

Fundición aleada para la fabricación de tamboras de automóvil

Roberto Méndez Cortina

rmendez@ismm.edu.cu

Universidad de Moa (Cuba).

Resumen: Se realizó la caracterización metalográfica y la dureza sobre la base de las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase de una fundición aleada del tipo HF Fe 21 Ni, para ser empleada en la fabricación de tamboras de automóvil. Se estableció la composición química de los materiales de carga compuesta por chatarra y arrabio, donde fueron fundidas seis probetas; de ellas tres fueron sometidas a tratamiento térmico de recocido en un horno de mufla a temperatura de 700 °C en una etapa y enfriamiento al aire. En los cálculos del proceso de solidificación se determinó que la fundición solidifica como hipoeutéctica por presentar un contenido de carbono menor de 4,3. Después de analizado el comportamiento microestructural de la fundición, en bruto de colada, presentó una matriz de ferrita dendrítica y perlita y luego del tratamiento térmico, la matriz fue ferrita con grafito. La dureza obtenida en las muestras no tratadas y tratadas térmicamente varía desde una dureza inicial de HV 494, influenciado por un 34,49 % de sulfuro de manganeso; en la primera hasta HV 225, en la segunda por poseer una matriz ferrítica.

Palabras clave: tambor de freno; aleaciones; fundición.

Alloy foundry for manufacturing automobile drums

Abstract: Metallographic characterization and hardness were performed based on the equilibrium compositions of the different phases in the interface areas of an alloy foundry of HF Fe 21 Ni type, to be used in manufacturing automobile drums. The chemical composition of the load materials composed of scrap and pig iron was established, where six test tubes were melted, three of them were subjected to annealing heat treatment in a muffle furnace at a temperature of 700 °C in one stage and air cooling. When calculating the solidification process, it was determined the smelter solidifies as hypoeutectic because it has carbon content <of 4.3. After analyzing the microstructural performance of foundry in raw, it shows a matrix of dendritic ferrite and perlite and after heat treatment; the matrix is ferrite with graphite. The obtained hardness in the untreated and thermally treated samples varies from an initial hardness of HV 494, influenced by 34.49% manganese sulphide, to HV 225 in the first one and in the second one by presenting a ferritic matrix.

Keywords: brake drum; alloys; smelting.

Introducción

La fabricación por fundición de partes y piezas de automóviles se ha convertido en una práctica habitual. Equipos de compleja figuración son fabricados con hierro fundidos, sin embargo, es necesario una adecuada selección del material base idóneo para garantizar el mayor tiempo de durabilidad del componente dañado, ya sea por efecto de grietas, desgaste o rotura.

Las tamboras de los automóviles están expuestas a diferentes sollicitaciones mecánicas, no obstante, pasado un tiempo, por las propias condiciones de trabajo, son retiradas de servicio. El material que se emplea para fabricar los tambores de freno es la fundición gris, que garantiza una estabilidad de las prestaciones durante el período de vida de las tamboras, es sometida a estudios de dureza, para así estar en el rango que corresponde a una calidad excelente (Kalpakjian, 2008).

Flores (2010) corrobora que las exigentes condiciones de los terrenos y características pesadas de los suelos en Cuba hacen habitual en máquinas e implementos deformaciones en su estructura o roturas frecuentes.

Las tamboras de freno deben poseer una dureza de 207-255 HB, la composición básica del material de las tamboras de freno contiene aproximadamente un 92 % de hierro y el 8 % restante de los componentes son: Si de 1,6 % a 1,8 %; Mn de 0,6 % a 0,8 %; P de 0,001 % a 0,15 %; S de 0,001 a 0,12 % y el Ni de 0,4 % a 0,6 %; con esta composición se garantiza la calidad de un elemento de frenado.

En este trabajo se propone realizar la caracterización metalográfica y la dureza sobre la base de las composiciones de equilibrio de las distintas fases en las zonas de interfase de una fundición aleada del tipo HF Fe 21 Ni, para ser empleada en la fabricación de tamboras de automóvil.

Materiales y métodos

Las probetas se obtuvieron de una colada donde se controló la composición química. La mezcla de moldeo fue examinada y tomada en las mismas condiciones en que se fundiría el prototipo.

La selección de los materiales de carga se realizó de acuerdo con la composición química de la aleación. El cálculo de la carga se obtuvo mediante el empleo del programa ORCAC; la carga del horno se calculó para obtener el volumen de una tambora de freno. En calidad de elementos de aleación para la fundición se utiliza el níquel, el cromo, molibdeno, manganeso, cobre, aluminio y titanio. Los que mayor aceptación han tenido en la construcción son las fundiciones de baja aleación.

El horno empleado para el proceso de fusión de la aleación marca Magnethermic Europe se calentó a 1 263 °C, temperatura en la cual el metal pasa al estado líquido.

La composición química se tomó del resultado de tres chispas para obtener el promedio de cada una de ellas; se hizo en un espectrómetro cuántico de masa, ESPECTROLAB 230, con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón. La Tabla 1 muestra la composición química de la fundición aleada Fe 21 Ni.

Tabla 1. Composición química de la fundición aleada Fe 21 Ni, en porcentaje

C	P	S	Cr	Si	Mn	Ni	Fe
3,44	0,02	0,11	0,25	1,62	0,53	0,55	Resto

Análisis de la susceptibilidad al agrietamiento del hierro fundido

Se determinó el carbono equivalente de la fundición gris (Velez, 1996), donde para un contenido de carbono de 3,4 %, contenidos de fósforo y silicio de 0,02 % y 1,62 %, respectivamente, este parámetro es de 3,9 %, por la ecuación:

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

El carbono calculado en función del fósforo y el silicio es del tipo hipoeutético, según el diagrama hierro-carbono, valor por debajo del punto eutético (valores hipoeutéticos) donde de la transformación austenítica resulta la matriz perlítica o ferrítica de la aleación.

Se estableció el carbono equivalente total donde se consideran los elementos químicos que intervienen en la fundición por la ecuación:

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

El resultado es de 3,8 % de carbono total lo que justifica que la solidificación del hierro gris objeto es hipoeutectoide.

Las fundiciones de hierro se encuentran en una composición de carbono equivalente por debajo del 4,3 %, es decir, son de carácter hipoeutético. Para determinar la influencia que ejerce el silicio y el carbono en la fundición se calcularon estos parámetros (Dardati, 2005), resultando que el silicio es de 0,91.

$$Si \left[\% \right] = \frac{2085,4 - C_{ET}}{22,7}$$

$$C \left[\% \right] = \frac{(2994 - T_{AL} - 53,07 \cdot \%Si)}{212,3}$$

Para precisar el contenido de carbono se consideró la temperatura de liquidus de la austenita de 1 196 °C, por lo que el carbono presente sería de 0,08 %.

$$T_{AL} = 1569 - 97,3 \left(C + \frac{1}{4} Si \right)$$

El contenido de silicio en las fundiciones es de 2 % a 5 %; un contenido aún mayor podría evitar la formación de las zonas con carburos de hierro que fragilizan la pieza producida, dado que el silicio aumenta la fluidez del líquido y afecta el proceso de solidificación promoviendo la grafitización; sin embargo, cuando el contenido es menor al 1 % no es suficiente para ello. Por cada 1 % de silicio, la composición eutéctica se desplaza hacia la izquierda del diagrama, aproximadamente, 0,3 % de carbono, lo cual abate la temperatura a la cual la aleación empieza a solidificar.

El contenido de carbono en la austenita se determinó por la ecuación de Darwish y Elliot (1993). Durante el proceso de solidificación, el contenido del carbono es de 1 %.

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

La solubilidad del carbono en la austenita (eutecticidad) incrementa la precipitación del grafito y eleva la temperatura de transición dúctil/frágil. Un contenido más elevado de Si en la composición aumenta la resistencia de la ferrita y reduce la resistencia al impacto, promueve una alta resistencia a la oxidación en alta temperatura de la fundición, de acuerdo con Lin (2003).

El contenido de manganeso en la fundición se calculó en correspondencia con el azufre presente, para un resultado de 0,33 %, por la ecuación:

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

Según el resultado del manganeso, el efecto del azufre puede ser balanceado.

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

El grado de saturación calculado es de 0,9 %, lo cual solidifica como fundición hipoeutéctica. Serán hipoeutéticas cuando el valor es inferior a 1 %, eutécticas con el índice de saturación igual a 1 % e hipereutéticas cuando es superior a 1 %.

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

La cantidad de grafito es mayor al aumentar la velocidad de solidificación, ya que son capaces de crecer por la difusión del grafito en el hierro, aún en estado líquido. Seguido de su precipitación empieza el crecimiento de la austenita, lo que impide que el grafito continúe su crecimiento y, por lo tanto, en la última zona en solidificar la cantidad tenderá a disminuir (Showman y Aufderheide, 2004).

Se determinó el carbono eutéctico y el carbono eutectoide de la fundición aleada por las ecuaciones:

$$C_{eut} = 4,3 - \frac{\%Si}{3}$$

$$C_{eutect} = 0,9 - \frac{\%Si}{9}$$

En la Figura 1 se muestran los resultados obtenidos para el carbono eutéctico (a) y el carbono eutectoide (b).

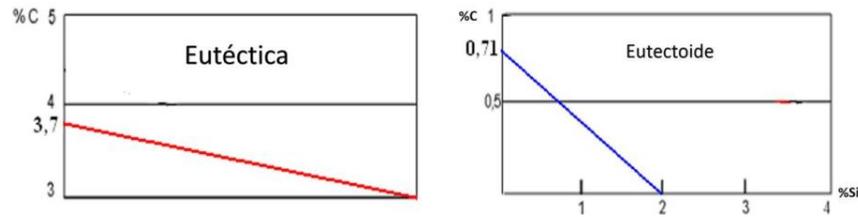


Figura 1(a). Carbono eutéctico. (b). Carbono eutectoide.

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

La temperatura del líquido de la austenita (T_{AL}) es de 1 196 °C; la temperatura de solidus de la austenita (T_{AS}) es de 866,9 °C; la temperatura del líquido en el grafito (T_{GL}) es de 1 040, 2 °C y la temperatura eutéctica (T_E) es de 1 165 °C.

$$T_{AS} = 1\,528 - 177,9(C + 0,18 \cdot Si)$$

$$T_E = 1\,154,6 + 6,5 \cdot Si$$

La máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica, en correspondencia con el carbono total en la eutéctica, es de 0,44 %, para un contenido de silicio de 1,4 %. Se determinó por la ecuación:

$$T_{GL} = 389,1 \cdot \left(C + \frac{1}{3} \cdot Si \right) - 503,2$$

Para el cálculo de los porcentajes de carbono se consideró una temperatura de fusión de 1 380 °C. Según la ecuación la concentración de carbono del líquido en contacto con la austenita $C_{l/\gamma}$ es de 2,4 %.

$$C_{TE} = 0,8 - 0,216 \cdot Si$$

La concentración de carbono de la austenita en contacto con el líquido es de 1,1 %.

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

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, según 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 2 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 interfases.

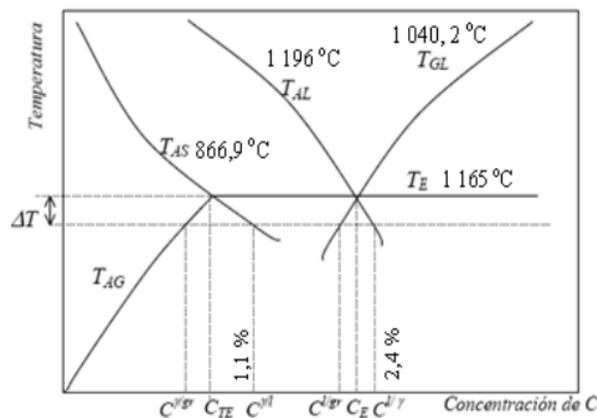


Figura 2. Resultados del contenido de carbono, fósforo y silicio en la fundición.

Las curvas se hacen continuas por debajo de la temperatura eutecticoide, de manera que al descender por debajo del valor continúa la solidificación, lo cual, con estas prolongaciones, fueron calculadas las concentraciones de carbono de las distintas fases en las interfases. 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.

El fenómeno de solidificación ocurre basado en el equilibrio metaestable y la solidificación de fases metaestables. Se determinó la temperatura de transformación del liquidus, donde se obtuvo que a $1040,6^{\circ}\text{C}$ y $825,4^{\circ}\text{C}$ por las ecuaciones:

$$C^{y/i} = \frac{1}{177,9} (1528,4 - T - 32 \cdot Si)$$

$$C^{l/gr} = \frac{1}{3891} (T - 129,7 \cdot Si + 503,2)$$

La temperatura del grafito establecida es de 1 152,3 °C y para la temperatura del eutéctico blanco es de 1 120,1 °C.

La transformación líquido-sólido es importante porque las condiciones en las cuales tiene lugar influyen, en gran medida, en la calidad del producto final: a temperaturas inferiores a la de fusión, la energía libre del sólido es inferior a la del líquido; esto implica que el cambio de energía libre es negativo y, por lo tanto, el proceso ocurre. Para temperaturas superiores a la de fusión la energía libre del líquido es inferior a la del sólido, en este caso también el cambio de energía libre es negativo y de manera análoga a la anterior el cambio de fases tiene lugar.

Análisis microestructural en las muestras en bruto de colada

Los cambios microestructurales y en composición química de las fases de las fundiciones después del tratamiento térmico dependen del pico más alto de temperatura. En la Figura 3 se muestra el comportamiento microestructural obtenido de la fundición aleada Fe 21 Ni en bruto de colada.

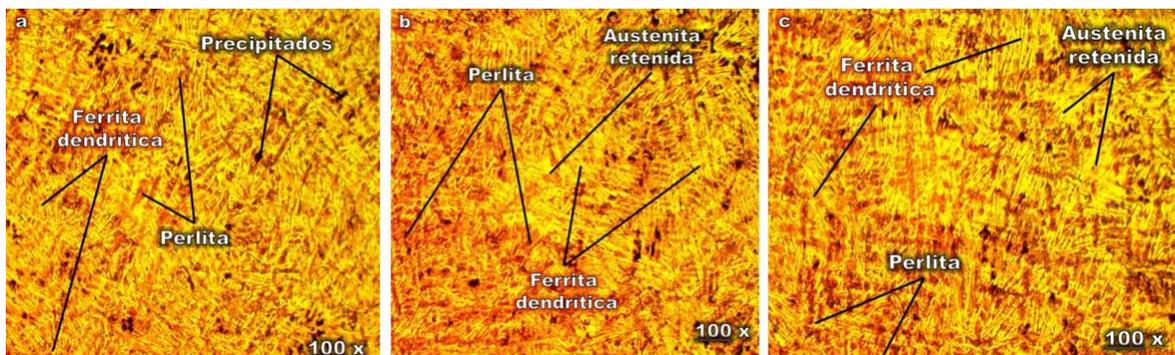


Figura 3. a. Muestra 1. b. Muestra 2. c. Muestra 3.

Las microestructuras obtenidas en estado bruto de colada están constituidas por una matriz de ferrita dendrítica, con granos de perlita distribuidos entre los granos de esta matriz. Dichas transformaciones están asociadas a que el metal que forma la película inicial se ha enfriado rápidamente por la extracción de calor a través de la pared del molde. Esta acción de enfriamiento causa que los granos de la película sean finos, equiaxiales y orientados aleatoriamente. Los granos resultantes de este crecimiento dendrítico adoptan una orientación preferente y tienden a ser burdos y alinearse en forma de granos columnares hacia el centro de la fundición (Kumar y Kumar, 2012).

La presencia de perlita influye en varias situaciones en que una falla en el enfriamiento brusco en la última etapa. El enfriamiento lento de la fundición favorece la grafitización, pero también la formación de grandes cristales de austenita primaria, dando como resultado pocas hojuelas grandes y gruesas (Shaha, 2010). De acuerdo con este criterio, estos microconstituyentes no se encuentran presente en las muestras en estado en bruto de colada. Su conformación interdendrítica debilita la estructura de manera que son indeseables.

Tratamiento térmico de recocido

Se estableció el ciclo de tratamiento térmico de la fundición Fe 21 N. En la Figura 4 se muestra el ciclo aplicado.

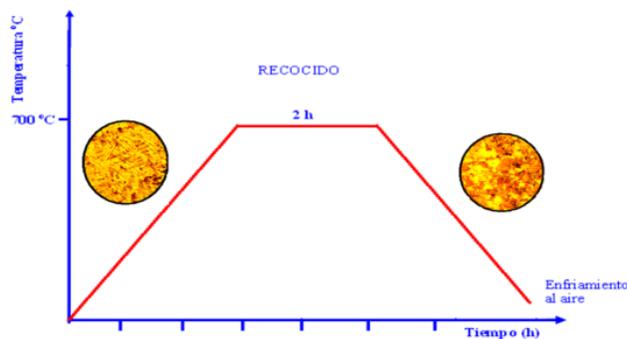


Figura 4. Ciclo de tratamiento térmico de la fundición Fe 21 Ni.

La etapa del recocido consistió en un enfriamiento al atravesar la zona crítica en que tiene lugar la reacción eutéctica. Esto permite a la austenita descomponerse en las fases estables de ferrita y grafito. La estructura no sufre modificación, quedando constituida por el grafito en una matriz ferrítica, de esta manera se obtiene una matriz ferrítica más carbono recocido, conociéndose como hierro ferrítico.

Análisis microestructural en las muestras luego del tratamiento térmico

Aplicado el tratamiento, a las muestras se les realizó el análisis microestructural. La Figura 5 muestra el comportamiento obtenido.

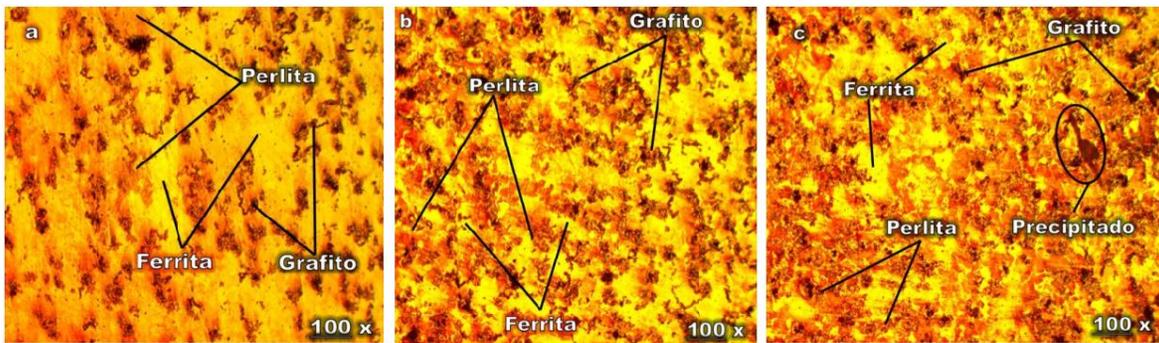


Figura 5 a. Muestra 1. b. Muestra 2.c. Muestra 3.

Luego de aplicado el tratamiento térmico se observa la transformación de fase. El grafito formado es el constituyente disperso del material y la cantidad presente varió en el curso del enfriamiento del material hasta la temperatura ambiente; esta parte de la solidificación determinó la forma y tamaño de las láminas de grafito finales.

Se obtuvo una morfología equiaxial, la cual se corresponde con granos poligonales de ejes aproximadamente iguales. Esta morfología resulta a veces de granos atacados diferentemente en función de su orientación cristalográfica. Un enfriamiento rápido desde altas temperaturas obliga a un crecimiento de la ferrita, resultando granos alargados en dichas direcciones del grano de austenita previo, según criterios de Larrañaga y Sertucha (2010).

Debido a que la austenita es inestable a temperatura ambiente se producen transformaciones en estado sólido a la temperatura eutectoide y puede formar nuevas fases. Esto resulta en la formación de ferrita más grafito, para el caso de la transformación estable, y en perlita para el caso metaestable, donde la composición y velocidad de enfriamiento serán las variables que definan la cantidad producida de cada una, ya que ambas nuclean y crecen de forma competitiva, de acuerdo con lo establecido por Lacaze y Gerval (1998).

Según las condiciones en que se produce esta transformación, puede producirse perlita, ferrita y grafito, o una situación intermedia entre ambas. Las condiciones de enfriamiento y la presencia de elementos aleantes serán los determinantes de la estructura final que se obtenga. Así se forma la estructura matriz que rodeará al grafito y que completará la constitución de la fundición resultante.

Análisis de las fases presentes en la fundición en bruto de colada

Se realizó el análisis de los microconstituyentes presentes en la fundición aleada Fe 21 Ni, se analizó una muestra antes de la aplicación del tratamiento térmico (Figura 6).

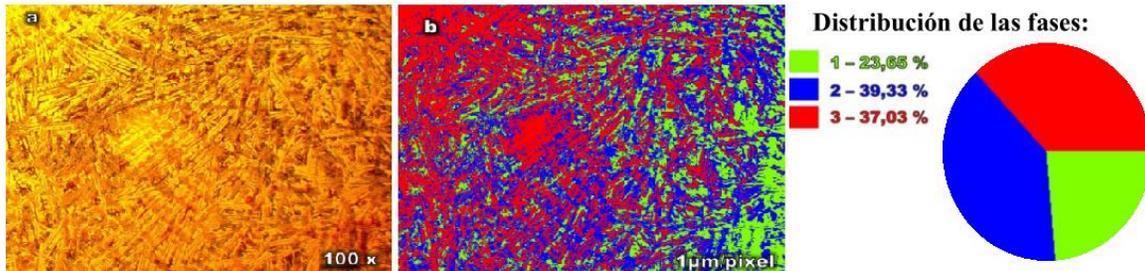


Figura 6 a. Bruto de colada b. Distribución de microconstituyentes.

En la Tabla 2 se muestran los microconstituyentes con el área que ocupan en la microestructura.

Tabla 2. Datos de las fases de los microconstituyentes para la muestra

Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Sulfuro de manganeso	199 032	23,65
Perlita	331 013	39,33
Ferrita dendrítica	311 683	37,03

La matriz de esta fundición es ferrita-perlita. En la matriz, el grafito presenta mayor tendencia a la descomposición, pasando de hojuelas a pequeñas partículas dispersas de sulfuro de manganeso, donde el grafito utiliza los bordes de los sulfuros como sitios de nucleación, gracias al gran parecido entre los sistemas cristalográficos de ambos (Sommerfeld, 2008).

Análisis de las fases presentes en la fundición luego del tratamiento térmico

Se analizó la distribución de los microconstituyentes en las muestras luego de ser sometidas al tratamiento térmico (Figura 7).

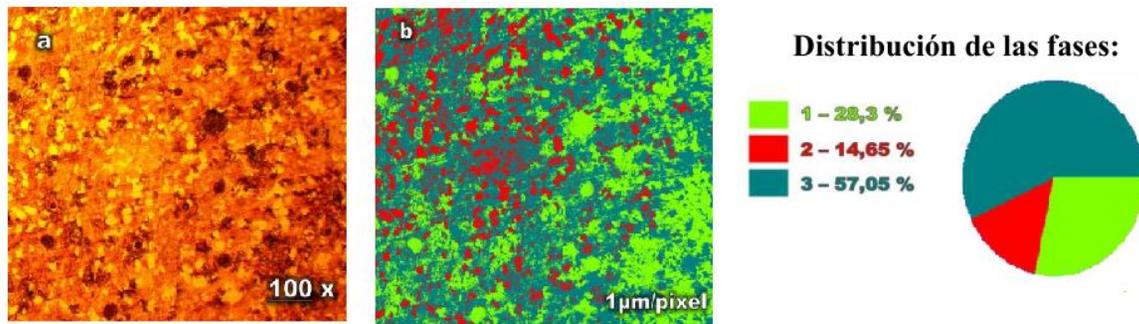


Figura 7a. Muestra con tratamiento térmico. b. Distribución de microconstituyentes.

En la Tabla 3 se muestran los microconstituyentes con el área que ocupan en la microestructura.

Tabla 3. Datos de las fases de los microconstituyentes para la muestra

Microconstituyentes	Área μm^2	Área %
Ferrita	238 191	28,3
Grafito	123 336	14,65
Perlita	480 201	57,05

Los parámetros de las imágenes estimados mediante técnicas de procesamiento de imágenes proveyeron una buena descripción del proceso de tratamiento térmico de la fundición aleada. Además, el color y los parámetros de textura evaluados desde las imágenes, en particular los valores, mostraron una adecuada correlación con los parámetros de calidad (color y firmeza).

Análisis de la dureza de la fundición aleada

Se realizó el análisis de dureza para las muestras en bruto de colada y para las tratadas térmicamente. En la Tabla 4 se reportan los resultados de durezas obtenidos para la fundición Fe 21 Ni.

Tabla 4. Resultados de durezas obtenidos

No	Operación	Velocidad de calentamiento ($^{\circ}\text{C}/\text{h}$)	Tiempo (h)	Microestructura	HV
1	Bruto de colada	32	-	Ferrita dendrítica, perlita, grafito	494
2	Recocido	700	2	Ferrita, perlita, grafito	225
3	Recocido	700	2	Ferrita, perlita, grafito	224
4	Recocido	700	2	Ferrita, perlita, grafito	225

En correspondencia con las muestras analizadas en bruto de colada y sometidas a tratamiento térmico de recocido a 700 $^{\circ}\text{C}$ por dos horas y un enfriamiento al aire, existe un descenso en esta propiedad de un 45 %, lo cual indica que existió transformaciones de fases en la primera, originando microconstituyentes, los cuales

son más dúctiles al aplicar temperatura. Se considera que el tratamiento térmico de recocido mejora las propiedades mecánicas en la fundición aleada Fe 21 Ni.

Análisis de varianza

Se modeló estadísticamente, a través del análisis de regresión, la influencia de las diferentes condiciones de aplicación de las temperaturas en el comportamiento de la dureza que se obtiene en la fundición aleada. Se hizo el análisis de varianza, según el método de Fisher, para evaluar el nivel de significación de las variaciones provocadas por los diferentes experimentos.

En cada probeta sometida a la acción tratamiento térmico de recocido se realizó una medición de temperatura. La Tabla 5 muestra los resultados del análisis de regresión.

Tabla 5. Análisis de regresión lineal

Análisis de regresión - modelo lineal $Y = a + b \cdot X$					
Variable dependiente: Dureza					
Variable independiente: % microconstituyentes					
Error Estadístico					
Parámetro	Estimación	estándar	T	P-Valor	
Ordenada	359,405	190,935	1,88234	0,1329	
Pendiente	0,00284854	5,36047	0,000531397	0,9996	
Análisis de la Varianza					
Fuente	Suma de cuadrados	GL	Cuadrado medio	Cociente-F	P-Valor
Modelo	0,00766257	1	0,00766257	0,00	0,9996
Residuo	108 541,0	4	27 135,4		
Total (Corr.) 108542,0 5					
Coeficiente de Correlación = 0,9976					
R-cuadrado = 95,8 porcentaje					
R-cuadrado (ajustado para g.l.) = -25,0 porcentaje					
Error estándar de est. = 164,728					
Error absoluto medio = 134,5					
Estadístico de Durbin-Watson = 0,667033 (P=0,0227)					
Autocorrelación residual en Lag 1 = 0,499839					

La salida muestra los resultados del ajuste al modelo lineal para describir la relación entre la dureza y el porcentaje de microconstituyentes. La ecuación del modelo ajustado es: Dureza = 359,40 + 0,0028 % de los constituyentes.

Dado que el p-valor es mayor o igual a 0,01 existe relación estadísticamente significativa entre la dureza y el porcentaje de microconstituyentes para un nivel de confianza del 90 % o superior. El estadístico R-cuadrado indica que el modelo explica un 95, 8 % de la variabilidad en el porcentaje de microconstituyentes. El coeficiente de correlación es igual a 0,9976, indicando una relación relativamente fuerte entre las

variables. El error estándar de la estimación muestra la desviación típica de los residuos que es 164,728. Este valor puede usarse para construir límites de la predicción para nuevo tratamiento térmico en la fundición aleada Fe 21 Ni.

El error absoluto medio de 134,5 es el valor medio de los residuos. El estadístico Durbin-Watson examina los residuos para determinar si hay alguna correlación significativa basada en el orden en el que se han introducido los datos en el fichero. Dado que el p-valor es inferior a 0,05 hay indicio de una posible correlación serial.

La estimación del modelo para la superficie de respuesta se muestra en la Figura 8. Se observa la variación de la dureza en las muestras antes y después del tratamiento.

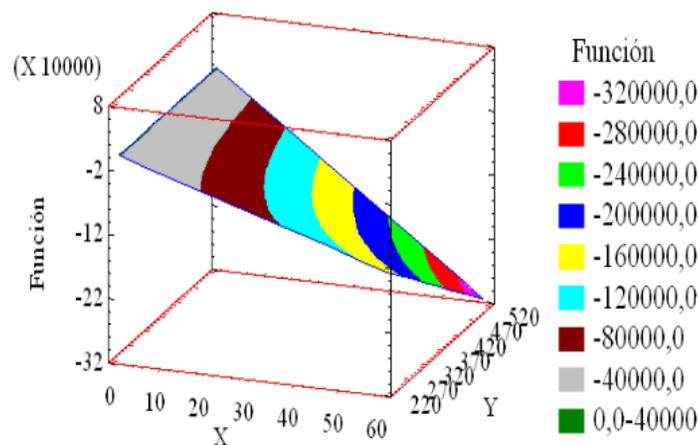


Figura 8. Gráfico de superficie de respuesta estimado para las variables.

En la medida que existe variaciones en los microconstituyentes disminuye la dureza. Con la introducción de temperatura controlada se mejora notablemente la matriz de la fundición, al eliminarse el sulfuro de manganeso que forma, a su vez, carburos; endurece la matriz misma de la fundición y disminuye el contenido de carbono libre.

En las fundiciones, la cantidad de Si mejora la tenacidad y resistencia al desgaste, pero a la vez disminuye su dureza (Agunsoye, 2013).

Conclusiones

La fundición aleada en bruto de colada está constituida por una matriz de ferrita dendrítica y perlita y luego del tratamiento térmico, la matriz es ferrita con grafito, lo cual, por sus propiedades mecánicas, puede ser empleada en tamboras de frenos de equipos automóbiles.

Después de aplicado el tratamiento térmico de recocido en la fundición aleada en condiciones de temperatura de 700 °C, se determinó que la dureza obtenida en las muestras no tratadas y tratadas térmicamente varía desde una dureza inicial de HV 494, influenciado por un 34,49 % de sulfuro de manganeso; en la primera hasta HV 225, en la segunda por poseer una matriz ferrítica.

Referencias bibliográficas

- AGUNSOYE, J. 2013. Effect of Silicon Additions on the Wear Properties of Grey Cast Iron. *Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering* 1: 61-67.
- DARDATI, P. 2005. *Simulación micromecánica de la solidificación de la fundición dúctil*. Universidad Nacional de Córdoba. España.
- DARWISH, N. Y ELLIOT, R. 1993. Austempering of low Manganese Ductile Irons. Part 1: Processing Window. *Materials Science and Technology* 9: 572.
- FLORES, M. 2010. Análisis de neumático por elementos finitos con vistas a la determinación de coeficientes de cargas dinámicas en estructuras de máquinas agrícolas. *Revista Ciencias Técnicas Agropecuarias* 19(4): 10-16.
- KALPAKJIAN, S. 2008. *Manufacturing Processes for Engineering Materials*. 5 ed. Pearson Education.
- KUMAR, V. Y KUMAR, A. 2012. Simulation of Cooling Rate of Gray Cast Iron Casting in a Sand Mold and Its Experimental Validation. *Materials Science Forum* 710: 208-213.
- LACAZE, J. Y GERVAL, V. 1998. Modeling of the Eutectoid Reaction in Spheroidal Graphite Fe-C-Si Alloys. *ISIJ International* 38(7): 714-722.
- LARRAÑAGA, P. Y SERTUCHA, J. 2010. Estudio Térmico y Estructural del Proceso de Solidificación de Fundiciones de Hierro con Grafito Laminar. *Revista de Metalurgia* 46(4): 370-380.
- LIN, T. 2003. Effect of silicon content on intergranular embrittlement of ferritic spheroidal graphite cast iron suffered from cyclic heating. *Materials Transactions* 44(1): 173-180.

- SHAHA, S. 2010. Prediction of Heat Flow Through Sand Mould and its Verification on the Structure and Property of Gray Cast Iron. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering* 5(2): 208-213.
- SHOWMAN, R. Y AUFDERHEIDE, R. 2004. *Controlling Nodularity in Thin-Wall Compacted Graphite Iron Castings*. American Foundry Society, Dublin, Ohio.
- SOMMERFELD, A. 2008. Graphite Nucleation in Cast Iron Melts Based on Solidification Experiments and Microstructure Simulation. *Journal of Materials Science and Technology* 24(3): 321-324.
- VELEZ, I. 1996. Effect of silicon on kinetics of bainitic reaction in austempered ductile cast iron. *Materials science and technology* 12: 329.
- ZHAO, H. Y LIU, B. 2001. Modeling of Stable and Metastable Eutectic Transformation of Spheroidal Graphite Iron Casting. *ISI J. International* 41(9): 986-991.