

## El recocido de esferoidización como vía para mejorar la maquinabilidad de la aleación $\text{H4X28H2}$

Yaritza Figueredo-Jiménez  
Amaury Palacios-Rodríguez  
Alberto Velázquez-del Rosario  
Evangelia García-Peña

### Resumen

La aleación  $\text{H4X28H2}$ , por su elevada dureza y resistencia al desgaste, se utiliza para fabricar piezas y componentes de bombas centrífugas que operan bajo condiciones severas de desgaste abrasivo, sin embargo, estas propiedades dificultan su maquinabilidad. El propósito de la investigación fue mejorar el proceso de maquinado de la aleación mediante tratamiento térmico de recocido de esferoidización. Se evaluó el comportamiento de la microestructura en muestras en estado bruto de colada y tratadas térmicamente mediante recocido de alivio de tensiones, recocido de esferoidización y normalizado. Se aplicó el Diseño Factorial Completo para establecer la influencia que ejercen sobre la potencia del motor, el avance, la velocidad de giro y la profundidad de corte. Con el recocido de esferoidización se logró eliminar la red de cementita en el borde de los granos y disminuir la dureza de la aleación fundida desde 56 HRC hasta 43 HRC (dureza Rockwell), con lo que mejoró su proceso de mecanizado. El tratamiento térmico de normalizado, posterior al mecanizado, permitió recuperar la forma acicular de los carburos y restituir los valores de dureza (55 HRC) que requiere la aleación. Con el recocido de esferoidización el motor generó una menor potencia (8,24 kW) en relación con el recocido de alivio de tensiones (9,47 kW) y con las muestras en estado bruto de colada (10,32 kW). La profundidad de corte fue el factor de mayor influencia sobre la potencia.

### Palabras clave

Fundición blanca; maquinado; dureza; tratamiento térmico.

## **Spheroidize annealing to improve machinability of alloys ИЧХ28Н2**

### **Abstract**

Because of its hardness and wear resistance properties, ИЧХ28Н2 alloys are used to manufacture parts and components of centrifugal pumps that operate under severe abrasive conditions; however, such properties make these alloys difficult to machine. The objective of the investigation is to improve the machinability of this alloy by applying heat treatment using the spheroidizing annealing method. This includes behavioral analysis of the microstructure of virgin cast samples and thermally treated through stress relieving, spheroidize annealing and normalizing. A full factorial design allowed defining the impact on the motor power by forward speed, turn speed and depth of cut. It was also possible to remove cementite networks on the grains boundary and reduce the hardness of the cast alloy to 43 HRC from 56 HRC (Rockwell scale), which improved the machining process. Normalizing after machining allows carbides to recover their original circular shape and restores the alloy hardness of 55 HRC as required for this kind of alloy. The motor power was 8,24 kW in spheroidize annealing, which is lower compared to values of 9,47 kW and 10,32 kW during stress relieving and with virgin melted samples; respectively. Depth of cut is one factor of major impact on power.

### **Keywords**

White cast; machining; hardness; heat treatment.

## 1. INTRODUCCIÓN

La aleación N4X28H2 es un tipo de fundición blanca, caracterizada por su elevada dureza específica y alta resistencia a la corrosión, ampliamente utilizada en las industrias química y minera. Las piezas y componentes contruidos con esta aleación se utilizan para operar bajo determinadas condiciones de carga por su alta resistencia al desgaste y la fatiga (Catalina et al. 2000).

En la industria minera las piezas y componentes de aleaciones fundidas (fundiciones gris, maleable, nodular y blanca) son tratados térmicamente para mejorar sus propiedades físico-mecánicas; entre ellas figuran las trituradoras, los molinos de rodillos, los cuerpos de bombas centrífugas, los impelentes y las volutas. Las propiedades físico-mecánicas obtenidas por los métodos de tratamiento térmico de recocido, revenido, temple y normalizado posteriormente dificultan la maquinabilidad de estas piezas.

El tratamiento térmico de las fundiciones se realiza fundamentalmente para eliminar las tensiones internas que surgen durante el fundido, dichas tensiones conducen, con el tiempo, a la variación de las dimensiones y la forma de la fundición, disminución de la dureza, mejoramiento de la maquinabilidad por corte y a una variación de las propiedades mecánicas.

En investigación realizada por Zhang et al. (2001) se propone el empleo de un hierro de baja aleación para producir un árbol de levas, colocando enfriadores para que se forme una capa de hierro blanco en la superficie de las piezas. Para lograr maquinar dicha pieza se aplica un recocido, luego obtiene la dureza requerida por temple en un baño salino o mediante temple por llama, pero el proceso encarece la producción, debido al alto consumo de energía, aunque resuelve el problema del maquinado.

En estudios realizados por Oliver & Parr (2004), con el objetivo de aumentar la dureza y la resistencia al impacto, se propone un hierro con bajos contenidos de silicio (0,2 a 1,0 %), molibdeno (0,5 a 2,0 %), cromo (27 a 34 %), wolframio (0,5 a 2,0 %) y boro hasta 0,1 %. El hierro es tratado térmicamente a temperaturas entre 950 y 1 100 °C y revenido después del temple a 200 y 500 °C, para alcanzar los niveles de dureza deseados, pero se dificulta la maquinabilidad debido a los altos contenidos de elementos formadores y estabilizadores de carburos y por el proceso de tratamiento térmico.

En empresas de procesos pirometalúrgicos, las fallas y roturas repetidas y anticipadas de las partes y piezas de las bombas centrífugas de los sistemas de bombeo han mantenido una marcada incidencia en las pérdidas e insuficiencias del sistema y elevados gastos por conceptos de reparaciones y mantenimientos. La evaluación y uso de diferentes aleaciones para el diseño de estos elementos ha sido objeto de la atención de especialistas, diseñadores y tecnólogos.

Una de las técnicas empleadas en todo el mundo es utilizar materiales con elevados porcentajes de cromo, ya que presentan mayor dureza y resistencia al desgaste abrasivo. Este tipo de hierro aleado tiene el inconveniente de ser poco maquinable.

Las acciones realizadas para aumentar la resistencia al desgaste han limitado la maquinabilidad de las piezas. Con el propósito de hacer maquinable la aleación И4Х28Н2 se aplicó un tratamiento térmico de recocido de esferoidización con el fin de globulizar la cementita normal o aleada, así como también los carburos de diferentes elementos presentes en forma laminar en los hierros fundidos, y con ello mejorar el proceso de mecanizado de la aleación. El objetivo de la investigación fue determinar el comportamiento microestructural de la aleación И4Х28Н2, una vez aplicado el tratamiento térmico de recocido de esferoidización, para evaluar su efecto en el proceso tecnológico de maquinado.

## 2. MATERIALES Y MÉTODOS

Se empleó una muestra de hierro blanco aleado al cromo (И4Х28Н2). Las probetas metálicas se obtuvieron mediante el vertido del metal líquido en un molde previamente confeccionado a partir de una plantilla. Se utilizaron plantillas sueltas sin sistema de alimentación, recomendadas para fabricar una sola pieza o una serie de pequeñas cantidades; a partir de ellas se elaboraron las muestras para realizar los análisis. Una vez que la aleación se extrajo del molde, las probetas se sometieron a análisis químicos y posteriormente a los tratamientos térmicos.

Para el análisis químico del material se empleó un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230, con electrodo de tungsteno bajo arco sumergido en atmósfera de argón.

## 2.1. Tratamiento térmico

### 1. Recocido de alivio de tensiones

Inicialmente se le aplicó a 24 muestras un recocido con calentamiento escalonado a partir de 250 °C, con una velocidad de 60–70 °C/h y un escalón a 580 °C durante 1,5 h. Posteriormente se aplicó calentamiento hasta 950 °C durante 4 h y enfriamiento al horno hasta una temperatura de 200 °C y luego enfriamiento al aire. En la Figura 1 aparece el ciclo de tratamiento térmico de recocido.

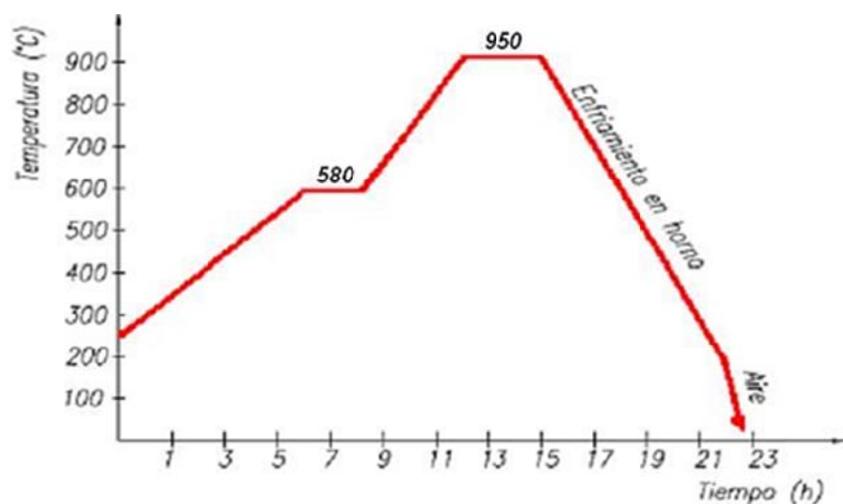


Figura 1. Ciclo de tratamiento térmico de recocido de alivio de tensiones.

El tratamiento térmico de recocido a 580 °C se realizó con el objetivo de eliminar las tensiones surgidas en la pieza como consecuencia del rápido enfriamiento. Estas tensiones se experimentan cuando desciende su temperatura a la de solidificación, y hasta la ambiental. Luego se aplicó calentamiento hasta 950 °C, para lograr la mayor austenización posible, con un mínimo de carburos y ferrita.

La segunda fase consistió en un enfriamiento muy lento para atravesar la zona crítica en que tiene lugar la reacción eutectoide. Esto permite que la austenita se descomponga en la fase estable de ferrita + carburos y, debido a la baja velocidad de enfriamiento, disminuya la probabilidad de obtener estructuras aciculares. Una vez enfriada hasta 200 °C, la estructura presumiblemente no debe sufrir ninguna nueva modificación durante el enfriamiento a temperatura ambiente, por lo que el enfriamiento se realiza al aire. De esta manera, se propicia la obtención de estructuras con un mínimo de tensiones formada por una mezcla de carburos aciculares y globulares (Buchmayr & Kirkaldy 1990; Wang *et al.* 2006).

### 2. Recocido de esferoidización (globulización)

El recocido de esferoidización se realizó con el fin de esferoidizar (globulizar) la cementita normal o aleada, así como los carburos de diferentes elementos que están presentes en forma laminar en los hierros fundidos. El recocido de esferoidización (Figura 2) para las otras 24 muestras se aplicó con calentamiento escalonado a 300 °C, con una velocidad de 300 °C/h, un mantenimiento de 2 h y un posterior calentamiento hasta 870 °C durante 2 h. Con posterioridad se realizó un enfriamiento hasta los 780 °C, durante 3 h, y enfriamiento al horno hasta una temperatura de 200 °C. Finalmente enfrió al aire.

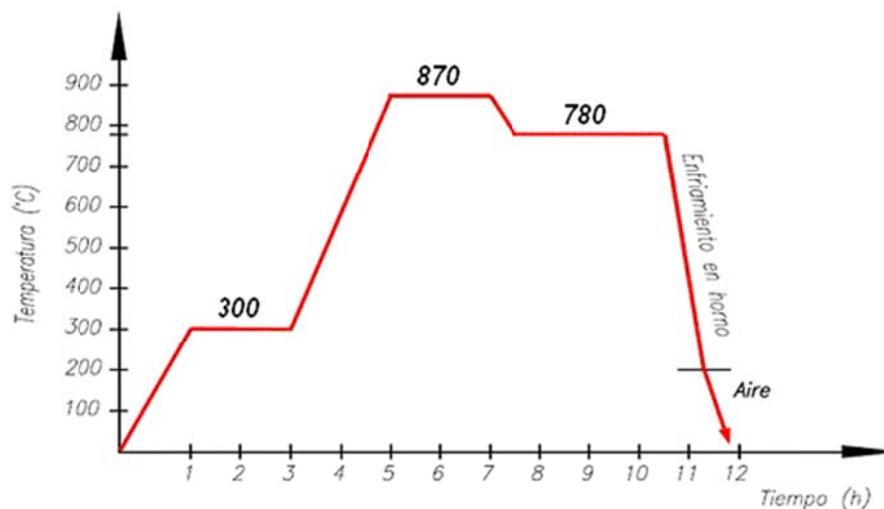


Figura 2. Ciclo de tratamiento térmico de recocido de esferoidización.

### 3. Normalizado

El propósito principal del normalizado fue, una vez maquinadas las piezas, devolverles los valores de dureza obtenidos inicialmente en el estado bruto de colada para garantizar las propiedades de resistencia a la fricción y aumentar la resistencia al desgaste en las condiciones de trabajo severas requeridas por el equipamiento metalúrgico.

Este tratamiento se aplicó a las muestras que fueron sometidas a los tratamientos térmicos de recocido de alivio de tensiones y recocido de esferoidización, según el ciclo de la Figura 3. Las piezas se cargaron al horno a una temperatura de 200 °C, se aplicó un escalón a 600 °C durante 1,5 h, con una velocidad de 60–70 °C/h, y el calentamiento final se hizo sin limitaciones de velocidad hasta 1 100 °C, con una permanencia de 4 h y un posterior enfriamiento al aire.

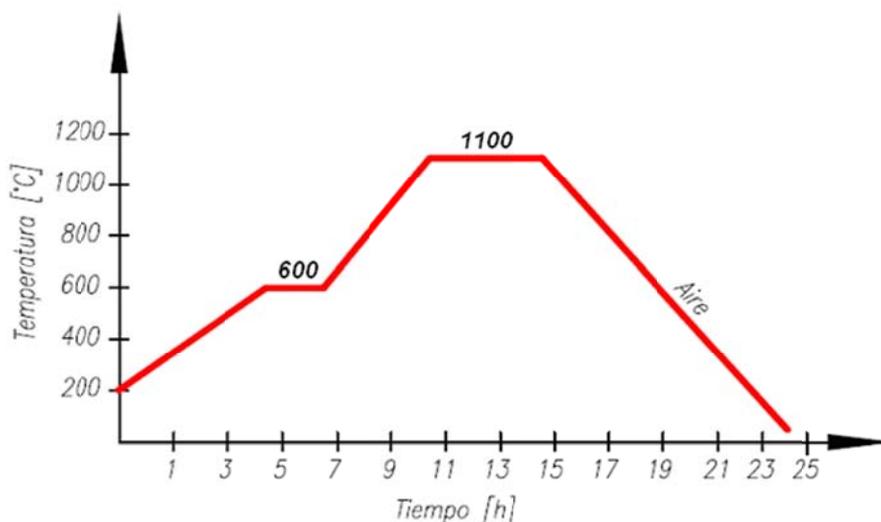


Figura 3. Ciclo de tratamiento térmico de normalizado.

Para aplicar los tratamientos térmicos se utilizó un horno de laboratorio con las características siguientes:

- Corriente de alimentación- 220 V
- Frecuencia de la red- 60 Hz
- Temperatura máxima de trabajo- 1 100 °C

Las características estructurales y de constitución de los productos metalúrgicos se pudieron determinar con el empleo del microscopio metalográfico. A partir de las probetas fundidas se cortaron y maquinaron las muestras aplicando refrigeración intensa para evitar que el calentamiento originado modificara la microestructura. El corte se realizó en un torno modelo 1M63. El diámetro de las muestras fue de 30 mm, según la norma ASTM E 92.

La microestructura se observó primeramente en las muestras de la aleación fundida en estado bruto, para poder establecer el comportamiento del material después de haber aplicado los tratamientos térmicos de recocido de alivio de tensiones y recocido de esferoidización. Para la observación de la microestructura se empleó un microscopio óptico binocular dotado de una cámara instalada mediante el hardware IMI.VIDEOCAPTURE.exe, que refleja la fotografía en el computador.

Para evaluar la maquinabilidad del material se calculó la dureza relativa, según el modelo de Form & Wallace (1962). El procesamiento estadístico se realizó mediante el programa Microsoft Excel. Con el

STATGRAPHICS Plus 5.1 se efectuó el análisis de regresión y de varianza, lo que permitió establecer la correspondencia entre las observaciones teóricas y las experimentales.

## 2.2. Maquinado

Se maquinaron en total 72 probetas con dimensiones de 30 mm de diámetro por 500 mm de longitud. De ellas, 24 sin tratamiento térmico, e igual número tratadas con recocido de alivio de tensiones y con recocido de esferoidización. Se empleó una cuchilla de 90°, código del vástago PSSNR 2525 M 15, con una plaquita SNMG 15 06 12 - QM. En la Tabla 1 se muestran los datos de los regímenes de corte según el tratamiento al que fueron sometidas las muestras.

Tabla 1. Datos de los regímenes de corte

Muestras	(rev/min) del husillo	Avance de la herramienta (mm/rev)
Sin tratamiento térmico	31,5	0,15
Tratamiento térmico de recocido de alivio de tensiones	50	0,175
Tratamiento térmico de recocido de esferoidización	40	0,25

Para el diseño de la matriz de experimentación se empleó el Diseño Factorial Completo. Se estudiaron dos niveles y tres variables, como se muestra en la Tabla 2, para un total de ocho pruebas experimentales y tres réplicas en cada una de ellas, mediante las cuales se determinó la influencia de los parámetros en el rango de estudio.

Tabla 2. Parámetros y niveles de estudio

Parámetros	Nivel mínimo	Nivel máximo
A.- Velocidad de avance, mm/rev	0,15	0,25
V.- Velocidad de giro, rev/min	31,5	50
P.- Profundidad de corte, mm	0,2	0,8

## 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La composición química de la aleación utilizada se muestra en la Tabla 3. Los elementos más representativos en la aleación son el cromo, el carbono, el níquel y el silicio. Las cantidades de los elementos que participan en la composición de la aleación se encuentran dentro del rango permisible por los estándares (norma ASTM A 532). Esta aleación se considera hipoeutéctica. En la Figura 4 se muestra el diagrama hierro-carbono en función de los contenidos de cromo.

Tabla 3. Composición química de la aleación ИЧХ28Н2

Elementos	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
% en masa	2,80	1,40	0,80	0,08	0,08	28,00	0,20	2,00	0,06

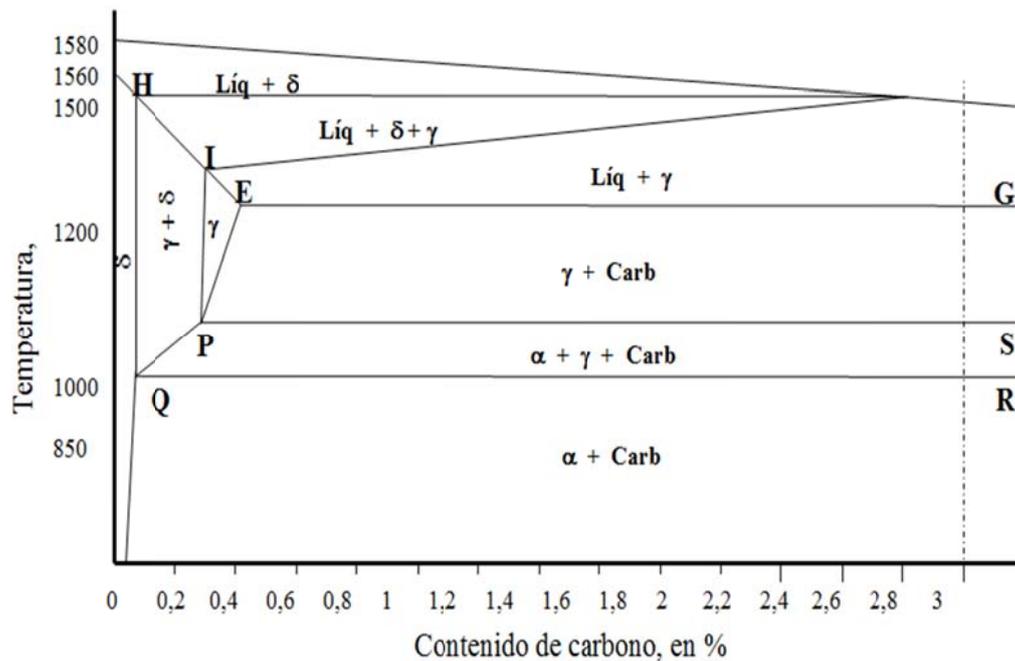


Figura 4. Diagrama hierro-carbono en función de los contenidos de cromo.

Para los efectos de los análisis se desprecian los contenidos de níquel y silicio por resultar bajos en comparación con el cromo y el carbono, esto, aunque no brinda resultados de exactitud, es una aproximación para los análisis, pues la literatura consultada no dispone de diagramas del sistema hierro-carbono-cromo-níquel.

Para un 2,8 % de carbono en la aleación, la matriz es de ferrita y carburo de cromo. Si las velocidades de enfriamiento son elevadas es posible transformar parte de la austenita que se encuentra por encima de la línea QR obteniendo una estructura martensítica. Por debajo de la línea QR la fundición no tiene puntos de transformación en el calentamiento y en su estructura aparecen carburos de cromo finos incrustados en la matriz. En la Figura 5 se muestra una representación de la microestructura de la aleación en estado bruto de colada.

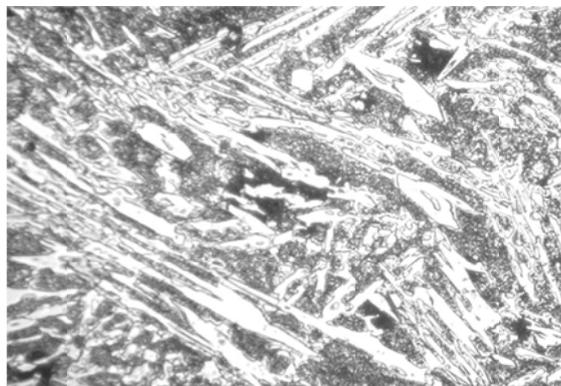


Figura 5. Microestructura representativa de la aleación en estado bruto de colada, 250X.

Como se observa, la microestructura está formada por una matriz de ferrita + carburos + martensita. El color oscuro de la ferrita se debe a que se incrementó el tiempo de ataque para, con un requemado, diferenciarla de la martensita y los carburos. La estructura ferrítica obedece al alto contenido de cromo en la aleación, en correspondencia con el diagrama de la Figura 4. De los elementos metálicos presentes en la composición de la aleación que se analiza, solo el hierro y el cromo pueden interactuar en la fase compleja de los carburos, por lo que estos adoptarían la forma estequiométrica  $(Fe,Cr)_7C_3$ . La martensita proviene del enfriamiento relativamente rápido de la aleación después de la solidificación, de manera que se entorpecen los procesos difusivos que dan lugar a la formación de ferrita ( $Fe \alpha$ ), a partir de la austenita ( $Fe \gamma$ ) y, como consecuencia, la austenita se subenfrió por debajo de la línea PS y se transforma en fase martensítica metaestable.

Los ensayos de dureza practicados a las muestras de la aleación en estado bruto de colada arrojaron valores de dureza promedio de 56 HRC, lo que la maquinabilidad de la misma. A partir del hecho de que la fuerza y la energía de enlace dependen de la naturaleza del enlace químico predominante, es de esperar que el enlace entre los átomos de hierro y cromo con el de carbono tenga rasgos de enlace metálico e iónico, lo que determina los altos valores de tensiones que se requieren para separar porciones de metal de la superficie mediante procesos de maquinado.

La conjugación de los factores (presencia de enlaces metálico e iónico y carburos aciculares en la microestructura de la aleación) explica la dureza resultante de la aleación N4X28H2 y por tanto, dificulta la maquinabilidad de la aleación en estado de colada.

Se muestra en la Figura 6 la micrografía de la microestructura de la aleación después del recocido de alivio de tensiones, a partir de la aplicación de la tecnología de recocido. Este tratamiento produjo la desaparición de la martensita y un afinamiento de las partículas de carburos que, influenciados por la alta exposición a la temperatura de tratamiento y las bajas velocidades de enfriamiento, recrystalizan bajo los efectos de la difusión.

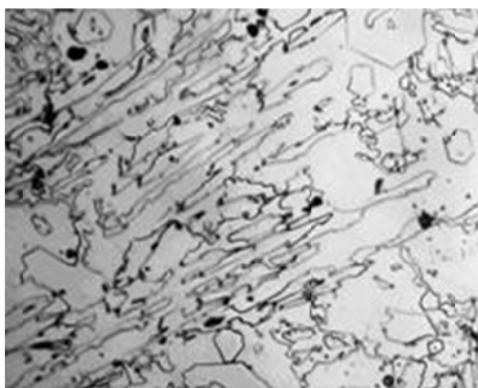


Figura 6. Microestructura de la aleación con tratamiento térmico de recocido de alivio de tensiones, 250X.

Los ensayos de dureza practicados a la aleación, después del tratamiento térmico, revelaron una dureza promedio de 50 HRC, que aún se considera elevado para lograr una buena maquinabilidad.

Las micrografías de la Figura 7 a) y b) muestran la microestructura típica de la aleación después del recocido de esferoidización, con este tratamiento se garantiza una recrystalización total de los carburos.



a)



b)

Figura 7. Microestructura de la aleación con tratamiento térmico de recocido de esferoidización. a) 100X; b) 200X

Como se observa, los carburos cambian su forma acicular a equiaxial aproximadamente. Se puede ver, además, cómo algunos de los carburos han adoptado la forma globular (esferoidal), lo que sitúa a la aleación en ventaja respecto a las posibilidades de deslizamiento de los planos cristalográficos y por tanto, al laboreo por arranque de virutas.

La micrografía b) muestra con una mayor resolución la morfología de los carburos y las huellas del penetrador utilizado en el ensayo de dureza. La dureza promedio alcanzada en este caso es de 43 HRC. Los valores de dureza obtenidos se consideran adecuados para lograr la maquinabilidad deseada.

En la Figura 8 la micrografía muestra la microestructura típica de la aleación después del tratamiento térmico de normalizado. El calentamiento escalonado hasta 1 100 °C permite alcanzar una estructura de austenita + carburos. A esta temperatura los carburos se disuelven en la ferrita y en la austenita para que, después de un enfriamiento relativamente rápido al aire, los procesos difusivos se dificulten y como resultado precipiten carburos aciculares y laminares de manera similar a la microestructura en estado bruto de colada. Si las condiciones ambientales propician un enfriamiento rápido, cierta cantidad de austenita se transforma en martensita. La dureza después del normalizado alcanzó valores promedios de 55 HRC.

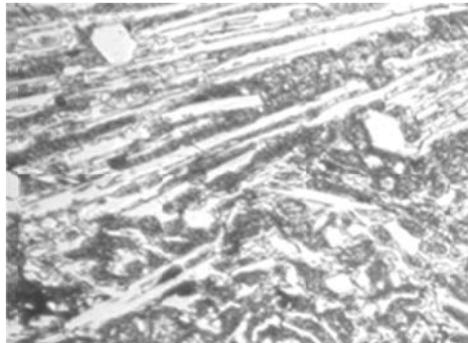


Figura 8. Microestructura de la aleación con tratamiento térmico de normalizado, 250X.

#### **4. ANÁLISIS ESTADÍSTICO**

##### **4.1. Análisis estadístico de las muestras en estado bruto de colada**

Se obtuvo un modelo de regresión lineal múltiple para determinar la influencia de las variables de entrada (velocidad de avance, velocidad de corte y profundidad de corte) y la potencia. La ecuación del modelo ajustado es:

$$N = 10,3266 + 0,307417 * A + 0,50625 * V + 1,00242 * P - 0,132917 * V * P$$

Según el modelo obtenido para el rango de parámetros estudiados, la potencia (N) de la máquina herramienta media es de 10,3266 %. Los efectos avance (A), velocidad de corte (V), profundidad de corte (P) y la interacción entre V y P miden cómo afecta cada factor a la potencia.

Se muestra en la Figura 9 el gráfico de Pareto estandarizado de las muestras en estado bruto de colada. Como se observa en el gráfico, el tratamiento que provoca una mayor potencia es la variación de la profundidad de corte de 0,2 a 0,8 mm, el valor  $b_p$  de 1,00242 indica que la potencia aumenta en esa cantidad al variar la profundidad de corte en ese rango. En orden decreciente el segundo parámetro que más influye es la velocidad de corte  $b_v$  igual a 0,50625, el tercer parámetro de incidencia es el avance, cuyo valor es 0,307417 y por último la interacción (VP) igual a -0,132917 también aumenta la potencia, aunque su efecto es menor que en los casos anteriores.

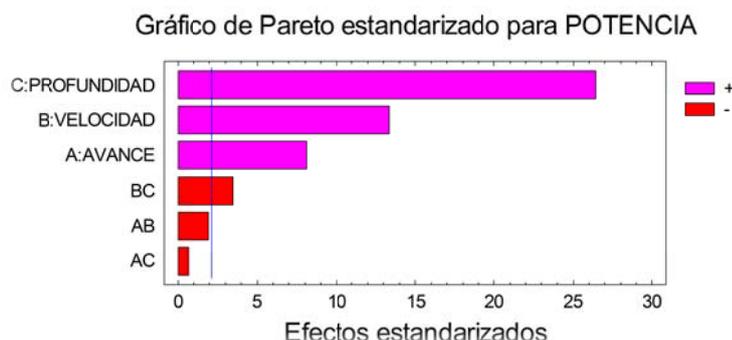


Figura 9. Gráfico de Pareto estandarizado de las muestras en estado bruto de colada.

#### 4.2. Análisis estadístico de las muestras con tratamiento térmico de recocido de alivio de tensiones

Se obtuvo un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre las variables de entrada y la variable de salida en las muestras con tratamiento térmico de recocido de alivio de tensiones. La ecuación del modelo ajustado es:

$$N = 9,47425 + 0,284667 * A + 0,639667 * V + 1,443 * P - 0,0861667 * A * V - 0,0701667 * A * P - 0,2135 * V * P$$

Según el modelo obtenido para el rango de parámetros estudiados, la potencia media de la máquina herramienta para este caso es de 9,47425 %.

En la Figura 10 se observa que los efectos velocidad del husillo ( $V$ ) y profundidad de corte ( $P$ ) son los elementos con mayor influencia en la variación de la potencia. El tratamiento que provoca una mayor potencia es la variación de la profundidad de corte de 0,2 a 0,8 mm, el valor  $b_p$  igual a 1,443 indica que la potencia aumenta en esa cantidad al variar la profundidad de corte en ese rango. En orden decreciente, el segundo parámetro que más influye es la velocidad del husillo  $b_v$  (0,639667), el tercer parámetro de incidencia es el avance (0,284667) y las interacciones ( $VP$ ) = -0,2135, ( $AV$ ) = -0,0861667 y ( $AP$ ) = -0,0701667 también tienen influencia en el aumento de la potencia, aunque su efecto es menor que en los casos anteriores.

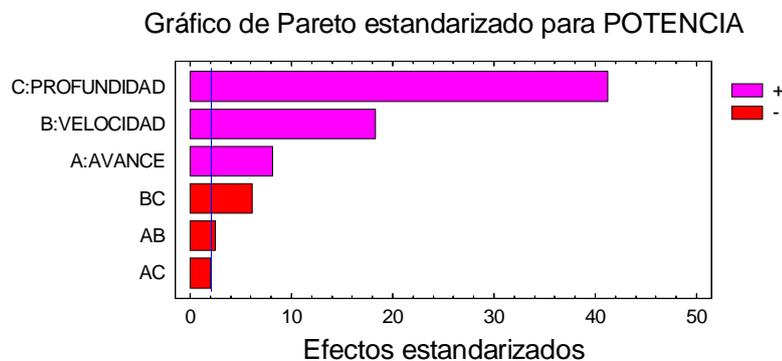


Figura 10. Gráfico de Pareto estandarizado de las muestras con tratamiento térmico de recocido de alivio de tensiones

#### 4.3. Análisis estadístico de las muestras con tratamiento térmico de recocido de esferoidización

Se obtuvo un modelo de regresión lineal múltiple para describir la relación entre las variables de entrada y la de salida. La ecuación del modelo ajustado es:

$$N = 8,24446 + 0,021301 * A + 0,182178 * V + 0,378759 * P + 0,00925 * A * V + 0,00458333 * A * P + 0,107583 * V * P$$

Según el modelo obtenido para el rango de parámetros estudiados, la potencia de la máquina herramienta media es de 8,24446 %.

En la Figura 11 se observa que el tratamiento que provoca una mayor potencia es la variación de la profundidad de corte de 0,2 a 0,8 mm, el valor de 0,378759 indica que la potencia aumenta en esa cantidad al variar la profundidad de corte en dicho rango.

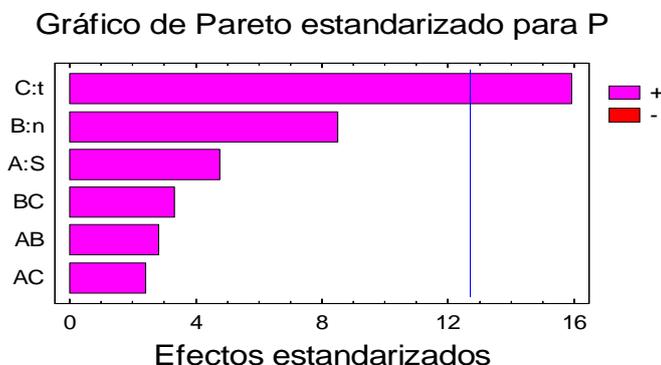


Figura 11. Gráfico de Pareto estandarizado de las muestras con tratamiento térmico de recocido de esferoidización.

## 5. CONSIDERACIONES FINALES

En el análisis estadístico para el proceso de mecanizado se demostró que en las muestras sometidas a tratamiento térmico de recocido de esferoidización el valor de potencia (8,24 kW) generada por el motor de la máquina herramienta es menor que en las muestras donde se aplicó tratamiento de recocido de alivio de tensiones (9,47 kW) y en las muestras en estado bruto de colada (10,32 kW).

La profundidad de corte fue el factor con mayor influencia sobre la potencia. En las probetas con tratamiento térmico de recocido de esferoidización se requiere de una menor potencia para el mecanizado; con el aumento de la profundidad de corte se disminuye el número de pasadas y el tiempo de maquinado, y con ello se logra una mayor productividad del trabajo.

Se debe tener en cuenta que el avance y la velocidad del husillo juegan un papel muy importante en la generación de calor. Un incremento en el avance a altas velocidades del husillo aumenta la temperatura superficial. Lo anterior indica que durante el proceso de mecanizado de la fundición blanca, en caso de un incremento del número de revoluciones, debe existir un avance pequeño para evitar el exceso de temperatura en la interfase pieza – herramienta, y evitar así el desgaste acelerado de la herramienta de corte.

Según los resultados obtenidos del tratamiento de las variables involucradas en el proceso de torneado, el contenido de cromo (28 %) influye en la maquinabilidad de la fundición blanca, el cual determina la aparición de una microestructura de matriz ferrítica formada por carburos aciculares (en forma de cuñas o agujas) que le provoca la mala maquinabilidad. Después del tratamiento térmico de recocido de

esferoidización se garantiza una recristalización total de los carburos y estos cambian su forma acicular, adoptando la forma globular (esferoidal), lo que permite disminuir la dureza de la aleación y mejora su maquinabilidad.

En tal sentido, los cambios de estructura obtenidos en la aleación fundida ИЧХ28Н2, luego de un tratamiento térmico de recocido de esferoidización, provocaron la formación y crecimiento de centros de cementita esferoidal que mejoraron el mecanizado al disminuir la dureza de la aleación desde 55 HRC hasta 43 HRC. Con un tratamiento térmico posterior se restituyeron los valores de dureza (55 HRC) que requiere la aleación.

## 6. REFERENCIAS

- ASTM E 92, 2003: Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials.
- BUCHMAYR, B. & KIRKALDY, J. 1990: Modelling of the temperature field, transformation behaviour, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region. *Journal of Heat Treating* 8(2): 127–136.
- CATALINA, A.; GUO, X.; STEFANESCU, D.; CHUZHOU, L.; PERSHING, M. 2000: Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical Properties in Gray Iron Casting. *AFS Transactions* 108(72): 247–257.
- FORM, G. & WALLACE, M. 1962: How Cupola Charge material Affects Gray Iron Structure and Properties. *Foundry*, October, 58-63.
- ZHANG, M.; KELLY, P.; GATES, J. 2001: The Effect of Heat Treatment on the Toughness, Hardness and Microstructure of Low Carbon White Cast Irons. *Journal of Materials Science* 36(15): 3865–3875.
- OLIVER, W. & PHARR, G. 2004: 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.
- WANG, J.; LI, C.; LIU, H.; YANG, H.; SHEN, B.; GAO, S.; HUANG, S. 2006: The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron. *Materials Characterization* 56(13): 73–78.

**Yaritza Figueredo-Jiménez** [yfigueredo@emni.moa.minbas.cu](mailto:yfigueredo@emni.moa.minbas.cu)  
Ing. Metalúrgica. Esp. Normalización.  
Empresa Mecánica del Níquel “Cde. Gustavo Machín Hoed de Beche”. Carretera a Sagua km 1 ½. Moa, Holguín, Cuba.

**Amaury Palacios-Rodríguez** [apalacios@ismm.edu.cu](mailto:apalacios@ismm.edu.cu)  
Dr. Ciencias Técnicas. Profesor Auxiliar.  
ISMm Dr. “Antonio Núñez Jiménez”. Moa, Holguín, Cuba.

**Alberto Velázquez-del Rosario** [avelazquez@ismm.edu.cu](mailto:avelazquez@ismm.edu.cu)  
\_Dr. Ciencias Técnica., Profesor Auxiliar.  
ISMM Dr. “Antonio Núñez Jiménez”. Moa, Holguín, Cuba.

**Evangelia García-Peña** [egpena@ismm.edu.cu](mailto:egpena@ismm.edu.cu)  
M. Sc. en Metalurgia, Profesor Asistente.  
ISMM Dr. “Antonio Núñez Jiménez”. Cuba.