistencia a la ductilidad y la tenacidad. Sin embargo a temperaturas más elevadas produciendo bainita superior o la perlita, produce efectos perjudiciales.

El contenido en carbono de la martensita es el mismo que el contenido en C de la austenita de origen. Por consiguiente las propiedades físicas de la martensita varían con la composición: la dureza, la resistencia y la fragilidad aumentan con el contenido en C.

Los elementos de aleación tienen efectos en la banda de temperaturas de formación de la martensita, estos efectos pueden ser considerados bajo dos puntos de vista:

- ✚ Influencia en las temperaturas de inicio y de fin de formación de martensita.
- ✚ Influencia sobre la dureza de la martensita.

En cuanto al primer efecto, sobre las temperaturas de inicio y fin de la formación de la martensita, elementos de aleación como el manganeso y el cromo, pueden bajar las temperaturas de la reacción martensítica, a punto de evitar su formación total.

El carbono presenta la influencia más acentuada, le siguen el manganeso, el cromo, el níquel, el molibdeno y el tungsteno.

La temperatura final de formación de la martensita es muy importante, pues representa la eliminación total de la austenita de modo que si hubiera condiciones para que la misma, no sea alcanzada, quedará cierta cantidad de austenita retenida. En el recalentamiento del acero a una temperatura conveniente, esa austenita se puede transformar de acuerdo con la tendencia de transformación isotérmica del acero.

Cuando se lleva a cabo una fundición en donde se involucren moderadas o grandes velocidades de enfriamiento, el diagrama binario hierro-carbono, no podrá ser utilizado para predecir microestructuras existentes a temperatura ambiente. Por lo tanto si se desea pronosticar microestructuras resultantes a temperatura ambiente, se deberá utilizar un diagrama de enfriamiento continuo (Diagramas CCT). En la figura 3.5 se muestran las microestructuras obtenidas en dependencia de la velocidad de enfriamiento a la que fue sometida la fundición aleada 39 CrNiMo, temperaturas que generaron los diferentes tipos de microestructuras, tanto estables como metaestables.

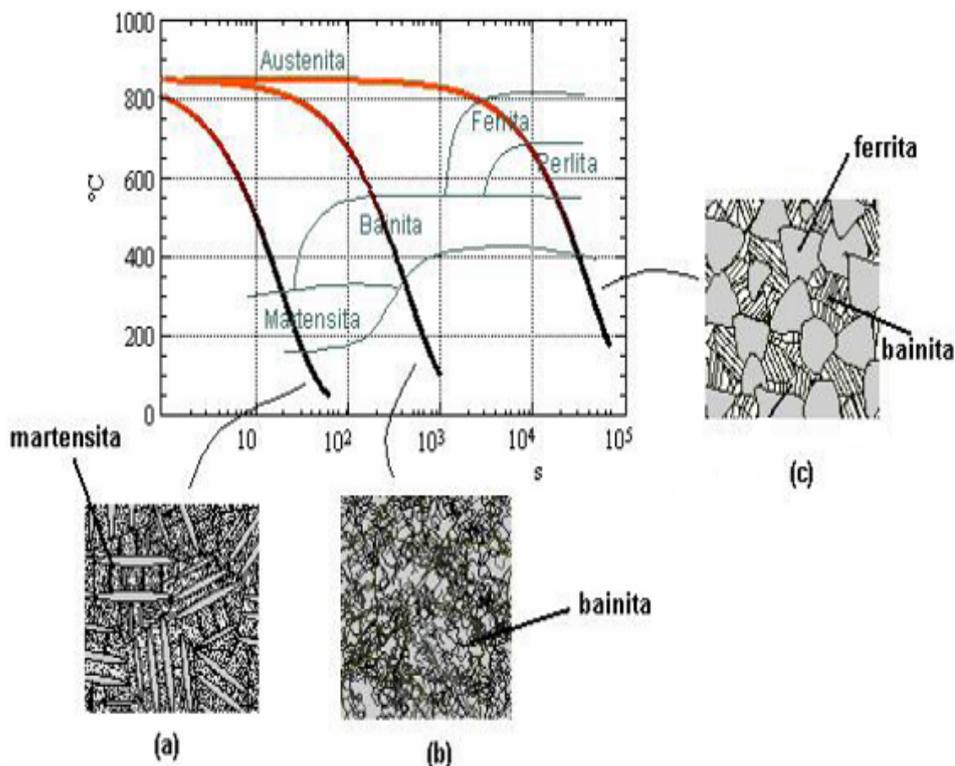


Figura 3.5. Microestructura obtenidas en dependencia de la velocidad de enfriamiento

Como se muestra en la figura, las curvas describen las velocidades de enfriamientos y como se observa, en estos aceros en el enfriamiento al aire desde elevada temperatura (1 050 – 800 °C), la austenita se transforma en la zona de 20 a 350 °C, apareciendo en la microestructura un gran porcentaje de martensita. Desde 1 475 hasta 815 °C, aproximadamente, no hay variación de estructura, conservándose la fase de carbono disuelto en hierro gamma, es decir, austenita. La única variación es el tamaño del grano, que disminuye a medida que baja la temperatura hasta 850 °C.

Entre todas las variaciones a que dan lugar los elementos de aleación destacan por su importancia e influencia en otros fenómenos, la acción de estos elementos en los dos aspectos siguientes: 1ro: preferencia de los elementos de aleación a formar solución sólida con la ferrita o preferencia a formar carburos y 2do, tendencia de ciertos elementos aleados a desarrollar estructuras ferríticas o a favorecer la formación de estructuras austenítica. El aumento de temperatura que a veces se registra sobre la propia curva de enfriamiento como consecuencia del desprendimiento de calor asociado a la transformación.

De forma general, en todas las microestructuras, luego de ser obtenidas a elevada temperatura, se obtiene una austenita suficientemente aleada y con un contenido alto de carbono, templeable, que se transforma parcialmente en martensita, en el enfriamiento. En las figuras 1 y 3 las fases predominantes son las fases martensita y austenita, en la figura 2 se observa la existencia de la austenita.

Estos materiales requieren un complejo proceso de ajuste de sus propiedades tanto por medio del agregado de componentes menores de aleación (Si) como por medio del procesamiento térmico, a fin de lograr la correcta respuesta de estos materiales bajo parámetros tribológicos de uso, en general, muy exigentes.

3.5. Análisis del por ciento de microconstituyentes en las muestras

Al microscopio son granos los que se observan como microcomponentes del acero. Estos granos pueden ser de alguna de las fases, o mezcla de fases, que están presentes en todo acero. Los granos, a su vez, están formados por agregados de cristales. Son estos cristales los que van a determinar en gran medida las propiedades del acero. En algunos casos, especialmente en aceros aleados, aparecerán otras fases, como carburos, nitruros, que otorgarán, favorable o desfavorablemente, propiedades diferenciadas a ese tipo de acero.

El porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra 1 se muestra en la figura 3.6. Los mismos están en correspondencia con el análisis microestructural realizado.

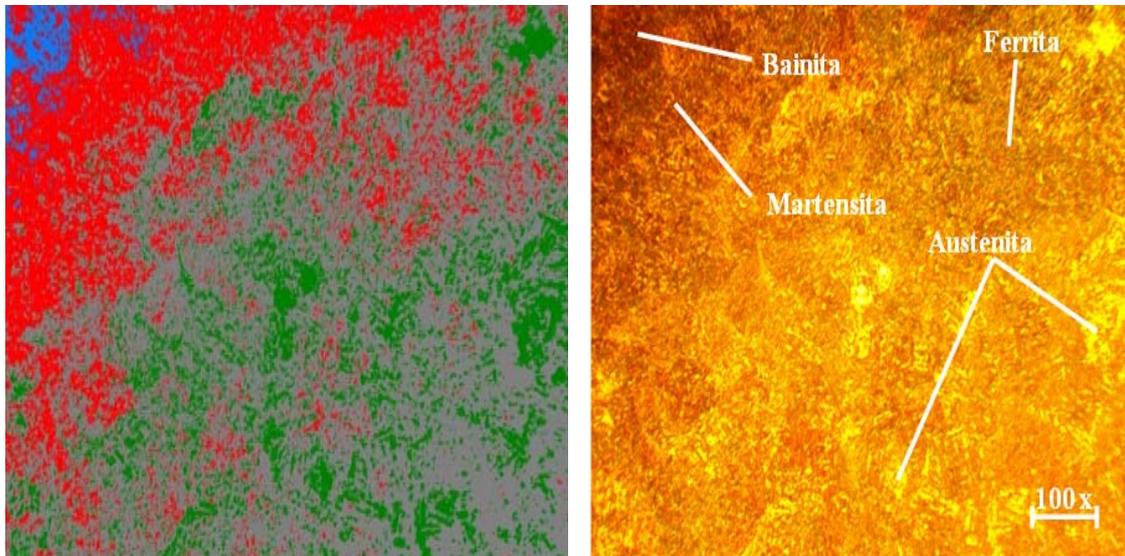
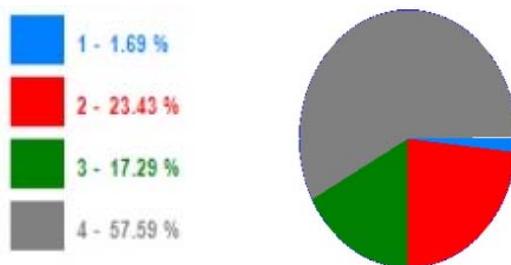


Figura 3.6. Porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra 1.

Distribución de las fases:



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

Tabla 3.2. Datos de la fase de los microconstituyentes para la muestra 1

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Bainita	57 026	1,69
Austenita	582 045	17,29
Martensita	788 968	23,43
Ferrita	1 938 873	57,59

La figura muestra la evolución del porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra 1, los cuales se forman a diferentes temperaturas según el diagrama Fe - C. Al comparar la microestructura obtenida por el microscopio, el microconstituyente predominante es la

ferrita (verde) con un área de $1\,938\,873\ \mu\text{m}^2$ que representa el 57,59 % en la estructura. Existe un área de color rojo (martensita) que ocupa un área de $788\,968\ \mu\text{m}^2$ y representa el 23,43 %. Este microconstituyente ofrece dureza a la aleación fundida. La austenita ocupa un área de $582\,045\ \mu\text{m}^2$ y se encuentra distribuida en los bordes de granos de la ferrita con un porcentaje de 17,29.

Un grano se define por lugares de red vecinos que poseen la misma orientación y un borde de grano por el lugar entre dos sitios de red vecinos con diferentes orientaciones.

Se realizó el análisis para la muestra 2. Los resultados obtenidos se muestran en la figura 3.7. Se analiza la distribución de microconstituyentes según el área que ocupan.

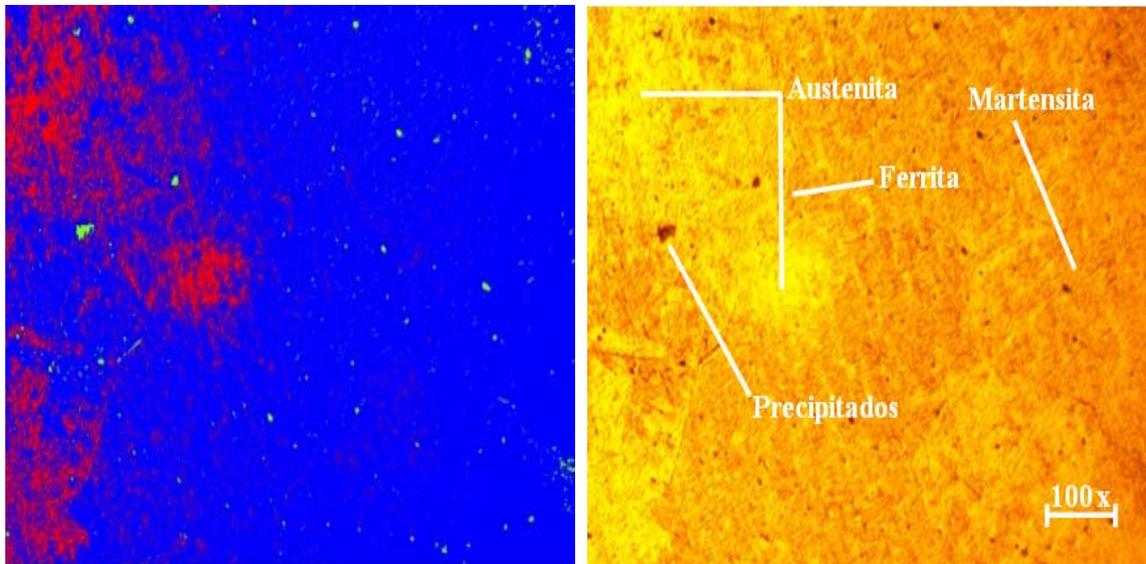
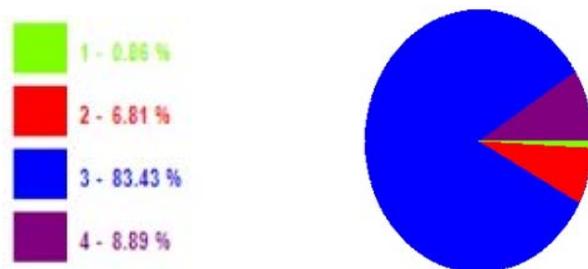


Figura 3.7. Porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra 2.

Distribución de las fases:



Al igual que en la muestra uno se consideró el material texturado en la superficie. En la tabla 3.3 se muestran los microconstituyentes obtenidos con el área que ocupa en la microestructura.

Tabla 3.3. Datos de la fase de los microconstituyentes para la muestra 2

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Precipitados	29 091	0,86
Austenita	229 193	6,81
Martensita	2 809 153	83,43
Ferrita	299 475	8,89

En la segunda muestra analizada, los resultados obtenidos en el porcentaje de los microconstituyentes difieren de la muestra 1, aquí predomina la fase martensita con un área de 2 809 153 μm^2 con un 83,43 %, con un contenido de ferrita de un 8,89 %. La distribución de granos en esta muestra para tres fases presentes no es homogénea.

El análisis de la muestra 3 se muestra en la figura 3.8.

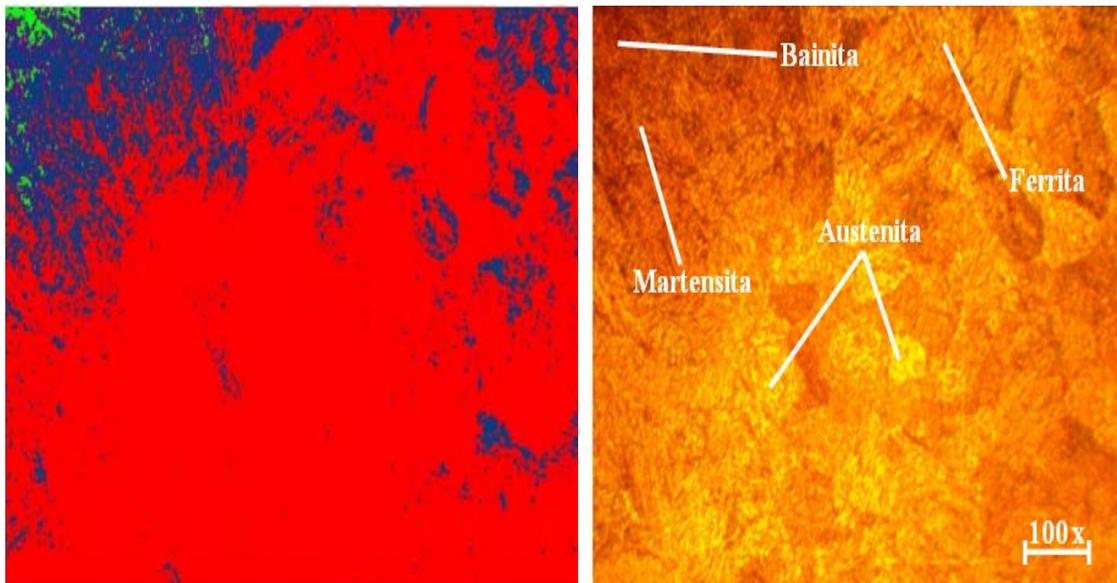


Figura 3.8. Porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra 3.

Distribución de las fases:



En la tabla 3.4 se muestran los microconstituyentes obtenidos con el área que ocupa en la microestructura.

Tabla 3.4. Datos de la fase de los microconstituyentes para la muestra 3

Datos de la fase		
Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Bainita	24 108	0,72
Martensita	2 806 133	83,34
Austenita	69 976	2,08
Ferrita	466 695	13,86

Para la figura 3 se muestra una distribución de fase parecida a la muestra 1, donde la distribución de la martensita es de 83,34 %, aunque la presencia de la austenita disminuyó hasta el 2,08 %, pero incrementó hasta 13,86 %, con respecto a la muestra 2. Con respecto a la muestra 1, las muestras 2 y 3 muestran distribución de fases que se encuentran dentro de los mismos porcentajes.

Al comparar la muestra 1 con la 2 y 3, en la primera, los granos han crecidos en diferentes orientaciones y una vez su orientación corresponde a la temperatura que se ha realizado el vertido. Por los resultados obtenidos del análisis microestructural y las fases presentes, fundamentalmente la martensita (microconstituyente más duro de los aceros), el acero aleado fundido 39 CrNiMo, puede ser empleado en la fabricación de árbol de transmisión de los equipos de laboreo minero.

Los esfuerzos que se ejercen entre los granos, son fuertemente dependientes de sus formas y tamaños. Estos esfuerzos varían aleatoriamente. Por otra parte, (en la escala macroscópica), el material es considerado homogéneo. Las tensiones y deformaciones en este nivel se comportan en forma suave y continua, de acuerdo a lo que predice la teoría de la elasticidad. Ambas escalas se relacionan porque la última impone condiciones sobre los promedios de las variables que ocurren en la primera.

3.6. Análisis de la microdureza

Para la determinación de la microdureza es muy común la utilización de técnicas de indentación convencional e instrumentadas. Existen modelos propuestos en la literatura para la determinación del módulo de elasticidad y entre los más utilizados, se pueden citar el modelo de Marshall *et al.* (1982) y el de Oliver y Pharr (1992, 2004). Se realizó el

análisis de microdureza según el procedimiento establecido en el capítulo 2. La tabla 3.5 muestra los resultados obtenidos.

Tabla 3.5. Resultados de las durezas realizadas, en HV y HRC

Zona/muestra	1	2	3	HRC
Borde	280	584	528	27,2
Centro	251	552	467	54,4
÷ centro y borde	268	563	509	49,7
Promedio	266	566	501	43,7

En correspondencia con las durezas analizadas en las diferentes zonas de las muestras, se observa que, en las muestras 2 y 3 existe una variación de la dureza según los microconstituyentes obtenidos, un incremento del 50 % de la dureza con respecto a la muestra 1, se incrementa desde 266 HV (27,2 HRC) hasta 566 (49,7 HRC) que presenta la muestra 2. Los cambios ocurridos en las variaciones de las durezas, presumiblemente están asociados a los bruscos cambios de calentamiento y enfriamiento, al contenido de los elementos de aleación, el cromo en primer lugar, luego el carbono, lo que ha sido planteado también por Bedolla *et al.* (2003).

Las variaciones de los microconstituyentes de la muestra 1 también puede estar asociado al crecimiento anormal del grano, que consiste en la migración de algunos pocos bordes de algunos granos, llevando a una estructura que contiene pocos granos extremadamente grandes, en medio de una estructura de granos finos. A este tipo de crecimiento se le han dado diferentes nombres. Algunos ejemplos son: crecimiento discontinuo de grano (Beck, 1948), crecimiento exagerado de grano (Dunn, 1949), germinación, crecimiento selectivo de grano, recristalización secundaria, crecimiento rápido de grano, crecimiento hiperanibalístico de grano, crecimiento preferencial de grano, engrosamiento de grano, crecimiento anormal de grano (Hu, 1981; Abbruzzese y Fortunati, 1988).

El crecimiento anormal de grano está caracterizado por una distribución de tamaños de grano inicialmente unimodal, el cual se torna bimodal durante el proceso y vuelve a ser una distribución unimodal en su etapa final. En este sentido, afirma Kelvin (1894) que el crecimiento anormal funciona como un régimen transitorio del crecimiento normal de granos.

3.7. Análisis económico

Los costos se definen como aquellos recursos que aplicamos en la fabricación de los bienes o servicios que la empresa ofrece, por el contrario los gastos serían aquellos recursos, aplicados en el período contable, en los que se incurrió para conseguir los ingresos de un determinado período o que fueron necesarios para que la empresa pudiera existir durante el mismo. En la tabla 3.6 se muestran los costos asociados al proceso de fundición.

Tabla 3.6. Cálculo del costo de fundición

Ficha de costo para producir una pieza				
Materiales	U	Cantidad	Precio (CUP)	Importe (CUC)
Arrabio	kg	5,43	0,392	2,12
Palanquilla	kg	3,00	0,172	0,51
Ferromanganeso	kg	0,70	1,42	0,99
Ferrosilicio	kg	1,50	0,96	1,44
Espato fluor	kg	2,70	0,29	0,78
Sub total (1)			3,23	5,86
Otros materiales				
Arena sílice	kg	10	0,02	0,22
Catalizador	kg	12	1,03	12,36
Resina	kg	15	2,39	35,85
Alcohol	l	1,00	0,80	0,80
Grafito plateado	kg	1,05	0,18	0,18
Pez rubia	kg	0,10	0,88	0,88
Electrodo de corte	kg	0,50	12,50	6,25
Granalla	kg	0,50	2,37	1,18
Sub total (2)			20,17	57,72
Total			23,40	63,58

En la tabla 3.7 se muestran los costos por concepto de materiales directos.

Tabla 3.7. Costos de los materiales directos

No	Materiales	Cantidad g	Precio material (CUP)	Importe material (CUP)
1	Probetas	15	0,54	8,1
2	Lija de 180	0,02	0,44	0,22
3	Lija de 400	0,02	0,45	0,23
4	Lija de 600	0,02	0,27	0,13
Sub total			1,70	8,68

Se tuvo en cuenta los costos totales de la mano de obra directa. En la tabla 3.8 se muestran los mismos.

Tabla 3.8. Costos totales de la mano de obra directa

Mano de obra directa	CUP
Salario mano obra	9,41
Vacaciones (9,09 %)	0,85
Salario complementario	10,26
Aporte a la seguridad social 12 %	18,8
Impuesto sobre la fuerza 5 %	0,51
Total	39,83

Los costos estimados en la tabla 3.8 se relacionan con los costos directos, que incluyen la cantidad pagada por diseños, materiales, equipos, salarios directos, es preciso identificar todas las alternativas técnicas posibles, en función de las circunstancias materiales y de las tecnologías disponibles.

El costo total del proceso de obtención del acero aleado fundido del tipo 39 CrNiMo, donde intervienen materiales, mano de obra directa y materiales directos es de 112,09 CUP.

3.8. Impacto ambiental

Las distintas fases del proceso de fundición generan emisiones a la atmósfera como polvo y materia particulada con distintos niveles de óxidos minerales, metales (principalmente manganeso y plomo) y óxidos metálicos. Las emisiones de polvo proceden de los procesos térmicos (hornos de fundición) y químicos/físicos (moldeo y producción de machos) y de acciones mecánicas (manejo de materias primas, principalmente arena y los procesos de desmolde y acabado).

Durante el proceso de fundido, la emisión de materia particulada (MP) en forma de polvo, materiales metálicos y humos de óxido metálico, varía en función del tipo de horno, combustible, metal a fundir y propiedades de fusión. Los hornos de cubilote son los que generan un mayor volumen de materia particulada (coque, cenizas volátiles, sílice, óxido y caliza). Los hornos de arco eléctrico (HAE) constituyen otra fuente considerable de MP durante la carga, al iniciarse la fusión, durante la inyección de oxígeno y en la fase de descarburación. Los índices más bajos de emisiones se asocian con otros tipos de hornos de fusión, especialmente los hornos de inducción.



Las emisiones de carga durante la fundición de metales oscilan entre valores insignificantes para metales no ferrosos hasta más de 10 kilogramos por tonelada (kg/ton) para el fundido de hierro en hornos de cubilote.

La gran cantidad de arena empleada en el fundido en moldes no recuperables genera emisiones de polvo durante las distintas fases de moldeo y produce partículas no metálicas, partículas de óxido metálico e hierro metálico. Las partículas no metálicas resultan de los procesos de fundición, desmolde y acabado.

La arena residual procedente de las fundiciones que emplean moldes de arena constituye una fuente significativa de residuos por volumen. La arena de moldeo y de los machos representa entre un 65 y un 80 por ciento de los residuos totales generados por las fundiciones de metales ferrosos. La arena aglomerada químicamente para fabricar machos o moldes de coquillas es más difícil de reutilizar eficazmente y sus residuos pueden eliminarse una vez utilizada una sola vez. La arena residual procedente de las fundiciones de latón y bronce es a menudo peligrosa y se eliminará como corresponde.

Las fuentes más significativas de monóxido de carbono (CO) son los gases procedentes de hornos de cubilote y HAE. La presencia de CO en los gases residuales procedentes de los hornos de cubilote se debe al propio proceso del cubilote. En los HAE, el CO resulta de la oxidación de electrodos de grafito y del carbón procedente del baño de metal durante las fases de fusión y refinado. Asimismo, puede producirse monóxido de carbono al entrar los moldes y machos de arena en contacto con el metal fundido durante las actividades de colada del metal.



3.9. Conclusiones del capítulo 3

- ✚ Al establecer la composición química estándar del acero aleado 39 CrNiMo y compararla con la obtenida se pudo determinar que durante el proceso de fundición de este acero existió una disminución de un 0,41 % en el elemento químico manganeso, sin embargo es posible controlar la estructura con los microconstituyentes obtenidos.
- ✚ Quedaron caracterizada las diferentes microestructuras de las tres muestras analizadas del acero aleado 39 CrNiMo obtenido por proceso de fundición, así como el porcentaje de microconstituyentes presente en cada una de ellas caracterizada por el tipo de fase de dicha microestructura.
- ✚ En las microestructuras analizadas se determinó que el microconstituyente más representativo es la martensita, que es la fase más dura en los aceros, por lo que es posible establecer que la fundición aleada del tipo 39 CrNiMo puede ser empleado en la fabricación del árbol de transmisión de los equipos de laboreo minero.



CONCLUSIONES GENERALES

- ❖ Al caracterizar la microestructura del acero aleado fundido del tipo 39 Cr Ni Mo (AISI/SAE 9840) por la presencia de la martensita, microconstituyente más duro de los aceros y la cantidad de ferrita presente, se puede plantear que este tipo de acero reúne los requisitos para la fabricación del árbol de transmisión de los equipos de laboreo minero.
- ❖ En las microestructuras resultantes de las zonas analizadas se determinó que la fase que predomina es la martensita entre un 83,43 y un 83,34 % en las muestras 2 y 3, precedida por la fase ferrita, las cuales están asociadas a los elementos químicos carbono, cromo y molibdeno que son elementos alógenos y en la muestra 1 el más notorio es la ferrita, microconstituyente más dúctil de los aceros.
- ❖ Los perfiles de dureza establecidos están en correspondencia con el porcentaje de microconstituyentes presentes en las microestructuras, para una dureza de 266 HV (27,2 HRC) para la muestra 1, se incrementa hasta 501 (49,7 HRC) en la muestra 2 y de 566 (49,7 HRC) para la muestra 3, caracterizado por la presencia de la martensita.
- ❖ Al realizar la valoración económica del proceso de obtención del acero aleado fundido del tipo 39 CrNiMo, donde se consideró materiales, mano de obra directa y materiales directos se incurre en un costo total de 112,09 CUP.



RECOMENDACIONES

- ❖ Establecer un ciclo de tratamiento térmico del acero aleado del tipo 39 Cr Ni Mo antes de su puesta en funcionamiento para garantizar los parámetros tecnológicos que exige el proceso, ya que con la dureza que presenta se hace difícil su maquinabilidad.
- ❖ Al someter el acero aleado del tipo 39 Cr Ni Mo a tratamiento térmico, recocer entre 650 y 720 °C, mínimo 4 horas con enfriamiento lento en horno y realizar el temple entre 830 y 860 °C, ½ hora por 25,4 mm de sección más 15 minutos por cada pulgada adicional, en aceite.
- ❖ Antes de fabricar árbol del acero aleado fundido del tipo 39 Cr Ni Mo considerar las recomendaciones que se emiten relacionada con este tipo de acero durante la forja, se recomienda forjarlo entre 850 y 1 050 °C, no forjar por debajo de 825 °C, el enfriamiento debe ser lento en horno o material termo aislante.

Referencias Bibliográficas



REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Abbruzzese G., Fortunati S.; J. of Appl. Physics, Vol.10-II, N°64, 5344-5346 (1988).
2. Agachanof, M. (2010). Cao Gazprobanc lising pod cnakon sinergui Q. H.T.Ж. Gornaya Promizlennosti. N0.5 (93). Ha ctp 22. ISSN 1609-9192.
3. Alfaro Rodríguez, V. (2002). Mayor tonelaje y más tecnología serán claves del camión minero.10p. Consultado: 20 de octubre de 2008. Disponible en: <http://html.rincondelvago.com/camion-minero.html>.
4. Apraiz J. Aceros Especiales, Editorial Dossat S. A., Madrid, 1975.
5. Apraiz , J. Fundiciones, 3ra ed. España: Editorial Dossat, S.A., Pág. 32–34; 58-59, (1986).
6. Avner, Sydney. "Introducción a la Metalurgia Física". Editorial McGraw-Hill. Segunda edición. Capítulo 8. 1988. Nueva York.
7. Badeshia, H.; Honeycombe, R. Steels, Third edition. Butterworth-Heinemann, Oxford, UK. 2006.
8. Beck P.; Holzworth, M.; Sperry, P. Transaction AIME, Vol.180, 163-192, Oct. (1948)
9. Bedolla-Jacuinde, A.; Arias L.; Hernández B., Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 12 (4) 371 - 382, 2003.
10. Belete-fuentes, O.; Dieguez-García, Y.; Estenoz-Mejias, S. Rendimiento del equipamiento minero de arranque-carga-transporte de la empresa Comandante Ernesto Che Guevara. ISMM. 2010. Cuba.18 p.
11. Belzunce, F., Aceros y Fundiciones: Estructuras, Transformaciones, Tratamientos Térmicos y Aplicaciones Universidad de Oviedo, 2001.
12. Bruzos, G.; Frómeta, S.; Mirabent Ávila, J. (2005), Análisis técnico económico de los vehículos que circulan en Cuba y la reposición del parque. Centro de Ingeniería del Transporte de Oriente (Cit). No 04, 11p. Consultado: 11 de enero de 2010.
13. Boeri. R. The Solidification of Ductile Cast Iron. Tesis Doctoral, University of British Columbia, Canadá, 1989.
14. Botín González, J. A. (1986). Modelo matemático para la programación del mantenimiento y control presupuestario de sistemas de transporte de mineral mediante camiones fuera ruta. [Resumen Tesis Doctoral]. Universidad Politécnica de Madrid. 32p.



15. Buchmayr, B.; Kirkaldy, J., Modelling of the temperature field, transformation behaviour, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region; *J. Heat Treat* 8 (2) 127 – 136, 1990.
16. Callister, W., *Ciencia e Ingeniería de los Materiales I*. Ed. Reverté, S.A., 1999.
17. Callister, W. *Introducción a la ciencia e Ingeniería de los Materiales*. Reverté S.A. México, 2000.
18. Coca, P.; Rosique, J., *Tecnología mecánica y metrotécnica*. Edic Pirámide. pp 179 – 182, 249 – 258, 2002.
19. Coromant Corokey. *Guía de aplicación de herramientas*, 1996.
20. Chavez, M.; Amaro, A.; Flores, C.; Juarez, A. González-Rivera, N. *Thermal Analysis of Gray and Nodular Eutectic Cast Iron*. México D.F., México. Trans Tech Publications, Switzerland, 2006, Vol. 509.
21. Das, C.; Albert, S., *Characterization of Nickel Based Hardfacing Deposits on Austenitic Stainless Steel*, *Surface Engineering*, XXI (4) 290 – 295, 2005.
22. Dardati, P.; Celentano, D.; Godoy, L.; Boeri, R., *Simulación Numérica del Proceso de Solidificación de la Fundición Dúctil*, *Mecánica Computacional*, XXI (4) 2855 - 2874, 2002.
23. Dardati, P.; Godoy, L.; Cervetto, G.; Paguaga, P., *Modelación mediante Autómata Celular de la Micromecánica en Solidificación de Fundición de Grafito Esferoidal*. *Mecánica Computacional*, XXII (5) 1319 - 1333, 2003.
24. Dardati, P., Godoy, L., Celentano, D., Bertorello, H. – *Modelo para la Simulación Numérica de la Solidificación de la Fundición Dúctil*, *Mecánica Computacional*, Vol. XXIII, pp. 2653-2677, 2004.
25. Dardati, P. *Simulación micromecánica de la solidificación de la fundición dúctil*. Córdoba, España: Universidad Nacional de Córdoba, 2005.
26. David, T.; Babu, R.; Vitek, S. *Recent advances in modelling and characterisation in weld microstructure: Final Report.*”,2001,*Sci.Tech. Weld.*, 2001 vol 7, N°6, 362-365. www.ingenta.com
27. Dogan, Ö.; Hauk, J., *Laird II G Solidification Structure and Abrasion Resistance of High Chromium White Irons* *Metallurgical and Materials Transactions A*; 28A (12) 25 – 30, 1997.
28. Dunn C.G.; *Metals Transactions*, Vol.185, 881-886, Nov. (1949).



29. Durman, R.; PhD thesis, University of Aston, UK, 1970 Duplaa, S.; Coutier-Delgosha, O.; Dazin, A. Ex-perimental Study of a Cavitating Centrifugal Pump during Fast Startups," ASME Journal of Fluids Engineering, Vol. 132, No. 2, 2010.
30. EMPLANI (2006). Estudio de Aprovechamiento de la Jornada Laboral. UEB Organización Empresarial. Contrato 06. 26p. Unidad Básica Minera. Empresa Comandante Ernesto Che Guevara.
31. Ennis, P.; Quadackers, W., International Journal of Pressure Vessels and Piping, Development of and Integrity Issues with New High Temperature High Strength Steels, 84 (12) 75 – 81, 2007.
32. Fernández-Pariente, I.; Belzunce-Varela, F., Influencia de diversos tratamientos térmicos en la microestructura de una fundición blanca con alto contenido en cromo. REVISTA DE METALURGIA, 42 (4) 279 - 286, 2006.
33. García, A., Aleaciones resistentes a la corrosión para la Empresa J. S. Gayol. Informe sobre Investigaciones. UC, 2001.
34. Guirshovich, N., Clasificación y Propiedades del Hierro en Lingotes. Construcción de Maquinarias, 1966. p 562.
35. Heine, R. The Fe-C-Si Solidification Diagram for Cast Irons, *AFS Transactions* 86-71, 391 402, 1986.
36. Higgins, R. Engineering metallurgy part I, 6th edition, Hodder Headline Group, London, UK. 1993.
37. Hu H.; USA-China Bilateral Conference, The Metallurgical Society of AIME, 385-407 (1981)
38. Ignoto, V. Soldadura para Ingenieros. C.V.S. Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, 2001. U.C.V.
39. Ishikawa, S.; Akira, Y.; Keiishi, Y., JP 200 131 6 754, 2001.
40. Kambayashi, H.; Kurokawa, Y.; Miyake, H. *AFS Transactions* 2005, 113, paper 05-016.
41. Kano, T.; Kang, I.; Fukuda, Y.; Mizuki, T.; Kiguchi, S. *AFS Transactions* 2006, 114, paper 06–084.
42. Kelvin L.; Proceedings of the Royal Society, Vol.55, 1-16 (1894).
43. Kunio, S., JP 580 903 63, 1991.



44. Kurokawa, Y.; Kambayashi, H.; Ozoe, N.; Ota, H.; Miyake, H. AFS Transactions 2006, 114, paper 06 - 004.
45. Khanna, A., High Temperature Oxidation and Corrosion ASM International, United States, 2002.
46. Krause, D., Gray Iron - A Unique Engineering Material. ASTM, Special Technical Publications 455, Philadelphia, 1969 pp 3 – 28.
47. López, A. (2005). Servicios de manutención de equipos mineros de arranque, carga y transporte. 7p. Consultado: 2 de marzo de 2006.
48. Luo, M., CN 109 0 605, 1994.
49. Mampaey, F.; Beghyn, K. AFS Transactions 2006, 114, paper 06 - 115.
50. Marshall, D.; Noma, T.; Evans, A., A Simple Method for Determining Elastic Modulus to Hardness Communications of the American Ceramic Ratios using Knoop Indentation Measurements. Society. 65 (10) 175 – 176, 1982.
51. Matic, P.; Geltmacher, A., A cellular automaton-based technique for modeling mososcale damage evolution, Computational Material Science, 20 (5) 120 – 141, 2001.
52. Masaaki, Y.; Hiroaki, M., JP 200104 9 381, 2001.
53. Mile, J., SI WO 984 7 648, 1998.
54. Moffat, W.G.; Pearsall, G.W.; Wulf J. The Structure and Properties of Materials, Vol. 1, Structure, p. 195 (2001).
55. Olsen, O.; Hartung, C.; Ecob C. Common Metallurgical in Grey Cast Iron, Fecha de consulta: Enero de 2010.
56. Oliver, W.; Pharr, G., Review: Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. Journal of Materials Research, 19 (1) 3 – 20, 2004.
57. Okamoto, H. ASM (American Society Materials). Phase Diagrams for Binary Alloys. ASM International. United States of America 2000.
58. Pages, E. <http://www.advance.com.ar/usuarios/eupages> (actualizado en el 2000).
59. Pero-Sanz, J.; Verdeja, J., Solidificación y Transformaciones en el Sistema Fe – C – Cr. Bases para el Diseño por Propiedades de sus Aceros y Fundiciones Ternarias RDM Revista de Minas, 2000.



60. Petty, E., *Physical Metallurgy of Engineering Materials*. George Allen and Unwin Ltd. Londres, 1968. p 109.
61. Piwonka, T.; Kuyucak, S.; Davis, K. *AFS Transactions* 2002, 110, paper 02 - 113.
62. Philippon, S.; Sutter, G.; Molinari, A., An experimental study of friction at high sliding velocities, *Wear* 257 (7 - 8) 777 – 784, 2004.
63. Rajutin M. G. (2010). Metodologuia obosnovania predielnix sostoyani y reserva elementov guidroprivoda gonix machin. Moscovski Gosudarsvenni Gorni Univercitet. [Avtoreferat disertaci na soiskanie uchenoi stepeni Doctora Tecnichesqui Nauyki. 39p.
64. Rivera, G.; Boeri, R.; Sikora, J. Influencia del Conteo Nodular sobre el Refinamiento de la macro y Microestructura de solidificación de Fundiciones Esferoidales Eutécticas, Jornadas SAM – CONAMET – AAS, 2001.
65. Rivera, G.; Boeri, R.; Sikora, J. *Reveling and Characterizing Solidification Structure*. National University of Mar de la Plata: Maney Publishing, June 2002, (18). DOI: 10.
66. Samuel, A.; Samuel, F. *Metall. Mater. Trans. A* 1995, 26A, 2359 - 2372.
67. Sabau, A. *AFS Transactions* 2006, 114, paper 06 - 004.
68. Sare, I., *Abrasion Resistance and Fracture Toughness of White Cast Irons Metals Technology* 412-419; November 1997.
69. Scott, Barker (2005). *Contratos Mineros*. 5p. Consultado: 19 de julio de 2007.
70. Smith, W., *Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales* Mc Graw Hill, Madrid, 1998.
71. Stefanescu, D.; Qiu, H.; Chen, C. *AFS Transactions* 1995, 189–197.
72. Sy, A., *Copper in cast iron. Principal Considerations*. *AFS Transactions*. 67 (13) 321 – 328, 1959.
73. Tabrett, C.; Sare, I.; Ghomashchi, M., *Microstructure-Property Relationships in High Chromium White Iron Alloys* *International Materials Reviews*. 41 (2) 45 – 52, 1996.
74. Tabrett, C.; Sare, I., *Fracture Toughness of High-Chromium White Irons: Influence of Cast Structure* *Journal of Materials Science*. 3 (2) 2069 – 2077, 2000.
75. Takayiki, K., JP 328 1 753, 1991.
76. Tiedje, K.; Pedersen. N. *Experimental validation of error in temperature measurements in thin walled ductile iron castings*. *International Journal of Cast Metals Research*, 2007, Vol. 20.



77. Tsutomo, T., JP 315 0 334, 1991.
78. Verdeja, J., Solidificación y Transformaciones en el Sistema Fe – C – Cr. Bases para el Diseño por Propiedades de sus Aceros y Fundiciones Ternarias RDM Revista de Minas, 1994.
79. Walton, C., Castings Iron Handbook. Iron casting Society, Inc. 1981.
80. Wang, J.; Li, C.; Liu, H.; Yang, H.; Shen, B.; Gao, S.; Huang, S., The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron. Materials Characterization; 56 (13) 73 – 78, 2006.
81. Yoghito, S., JP 408 0 344, 1992.
82. Yuanzhong, L.; Maorang, L., CN 118 0 110, 1998.
83. Zhao, H.; Liu, B., Modeling of Stable and Metastable Eutectic Transformation of ISI J. International, Spheroidal Graphite Iron Casting, 41 (9) 986 – 991, 2001.