

C. N. E. A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 1	AÑO 1972

Conferencia interamericana en tecnología de materiales. 3., Río de Janeiro, 14-17 Ago. 1972. México, Centro Regional de Ayuda Técnica, Agencia para el Desarrollo Internacional (AID), Jun. 1972, p. 393-398.

04.72.13

RG  
061.3:669  
C76  
1972

#### ALEACIONES FUNDIDAS PARA CUERPOS MOLEDORES

Jorge Bautista Vesga  
Programa Multinacional de Metalurgia  
Universidad Industrial de Santander  
Bucaramanga, Colombia

Basilio Rapaport  
Fundiciones Santini  
Buenos Aires, Argentina

Jorge E. Kittl  
Comisión Nacional de Energía Atómica  
Buenos Aires, Argentina

Las bolas y rodillos para molienda en la industria del cemento y otras industrias químicas y extractivas se fabrican entre otros materiales, de hierro blanco fundido. La composición y métodos de fabricación de estos materiales para molienda son seleccionados por un compromiso entre resistencia a la abrasión, la corrosión y la resistencia a la fractura. Siguiendo estos criterios es necesario tener en cuenta los costos de producción de las diferentes aleaciones y optimizar finalmente el costo de la operación de molienda.

El presente trabajo pasa revista a las diferentes aleaciones utilizadas para la producción de cuerpos moleadores en la Argentina.

Las propiedades de hierros blancos de baja aleación, en el rango de 0,8%Si; 1-2%Cu; 1-3%Mn y 0,5-1%Cr fueron medidas y son discutidas en la condición de cuerpos fundidos y fundidos y tratados térmicamente. Estas aleaciones fueron fabricadas en un horno de cubilote y representan una mejora con respecto a algunos materiales actualmente en uso.

Se concluye que los hierros blancos fundidos de bajo aleante fabricados en un horno de cubilote pueden ser una solución técnica y económicamente factible para las aplicaciones actuales requeridas en el mercado argentino.

#### 1 INTRODUCCION

1.1 Los cuerpos moleadores, objeto del presente trabajo, se utilizan en la industria del cemento portland e instalaciones de la industria minera. El mayor consumo proviene de la industria del cemento que en 1970 alcanzó una producción de 6,6 millones de toneladas. Considerando un desgaste de 1 kg/t (5)(6) se requiere del orden de 6.000 t de cuerpos moleadores por año que, a los valores del mercado, corresponden a 1,5 millones de dólares año. Una disminución del desgaste del 10% ya constituye un ahorro importante que justifica un esfuerzo de investigación y desarrollo.

En la República Argentina, en 1958 (1), se utilizaban cuerpos moleadores de bajo carbono sin mayores controles y sin tratamientos térmicos adecuados. Posteriormente se in-

trodujo el uso de los cuerpos moleadores de fundición blanca (2) con un costo inicial mayor pero con un mejor rendimiento.

Con la fabricación de cuerpos moleadores fundidos comenzó un mejor control de calidad y ante la posibilidad del abastecimiento a la industria con cuerpos moleadores de distintos materiales, se comenzó con el análisis económico de la molienda en términos de gastos por unidad procesada (2). Los costos de producción de los distintos cuerpos moleadores varían con el tiempo y, por lo tanto, el análisis puede indicar una evolución hacia diferentes tipos de materiales.

La empresa SANTINI S.A. inició la fabricación y venta de cuerpos moleadores fundidos en cubilote (1)(2) y realizó, para demostrar su rentabilidad, una serie de controles de desgaste utilizando el método de trazadores radioactivos (3). Estos trabajos (4)(5) consistieron en introducir en un molino en funcionamiento una fracción alicuota de los cuerpos moleadores a estudiar marcados con un radioisótopo (Co 60), retirarlos luego de distintos tiempos de molienda y medir su desgaste. Mediante este método, aún en uso, se pudo demostrar la conveniencia de emplear estos cuerpos moleadores en distintos molinos (4)(5).

La fundición blanca utilizada en estos trabajos (EFE-60) tiene la composición química siguiente (5): C 2,85-3,15%; Si 0,45-0,75%; Cr 0,40-0,60% y P 0,04-0,06%. La microestructura de los cuerpos fundidos es hipoeutectoide con una red de carburos y perlita (Fig. 1). Esta aleación carburo-perlítica no es la óptima para todas las aplicaciones y, en ciertos casos se apeló al tipo Ni-Hard (4) que tiene estructura carburo-martensítica. Esta última tiene el inconveniente del alto costo del níquel. Se inició -a partir de 1969- un programa de investigación y desarrollo para procurar ampliar el campo de utilización de los hierros fundidos en cubilote por aleación y/o tratamientos térmicos. Los primeros resultados de este programa (6) indicaron que presentaban buenas posibilidades los hierros fundidos tipo EFE-60 con adiciones de Cu y Mn.

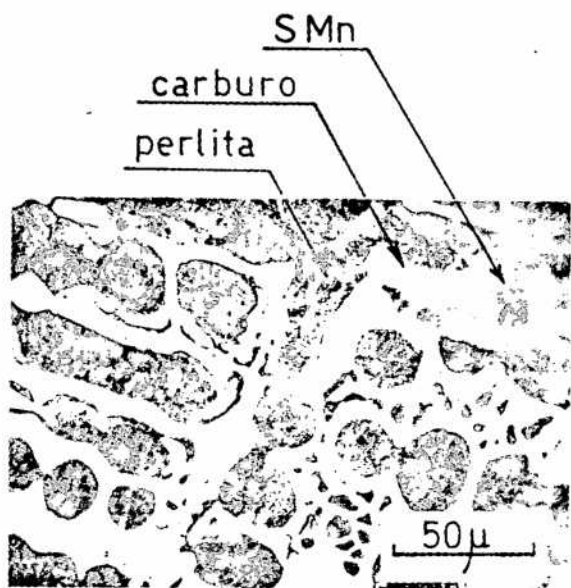


Figura 1 Estructura de carburos y perlita de un cuerpo molidor de EFE-60.

1.2 Los trabajos de desarrollo de hierro fundido blanco con Cu y Mn para fabricación de cuerpos molidores consistieron esencialmente en:

- 1) Evaluación de las microestructuras que podían dar mejor rendimiento.
- 2) Evaluar qué elementos aleantes podían dar las microestructuras deseables según 1) con o sin tratamientos térmicos posteriores.
- 3) Producir cantidades en escala piloto de cuerpos molidores de composición seleccionada en 2).
- 4) Evaluar con tests de laboratorio el comportamiento de los cuerpos molidores producidos en 3).
- 5) Comparar los resultados de 4) con el comportamiento en planta.

En el presente trabajo se presentan los resultados obtenidos en las etapas 1 a 4 en el desarrollo de las aleaciones con Cu y Mn basadas en el hierro blanco fundido EFE-60. No se tienen datos aún de comportamiento en planta (etapa 5). El conjunto de trabajos realizados desde 1958 ha ayudado a una utilización más racional de los cuerpos molidores en el mercado en Argentina y junto con el paso de molienda de vía húmeda a vía seca (\*) ha permitido disminuir los consumos de cuerpos molidores de 1-2 kg por tonelada de cemento molido a menos de 0,5 kg/T.

## RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

### 1.1 Evaluación de microestructuras posibles

La microestructura debe ser tal que los cuerpos molidores posean buena resistencia a la abrasión y adecuada tenacidad. Esto último es importante dada la tendencia actual de diseñar molinos de diámetros cada vez mayores donde los cuerpos molidores reciben impactos cada vez más grandes. En abrasión se pueden distinguir, según Avery (7), tres tipos de desgaste:

- 1) Abrasión por arrancado, acompañada generalmente por alto impacto.
- 2) Abrasión con altos esfuerzos y mediano impacto.
- 3) Abrasión con bajos esfuerzos o erosión.

Se hace notar que las condiciones de trabajo en un molino de cemento son las correspondientes al caso 2). En los tres casos el proceso consiste en dos partes, una primera donde la partícula de abrasivo penetra el cuerpo molidor y una segunda donde el desplazamiento relativo de la partícula y el cuerpo molidor produce una raya en el mismo (8). La diferente penetración de la partícula en el cuerpo molidor y las condiciones en que se produce el desplazamiento relativo partícula-cuerpo molidor dan los tres tipos de abrasión descritos por Avery. La dureza elevada en todos los casos dificulta la penetración del abrasivo y es por lo tanto deseable.

El efecto de impacto en este mecanismo queda dado por el golpe que sufren dos bolas que trituran entre ellas una partícula, o que simplemente se golpean libremente. El desplazamiento partícula-cuerpo molidor produce una raya que puede estar o no acompañada por fractura de microconstituyentes más frágiles. Estas microfrazas afectan la resistencia al desgaste y, por lo tanto, la tenacidad de cada microconstituyente así como la adhesión entre ellos mejora la resistencia a la abrasión. De acuerdo a esto debe lograrse una microestructura con carburos lo más chicos posibles, una buena adhesión carburo matriz para evitar su fractura y una matriz lo más dura posible pero con buena tenacidad para evitar la penetración fácil de partículas abrasivas.

La experiencia previa en cuerpos molidores coincide en que los buenos resultados de resistencia al desgaste se obtienen con una matriz de martensita y carburos lo más chicos posible (8)(9). En lo que se refiere a la tenacidad cuando los carburos forman una malla continua se tiene una tenacidad baja. Los tratamientos de recocido que rompen la malla de carburos aumenta la tenacidad. Si estos tratamientos están realizados a temperaturas por debajo de  $AC_1$  se produce esferoidización de la perlita. Se ha mostrado que a mayor esferoidización mejor tenacidad (6) pero queda abierta la cuestión si esta mayor tenacidad se debe a esto o a un mayor fraccionamiento de la malla de carburos. Con respecto a la matriz martensítica la tenacidad en aleaciones tipo Ni-Hard es buena, pero no hay datos para el caso del tipo EFE-60. En conclusión, la microestructura con carburos chicos y no conectados es la mejor desde el punto de vista de desgaste y tenacidad. La matriz puede ser martensítica, si la tenacidad es adecuada para la aplicación deseada, o puede ser perlítica con diferente esferoidización, según los requerimientos de tenacidad, pero esto último con disminución de la resistencia al desgaste.

### 2.2 Evaluación de elementos aleantes

La primer condición de los elementos aleantes es la de mantener una fundición blanca. La composición base usada, EFE-60, asegura esta condición (10) y previene la formación de grafito si se mantiene un balance de los elementos aleantes a agregar, de manera de no promover grafitización. La condición de producir la fundición en cubilote, limitó el uso de aleantes a pequeñas adiciones.

Existen dos tipos de carburos posibles en fundiciones blancas: el tipo  $Fe_3C$  o  $(FeCr)_3C$  y el tipo  $(CrFe)_7C_3$ . Los carburos del tipo  $(FeCr)_3C$  o  $Fe_3C$  forman una malla

\*) Una comparación de desgaste entre ambos tipos de instalación se da en la Ref. 3.

más o menos continua (Fig. 1) y por lo tanto reducen la tenacidad de la fundición. Los carburos tipo  $(CrFe)_7C_3$  no forman una malla continua lo que aumenta considerablemente la tenacidad del material (8). Este tipo de carburo sólo aparece a altos contenidos de Cr; por lo tanto, la limitación de baja aleación en cubilote limita el carburo al tipo  $(FeCr)_3C$  con la desventaja indicada.

El otro constituyente de la solidificación es la austenita con alto carbono que se descompone al enfriarse; los elementos aleantes tendrán como objeto controlar esta descomposición. Los aleantes que retardan la reacción perlítica podrán usarse para obtener una fundición carburo-martensítica. Estos aleantes son Ni, Mo, Mn, Cu (8); de ellos, el Ni que se usa en aleaciones tipo Ni-Hard y el Mo que se usa en aleaciones con alto contenido de Cr fueron descartados por su alto costo; se quedó, por lo tanto, con Cu y Mn. El Cu se concentra casi exclusivamente en la austenita mientras que el Mn forma SMn y el resto se reparte entre la austenita y los carburos (11).

La cantidad de elementos aleantes disueltos en la austenita y la velocidad de enfriamiento, luego de solidificar, controlan si se alcanza a suprimir o no la reacción perlítica o si esto requiere un tratamiento posterior de austenitización seguido de temple para lograrlo.

El Cu y Mn fueron utilizados por Farge, Chollet y Yernaux (13) junto con algo de Mo, para obtener una serie de aleaciones. Con un agregado de 2,5%Mn y 1%Cu con bajo contenido de P y S se logró una aleación en horno de inducción que, colada en molde de arena y desmoldada a 930°C tenía un porcentaje apreciable de martensita. En vista de estos resultados y las consideraciones previas se concluyó que el Cu y el Mn podrían ser los aleantes adecuados dado el método de fabricación a usar y los costos de aleación. Debía determinarse los porcentajes de aleación adecuados para obtener una estructura carburo-martensítica de buenas propiedades. Se decidió probar varias composiciones y una serie de tratamientos térmicos con el objeto de: a) romper la malla de carburos y b) prevenir la reacción perlítica.

### 2.3 Producción a escala piloto

Se produjeron cuatro aleaciones diferentes con agregado de Mn en la carga del cubilote y Cu en cuchara. La composición de las aleaciones y la aleación base EFE-60 antes de comenzar la operación, se dan en la Tabla I. La única dificultad que se presentó en esta etapa fue un llenado defectuoso del molde en las aleaciones conteniendo Mn (3, 4, 5). Se realizaron radiografías de los panales y se comprobó que la zona de porosidad era la zona periférica donde el metal llega más frío, por lo que se concluyó que esto se debía a temperatura baja de colada. Se descartaron las bolas defectuosas y se continuaron los ensayos con las bolas sin defectos.

### 2.4 Evaluación del comportamiento de las aleaciones producidas a escala piloto

Se realizaron una serie de determinaciones con material as-cast y con material tratado térmicamente para alterar la microestructura y obtener así diferentes resistencias al desgaste y tenacidades. Todas las aleaciones presentaron una microestructura as-cast del tipo mostrado en la Fig. 1 con sólo ligeras variaciones de la reacción de descomposición de la austenita. En las aleaciones as-cast se constató

mediante determinaciones de microsonda que el Cu va a la austenita al solidificar y el Mn como SMn y repartido casi uniformemente entre los carburos y la austenita descompuesta. La Fig. 2 muestra la distribución de estos elementos en la aleación A-5 (12).

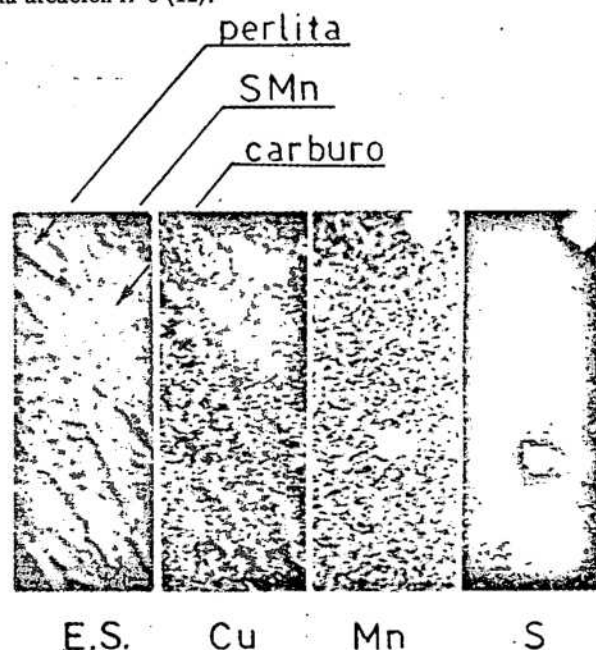


Figura 2 Distribución de elementos de aleación con microsonda (200 x 200  $\mu$ ).  
 E.S.) Imagen de electrones secundarios.  
 Cu ) Rayos X Cu K  $\alpha_1$   
 Mn ) Rayos X Mn K  $\alpha_1$   
 S ) Rayos X S K  $\alpha_1$

Los tratamientos térmicos se realizaron con el objeto de:

- 1) Modificar la descomposición de la austenita por diferentes enfriamientos a partir de recocido en campo  $\gamma$  + carburo ( $\sim 900^\circ\text{C}$ ).
- 2) Romper la malla de carburos por recocido en alto del campo  $\gamma$  + carburo (900 ó 1030°C) seguido de enfriamiento.

Los distintos tratamientos realizados y las microestructuras resultantes se resumen en la Tabla II, donde se indican los valores de dureza y desgaste medidos.

En ambos casos se realizaron revenidos de distensionado.

Las microestructuras fueron observadas en bolas seccionadas luego de los tratamientos y corresponden a la zona interna. Los distintos enfriamientos desde 900°C permitieron comprobar que se puede obtener así una variedad de microestructuras de descomposición de austenita. El efecto de los aleantes es marcado y tanto el Cu como el Mn afinan la perlita y suprimen esta reacción a velocidades de enfriamiento moderadas, por ej. enfriamiento con aire en aleación con Cu y Mn (A-5) resulta en una estructura carburo-martensítica, Fig. 3. Se confirmó además la observación de Norman y asociados (8) de que el Mn tiene un efecto más importante que el Cu en la supresión de la reacción perlítica en hierros fundidos de este tipo.



Figura 3 Aleación A-5, recocida a 930°C/1 hora, enfriada en aire y revenida a 450°C/4 horas. Carburo y martensita.



Figura 4 Aleación EFE-60 recocida a 1030°C durante 1 hora.

En todos los casos, con austenita retenida, el revenido y enfriado produjo una disminución de ésta por transformación en martensita o bainita. Esta transformación disminuye el efecto adverso que tiene la austenita retenida en la tenacidad de los cuerpos moleadores (9) por lo que sería recomendable en todos los casos. La serie de tratamientos a 1030°C permitió observar la rotura progresiva de la malla de carburos por disolución de estos en sus partes más finas, lo que también ocurrió en los tratamientos a 900°C en menor escala. La Fig.4 muestra este efecto.

Las medidas de desgaste muestran que:

- Si existe grafitización, como en la muestra A2 tratada 3 h a 930°C y enfriada en horno, el desgaste aumenta mucho. Esto indica que, si bien puede ser conveniente un tratamiento térmico prolongado para romper la malla de carburos, si la aleación no está bien balanceada en cuanto a elementos promotores de grafito, puede comenzar la grafitización con efectos desastrosos en el desgaste.
- La presencia de perlita fina o de bainita mejora el desgaste pero el efecto es poco marcado. Se pasa, por ejemplo, de 120 a 100 o de 150 a 120. Los tratamientos térmicos que conducen a esta microestructura son por esto poco recomendables.
- La aparición de martensita va siempre acompañada de un aumento importante de la resistencia al desgaste. Se obtienen valores de 60-80 mientras las muestras sin martensita dan

valores de 120 o más. Para las aleaciones con más Cu y Mn, A-4 y A-5, la martensita aparece con enfriamientos moderados como aire (para bolas tratadas en condiciones de laboratorio). El enfriamiento en aceite es adecuado al mismo fin para las aleaciones A-2 y A-3. Esto corresponde a bolas de 25 mm de diámetro y en caso de otros diámetros deberá considerarse cómo afecta esto la velocidad de enfriamiento.

### 2.5 Previsiones para el estudio de comportamiento en planta

Antes de proceder a la etapa de comportamiento en planta de estas aleaciones deberá realizarse una cuidadosa evaluación de las condiciones de los molinos a que se destinen los cuerpos moleadores y comprobar mediante un ensayo como el de pilonetría (drop weight test) (6) que los cuerpos poseen una resiliencia adecuada. Este ensayo para las bolas de 22 a 25 mm consiste en dejar caer un peso de 25 kg sobre una bola a ensayar desde distintas alturas comenzando desde 40 cm y aumentando cada golpe la altura en 10 cm hasta llegar a 80 cm. Se computó un número índice que corresponde a la energía total absorbida en kg, por un conjunto de 20 bolas sometidas al test (6). Este tipo de ensayo permitió, por ej., evaluar un tratamiento térmico de EFE-60 y establecer una relación entre resiliencia y grado de esferoidización de la perlita (6). La pilonetría sólo es útil si se la relaciona a un molino dado debido a que se trata de optimizar el consumo de cuerpos moleadores. Desgaste y fractura, sumados, deben ser un mínimo. Desgaste se ha comprobado que es mínimo cuando hay martensita pero no se han obtenido datos que permitan predecir de manera similar el comportamiento con respecto a fractura. Los experimentos de pilonetría requieren trabajar con un número mayor de probetas para cada tratamiento térmico por lo que recién se realizarán asociados a la etapa de comportamiento en planta y servirán como criterio para definir junto con los datos de desgaste los tratamientos térmicos a usar.

### 3. CONCLUSIONES

Se comprobó que, como en otros casos (8), en los hierros fundidos de baja aleación con Cu y Mn la presencia de martensita corresponde a una alta resistencia al desgaste y que es posible la producción en cubilote de estas aleaciones en condiciones de operación normal. Los datos obtenidos permiten evaluar la cantidad de elemento aleante a agregar para obtener una dada microestructura que además dependerá del tamaño de las bolas a producir y de las instalaciones disponibles para tratamientos térmicos. Si bien las microestructuras con martensita mostraron mejor resistencia al desgaste, su uso está condicionado a su resiliencia que deberá ser evaluada para cada aplicación.

### APENDICE

#### Materiales y métodos experimentales

El material base utilizado fue fundición blanca EFE-60 producida en un cubilote de unas 3 t/hora de capacidad. El Mn se agregó a la carga del cubilote y el Cu en cuchara. El metal líquido que sale del cubilote es vertido en cucharas y estas se vierten en moldes de arena, en los que el material enfría hasta unos 800-900°C luego de lo cual se desmolda. Un grupo de moldes se dejó hasta temperatura ambiente sin desmoldar. Para las bolas de 22 mm de diámetro, que se

usaron en los ensayos, se utilizó un modelo que es un panel de 13 columnas con 14 bolas cada una o sea 182 cuerpos moleadores por caja.

En algunos casos en los que el metal fundido estaba a temperatura algo baja, se controló mediante gammagrafías el llenado del molde descartándose aquéllas bolas que tenían defectos.

Para la evaluación de la resistencia al desgaste se utilizó un dispositivo que consiste en un brazo que sostiene un cuerpo moleador que se fija al mismo y sobre el cual se puede aplicar un peso variable. Un área determinada del cuerpo moleador roza contra un disco abrasivo de carburo de silicio sobre el que se vierte una pequeña cantidad de arena fina. Se mide la pérdida de peso en un tiempo fijo.

TABLA I - COMPOSICION QUIMICA DE LAS ALEACIONES ESTUDIADAS.

	C	Si	Mn	Cr	Cu
A-1 (EFE-60)	3,2	0,6	0,6	0,35	
A-2	3,2	0,6	0,6	0,35	1,70
A-3	3,2	1,1	2,0	0,30	
A-4	3,2	0,8	1,6	0,3	1,20
A-5	3,3	0,75	1,6	0,4	1,50

TABLA II - VALORES DE DUREZA Y DESGASTE DE LAS ALEACIONES AS-CAST Y TRATADAS TERMICAMENTE.

Aleación y condición	Microestructura	Durezas				Abrasión en disco con arena (mg)
		Microdureza		Macro dureza		
		Carburos	Matriz	Rc	Brinell	
AS-CAST						
A-1	C + P + B	771	293	46	421	150
A-2	C + P + B	1027	321	51	496	160
A-3	C + P + B	927	362	48	455	130
A-4	C + P + B	1145	321	47	443	120
A-5	C + P + B	1027	473	50	491	139
TRATAMIENTOS TERMICOS						
1030°C/1 h A-1 aire caliente	C (matriz no controlada) + P			45	421	120
830°C/2 h A-1	C + P	1143	362	45	421	130
830°C/2 h A-2	C + P + G	927	340	41	381	312
830°C/2 h A-3	C + P + G	927	473	40	371	290
830°C/2 h A-4	C + P	1145	413	35	353	170
830°C/2 h A-5	C + P	1145	363	42	390	150
300°C/2 h A-1	C + P	1145	362	45	421	130
300°C/2 h A-2	C + P	1145	362	38	353	150
300°C/2 h A-3	C + P	1145	412	44	409	140
300°C/2 h A-4	C + P	1145	412	45	421	140
300°C/2 h A-5	C + P + B	1145	412	46	422	120
530°C/1 h A-1	C + P + B			46	432	150
530°C/1 h A-2	C + P + B			49	469	180
530°C/1 h A-3	C + P + B			50	481	150
530°C/1 h A-4	C + M + A	1145	649	56	577	70
530°C/1 h A-5	C + P + B			50	481	150
530°C/1 h A-1	C + P + M			57	595	90
530°C/1 h A-2	C + M			57	595	80
530°C/1 h A-3	C + M + A	1145	644	59	624	80
530°C/1 h A-4	C + B + M	1145	768	67	65	60
530°C/1 h A-5	C + B + M	1145	841	66	60	60
530°C/1 h A-1	C + B + M	1145	766	65	729	60
530°C/1 h A-2	C + B + M	1145	766	58	615	60
530°C/1 h A-3	C + B + M + A	1145	766	60	654	80

C = Carburo  
A = Austenita  
M = Martensita  
B = Bainita  
P = Perlita  
G = Grafito

BIBLIOGRAFIA

- B. Rapaport y R. Frogner. "Estudio de algunos cuerpos moleadores empleados en el país". Ingeniería e Industria Jun-Jul (1958).
- B. Rapaport. "Orientación esquemática para seleccionar los cuerpos moleadores utilizados en los molinos tubulares". Distribuido por Fundiciones Santini SA (1963).
- A.L. Wesner, M. Pobereskin y J. E. Campbell. Trans. AIME, vol. 217, 429 (1960).
- B. Rapaport, M. P. Gómez, E.W. de Recca. "Trazadores radioactivos en el estudio del desgaste de bolas de aleación Ni-Hard". Comisión Nacional de Energía Atómica Publicación 187 (1966). A. B. M. Metalurgia, vol. 22 (1966) p. 453.
- B. Rapaport. "Cuerpos moleadores fundidos. Costo de operación. Utilización de radioisótopos. El Fundidor No. 54, p. 12 (1970).
- A.J. López, J. Bautista Vesga, P. Pissk, B. Rapaport, J. Kittl. "Estudio de cuerpos moleadores fundidos". XXVI Congreso Anual Asociación Brasileira de Metales Rio de Janeiro, Junio (1971), a ser publicado en Metalurgia ABM.
- H.S. Avery. "Surface protection against wear and corrosion". ASM, chapter 3 (1954).
- T.E. Norman, A. Solomon y D.V. Doane. "Martensitic white irons for abrasion-resistant castings". AFS, vol. 67, 242 (1959).
- V.S. Popov y G.I. Vasilenko. "Microdamage during abrasive wear of metals". Metals Science and Heat Treatments No. 7-8, 523 (1968).
- H. Laplanche. Fonderie, vol. 26, 1 (1971).
- E.C. Bain y H. Paxton. "Alloying elements in steel", ASM, Metals Park, Ohio, USA (1961).
- J. Bautista Vesga. Tesis. Universidad Nacional del Sur, Bahía Blanca, Argentina (1972).
- J.C.T. Farge, P. Chollet y J. Yernaux. Noranda Research Center, Point Claire, Quebec, Canada (comunicación privada).

**INFLUENCIA DE LA MICROESTRUCTURA EN LAS PROPIEDADES A LA FATIGA DEL AL PURO (99.99%)**

Angelo Roberto Volta, Valdemir Soares de Campos y  
Dr. Edmundo Antonio Chojnowski

El objetivo de este trabajo fué estudiar la influencia del tamaño de grano en las propiedades a la fatiga en Al puro (99.99%). Fueron obtenidos distintos tamaños de grano, mediante un tratamiento térmico conveniente, siendo endayados a un nivel de tensión predeterminado. Se verificó que cuando el tamaño de grano disminuye aumenta la vida del material, pudiendo el mismo alcanzar un número de ciclos infinitos para un tamaño de grano mínimo, cuando la relación  $\sigma_f/\sigma_e$  es menor o igual a uno.

**MICROSTRUCTURE INFLUENCE ON THE FATIGUE PROPERTIES OF PURE AL (99.99%)**

Angelo Roberto Volta, Valdemir Soares Campos and  
Edmundo A. Chojnowski

The purpose of this work was to study the influence of grain size on the fatigue properties of pure Al (99.99%). Using appropriate thermal treatments different grain sizes were obtained which were tested at a pre-determined stress level. It was observed that when the grain size decreases the life of the material increases, reaching even an infinite number of cycles for a minimal grain size, when the relation  $\sigma_f/\sigma_e$  is less than one.