

Comportamiento de las propiedades mecánicas de la aleación ИЧ ХН 4 para emplearla en molinos de bola

Yumaiby Galindo Medina

ygmedina@ismm.edu.cu

Tomás Fernández Columbié

tfernandez@ismm.edu.cu

Universidad de Moa. (Cuba).

Resumen: Se caracterizó la fundición blanca ИЧ ХН 4. Para ello 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 en bruto de colada son consistentes en estructuras dendríticas, perlita y carburos del tipo M_3C . Luego de aplicado un tratamiento térmico de recocido a 960 °C, las microestructuras son de ferrita, austenita retenida y láminas de grafito. Se realizó el porcentaje de fase en los microconstituyentes presentes donde existen variaciones en las muestras en bruto de colada y en las tratadas térmicamente. La dureza determinada se encuentra entre 640 HV y 270 HV.

Palabras clave: fundición blanca; microestructura; dureza; tratamiento térmico.

Mechanical properties performance of ИЧ XH 4 alloy to be used in ball mills

Abstract: For characterizing ИЧ XH 4 white cast, the smelting process was carried out in a high frequency crucible induction furnace, where the selected load was made from scrap and steel billet and the three samples obtained from the foundry process were also analyzed. It was determined from the microstructural analysis that microstructures of raw cast samples are dendritic, perlite and carbide consisting structures of M_3C type. Microstructures are made of ferrite, retained austenite and graphite sheets after applying an annealing heat treatment at 960°C . The percentage of phase in microconstituents where there are variations in the raw cast samples and those thermally treated was carried out. Determined hardness is between 640 HV and 270 HV.

Keywords: white cast iron; microstructure; hardness; heat treatment.

Introducción

En Cuba, con el objetivo de reducir importaciones, se ha desarrollado un amplio programa de producción de materiales de la construcción. Dentro de este resalta, por su vital importancia, la obtención de cemento. Para lograr la fabricación de este significativo material base de innumerables procesos de construcción es necesario el procesamiento del clínquer, puesto que este es su materia prima fundamental. El proceso por el cual se logra la preparación del clínquer es el de molienda y trituración en molinos horizontales de bolas.

Walton (1981) refiere que 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. Kermanpur, Mahmoudi y Hajipour (2008) y Basso y demás colaboradores (2012) en sus estudios plantean que la obtención de las fundiciones aleadas es igual que el de las fundiciones grises. El hierro gris es el más empleado, con una producción anual superior al resto de los metales fundidos. La presencia de grafito laminar 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).

Según el método de obtención de los hierros fundidos, y atendiendo al estado o forma del grafito (Guliaev, 1978), existen las fundiciones blancas; denominada así porque en ellas todo el carbono se va a encontrar combinado con el hierro. Las estructuras que presentan son de perlita, cementita y ledeburita y reciben este nombre debido a que en ellas la zona fracturada presenta un color blanquecino, caracterizándose además por su elevada dureza, fragilidad, su baja maquinabilidad y su elevada resistencia al desgaste. De acuerdo con Bedolla-Jacuinde y otros investigadores (2007), después del temple queda una fracción importante de austenita retenida, que debe eliminarse tras dos o, incluso, tres tratamientos de revenido con el objetivo de conseguir la necesaria estabilidad microestructural.

Aunque se han realizados estudios en función de los cuerpos moledores de los molinos, independientemente de que en el mundo existan grandes fabricantes de estos con gran respeto a nivel internacional, pocos han sido dirigidos al estudio de las aleaciones de las bolas usadas en la industria cementera cubana.

Dentro de las aleaciones logradas está el hierro blanco de tipo ИЧ ХН 4 empleado en la fabricación de impelentes de bombas. Esta aleación posee una importante similitud con el Ni-hard, material que es recomendado por la literatura especializada para ser utilizada como bolas de molinos horizontales en la molienda de clínquer de cemento.

El objetivo del trabajo es establecer las propiedades físico-mecánicas en función de la microestructura y de los microconstituyentes de la aleación de hierro blanco del tipo ИЧ ХН 4, para ser empleada como elemento moledor de clínquer de cemento en molinos horizontales de bolas.

Desarrollo experimental

Composición química de los materiales

El análisis químico del material se realizó con el empleo de un espectrómetro de masa cuántico, ESPECTROLAB 230 con electrodo de carbón bajo arco sumergido en atmósfera de argón. De la serie de mediciones se consideró el promedio, obteniendo así el porcentaje de cada elemento que conforma la aleación. En la Tabla 1 se muestra la composición química.

Tabla 1. Composición química estándar de la aleación en porcentaje

Aleación	C	Si	Mn	Cr	Ni	Fe
H4 X H4	3,0-3,4	2,0-2,8	1,0	0,8-1,2	3,5-5,0	Balance

En la fundición de baja aleación la eficiencia de la aleación se determina por la presencia del cromo. En las piezas de paredes finas de fundición al cromo níquel con un contenido de 0,3 %-0,4 % de cromo y 0,1 %-2 % de níquel es posible el temple al aire. Estas variables controlan la fundición, o sea, la condición del carbono y también su forma física. El carbono puede estar combinado en forma de carburo de hierro (Fe_3C) o existir como carbono libre en forma de grafito. La forma y distribución de las partículas de carbono sin combinar influye en forma determinante sobre las propiedades mecánicas del hierro fundido. Estas aleaciones se clasifican, por lo tanto,

según el estado en que se encuentra el carbono en la microestructura, así como por la microestructura de la matriz.

Microestructura de la probeta patrón

Para la observación de la microestructura de la probeta patrón (Figura 1) se utilizó un microscopio óptico binocular que refleja la fotografía en el computador.

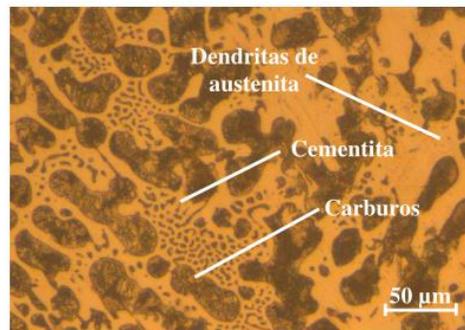


Figura 1. Fundición blanca sin tratamiento térmico.

En la figura se muestra la fundición blanca sin tratamiento térmico; consiste en dendritas de austenita transformada (perlita) rodeadas de una red interdendrítica de cementita, porcentaje de carburos eutécticos, así como de austenita retenida. La mayor parte del carbono se halla formando carburo de hierro o cementita y esta es la causa de que presenten una fractura blanca; son precisamente estos microconstituyentes los que la hacen muy duras y poco dúctiles, no maquinables y con gran resistencia al desgaste y la abrasión. La solidificación en las aleaciones hipoeutécticas ocurre por la formación de dendritas de austenita seguidas por la formación de un eutéctico de austenita y carburos de cromo M_7C_3 . Bajo condiciones de equilibrio precipitan carburos de cromo desde la matriz austenítica por encima de la temperatura de enfriamiento del eutéctico a la temperatura crítica, alrededor de 760 °C, donde ocurre la transformación de ferrita y carburo en el subsiguiente enfriamiento. Sin embargo, cuando se enfría en condiciones de no equilibrio (caso que ocurre en la mayoría de las piezas convencionales) la austenita está sobresaturada de carbono y de cromo.

Debido a estos altos contenidos de carbón y cromo se desarrolla una fundición de hierro, una austenita meta estable dando perlita que inhibe la transformación bainítica. Con suficientes elementos de aleación como molibdeno, manganeso, níquel y cobre, la transformación perlítica puede ser evitada en cualquier sección fundida.

Preparación metalográfica de la probeta

Las superficies de las muestras a investigar deben ser previamente pulidas para poder realizar la observación microscópica, por lo que se propone la realización de un conjunto de operaciones que permitan lograr la calidad superficial deseada. Las operaciones se resumen en el siguiente orden (NC 10-56:86 y ASTM E3-95).

- Corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico

Las operaciones de corte para la toma de las probetas se realizaron en un torno 16 K 20, las dimensiones de las muestras son de 15 x 30 mm; de forma tal que facilitara su manipulación, nivelación y el ataque químico. Durante el trabajo se refrigeró constantemente la pieza para evitar el calentamiento por efecto de la fricción.

Para el desbaste y el pulido se emplearon máquinas herramienta y papeles abrasivos. En el pulido se emplearon lijas del tipo No. 320 y 400 según ISO 9001. Se realizaron dos tipos de lijados: el grueso y el fino; con el lijado grueso se deseaba obtener una superficie plana, libre de toda distorsión o huellas producto del corte y, además, lograr que todas las marcas del lijado sigan una misma dirección. El lijado fino se realizó semejante al anterior, con la diferencia que esta vez el proceso se inició con lija de tamaño de granos 320 hasta 800. Cada vez que se cambió de lija se operó de la forma descrita anteriormente, a fin de obtener nuevas rayas perpendiculares a las anteriores.

En ambas operaciones de pulido se utilizaron abrasivos, en este trabajo se empleó el óxido de cromo. Una vez pulida las probetas se lavaron con agua destilada, se secaron con papel de filtro y finalmente se volvieron a lavar con tetracloruro de carbono para evitar cualquier vestigio de grasa y pastas de pulir. El ataque de las muestras para su examen microscópico se realizó con el reactivo nital al 2 %, de 1 ml a 5 ml de ácido nítrico más 100 ml de alcohol. El ataque químico se realizó bajo temperatura de 20 °C, en un tiempo de 15 s a un minuto.

Resultados y discusión

Análisis del tratamiento térmico

El recocido se realizó para lograr, como propiedades específicas, mayor porcentaje de elongación. Para este tratamiento térmico se escogieron tres muestras (de las seis

obtenidas) y se les aplicó el tratamiento térmico. En la Figura 2 se muestra el ciclo del tratamiento aplicado.

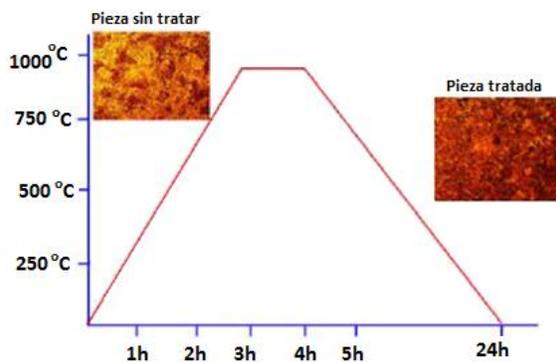


Figura 2. Tratamiento térmico de recocido.

Especificaciones

Rampa de calentamiento: 435 °C/h

Temperatura de austenizado: 960 °C

Tiempo de austenizado: 1,5 h

Tiempo de enfriamiento: 24 h

Inicialmente se le aplicó a las tres muestras una rampa de calentamiento de 435 °C, con una velocidad de 60 °C/h-70 °C/h y posterior calentamiento hasta 960 °C durante un tiempo de 1,5 h; el tiempo de enfriamiento fue de 24 h al aire. El tratamiento térmico de recocido a esta temperatura (960 °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, desde la correspondiente a la de solidificación hasta la del medio ambiente.

La segunda fase consistió en un enfriamiento muy lento para atravesar la zona crítica en que tiene lugar la reacción eutectoide. Esto permitió a la austenita descomponerse en las fases estables de ferrita y grafito. Una vez realizada la grafitización, la estructura presumiblemente no debe sufrir ninguna nueva modificación durante el enfriamiento a temperatura ambiente y quede constituida por carbono de revenido, según lo afirman algunos autores (Buchmayr y Kirkaldy, 1990; Wang *et al.*, 2006).

La temperatura de austenización determina la cantidad de carbono que permanece en solución en la matriz austenítica. A altas temperatura se incrementa la estabilidad de la austenita y la alta cantidad de austenita retenida reduce la dureza. Bajas temperaturas resultan en austenita de bajo contenido de carbono, reduciendo la dureza y la resistencia a la abrasión.

Comportamiento microestructural de las muestras con tratamiento térmico

Luego de aplicado el tratamiento térmico se realizó el análisis microestructural a las muestras. Esta consta de grafito laminar y una matriz ferrítica. Esto se debe a que en la nucleación y crecimiento del grafito ocurre cuando la fundición blanca se calienta lentamente hasta la temperatura de recocido (960 °C) y que con la permanencia de 1,5 h ocurre la primera etapa de grafitización.

La microestructura de la fundición blanca con tratamiento térmico de recocido en las condiciones dadas puede verse en las Figuras 3a, b y c, respectivamente, que muestran el comportamiento obtenido.

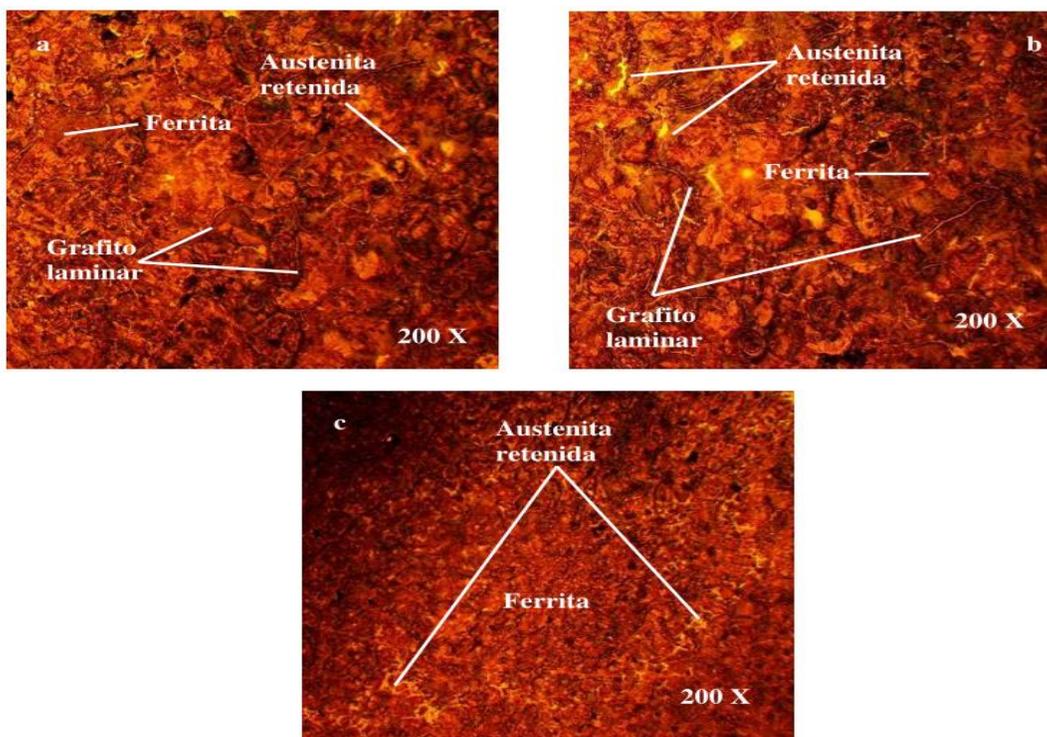


Figura 3. Microestructura de las muestras de tratamiento térmico.

Aquí se descompone la cementita (Fe_3C) en austenita estable y fases gráficas. El carbono de la cementita (Fe_3C) se difunde en el núcleo de grafito producido durante el calentamiento dejando una matriz austenítica.

La austenita se descompone durante el enfriamiento lento en ferrita y el exceso de carbono se difunde a los nódulos de grafito existente, produciendo una segunda etapa de grafitización, donde se obtiene finalmente una estructura de grafito laminar en una

matriz ferrítica, característica de una fundición maleable ferrítica. También se puede observar la presencia de algunos nódulos irregulares de grafito (en forma de rosetas).

Análisis de la microdureza

Los ensayos de indentación instrumentados se llevan a cabo en el modo convencional o en el modo de operación de medición continua de la rigidez, se emplean indentadores Vickers. Se realizó el análisis de microdureza según los procedimientos anteriores (Figuras 4 y 5).



Figura 4. Microindentación sin tratamiento térmico.



Figura 5. Microindentación con tratamiento térmico.

La microdureza en la muestra sin tratamiento térmico se realizó en la matriz, donde pudiera existir mayor cantidad de la fase dura, los carburos de cromo, microconstituyente que le proporciona elevada dureza (640 HV); por otro lado, la dureza de la fundición blanca con tratamiento térmico presenta menor dureza (270 HV).

La disminución de la dureza de la fundición blanca en un 42,1 % se debe a que a temperaturas de austenizado a 960 °C la microestructura está formada por partículas de grafito y ferrita, microconstituyentes de menor dureza que los carburos presentes en la muestra en bruto de colada, lo cual hace de esta fundición que sea empleada por su resistencia al desgaste, tal como lo plantean Bedolla-Jacuinde, Arias y Hernández (2003).

Análisis del porcentaje de microconstituyentes en las muestras

El porcentaje de microconstituyentes presentes en la probeta en bruto de colada y la distribución de las fases se muestra en la Figura 6; el cual está en correspondencia con el análisis microestructural realizado.

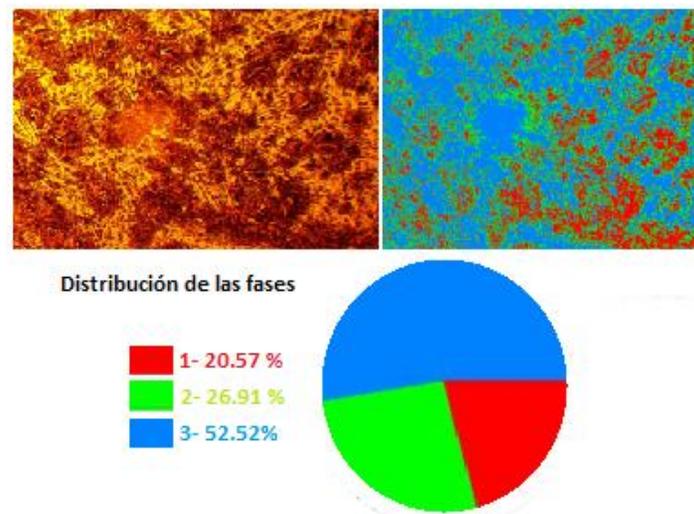


Figura 6. Porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra.

En la figura se muestra el porcentaje de microconstituyentes en la microestructura de la probeta en bruto de colada. Las tres fases encontradas son: las dendritas de austenita (26,91 %), la perlita (52,52 %) y los carburos de cromo (20,57 %), que les proporcionan la dureza a esta fundición; además, se destacan los carburos, los cuales aportan esta propiedad mecánica. Se realizó el mismo análisis para la probeta con el tratamiento térmico de recocido; en la Figura 7 se muestran los resultados.

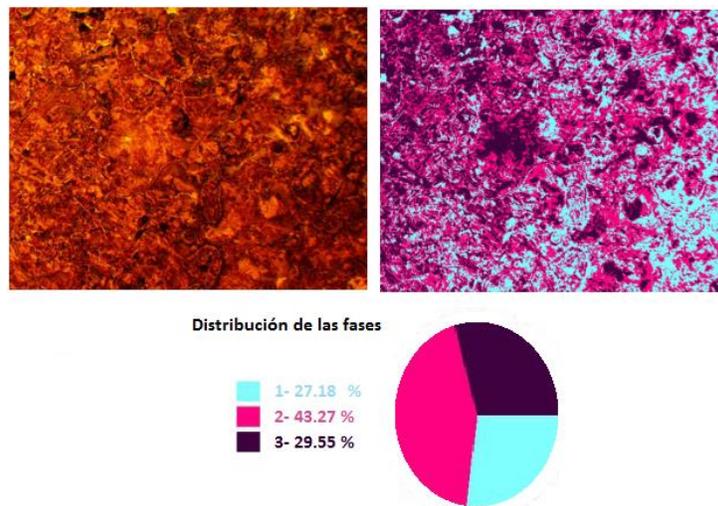


Figura 7. Porcentaje de microconstituyentes presentes en la muestra.

En la segunda muestra los resultados alcanzados en el porcentaje de los microconstituyentes difieren de la muestra 1, donde predomina la fase ferrítica con un área de $364\ 186\ \mu\text{m}^2$, para un 43,27 % del área ocupado; esto demuestra que luego de aplicado el tratamiento térmico de recocido en la fundición blanca se han modificado los microconstituyentes, con las propiedades obtenidas, la aleación puede ser sometida a tratamiento de manufactura posterior.

Conclusiones

Al caracterizar el comportamiento de las propiedades mecánicas de la aleación fundida ИЧ ХН 4 se determina que, en estado bruto de colada, presenta una dureza de 640 HV, la cual disminuye hasta 270 HV luego de aplicado el tratamiento de recocido.

En las microestructuras resultantes de las zonas analizadas, antes del tratamiento térmico, se comprueba que las fases presentes son dendritas primarias de austenita y el carburo eutéctico M_3C , fase de gran dureza y luego del tratamiento de recocido, se obtiene la ferrita, el grafito laminar y la austenita retenida, microconstituyentes más dúctiles.

Luego de un tratamiento térmico de recocido con rampa de calentamiento a $435\ ^\circ\text{C}/\text{h}$, con temperatura de austenizado de $960\ ^\circ\text{C}$, tiempo de austenizado de 1,5 h y un tiempo de enfriamiento de 24 h, se logra modificar la estructura de colada de la fundición ИЧ ХН 4 obteniéndose variaciones en su estructura inicial.

Se dispone que en las muestras en bruto de colada las fases predominantes son la de carburo con 20,57 % y la perlita con 52,52 %, respectivamente, no siendo así luego del tratamiento, donde la fase presente en la matriz es de ferrita, con un 43,27 %: el microconstituyente más dúctil en las fundiciones.

Referencias bibliográficas

- BASSO, A.; CALDERA, M.; RIVERA, G. Y SIKORA, J. 2012. High Silicon Ductile Iron: Possible Uses in the Production of Parts with "Dual Phase ADI" Microstructure. *ISIJ International* 52(6): 1130-1134.
- BEDOLLA-JACUINDE, A.; ARIAS, L. Y HERNÁNDEZ, B. 2003. Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron. *Journal of Materials Engineering and Performance* 12(4): 371-382.
- BEDOLLA-JACUINDE, A.; CORREA, R.; MEJÍA, I.; QUEZADA, J. G. Y RAINFORTH, W. M. 2007. The effect of titanium on the wear behaviour of a 16%Cr white cast iron under pure sliding. *Wear* 263: 808-820.
- BUCHMAYR, B. Y KIRKALDY, J. 1990. 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.
- GARCÍA, A. 2001. Aleaciones resistentes a la corrosión para la Empresa J. S. Gayol. Informe sobre Investigaciones. UC.
- GULIAEV, A. 1978. *Metalografía*. Tomo 2. Editorial MIR. Moscú.
- KERMANPUR, A.; MAHMOUDI, S. Y HAJIPOUR, A. 2008. Numerical Simulation of Metal Flow and Solidification in the Multi-cavity Casting Moulds of Automotive Components. *Journal of Materials Processing Technology* 206(1-3): 62-68.
- WALTON, C. 1981. *Castings Iron Handbook*. Iron casting Society, Inc.
- WANG, J.; LI, C.; LIU, H.; YANG, H.; SHEN, B.; GAO, S. Y HUANG, S. 2006. The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron. *Materials Characterization* 56(13): 73-78.