

Efecto de la adición de aluminio en la resistencia al desgaste abrasivo del hierro fundido aleado Ni-Resist

María Victoria Rojas-Fernández
Alberto Velázquez-Del Rosario
Isnel Rodríguez-González

Resumen

La presente investigación se planteó como objetivo incrementar la resistencia a la abrasión del hierro fundido aleado Ni-Resist por precipitación de partículas manteniendo invariable la estabilidad química a partir de la adición de aluminio como inductor de compuestos intermetálicos y que contribuye a la formación o precipitación de partículas coherentes. Se experimentó con muestras de aleaciones tipo 2 y tipo 3 de Ni-Resist fijando la variable porcentaje de níquel y moviendo el porcentaje de aluminio; para inducir partículas se aplicó un tratamiento térmico de envejecimiento. Se concluye que la adición de aluminio como elemento aleante en la aleación Ni-Resist, incrementa la resistencia al desgaste por precipitación de partículas debido a su capacidad como inductor de compuestos intermetálicos. Los mejores resultados se obtienen con la adición de 0,5% de aluminio.

Palabras clave: aluminio; elemento aleante; aleación Ni-Resist; resistencia al desgaste; compuestos intermetálicos; precipitación de partículas; hierros aleados.

Aluminum addition effect to the resistance of the Ni-resist alloy cast iron to abrasion wear

Abstract

The objective of this investigation is to increase the resistance to abrasion of the NI-Resist cast iron alloy through particle precipitation while maintaining chemical stability unchanged by adding aluminum as intermetallic compound inducer. This contributes to the formation or precipitation of homogenous particles. Ni-Resist alloy samples types 2 and 3 were used maintaining nickel percent unchanged while varying the aluminum content. Aging thermal treatment was applied to induce the particles. The results indicated that the addition of aluminum as an alloying element to the Ni-Resist alloy increases the resistance to wear through particle precipitation due to its capacity as an intermetallic compound inducer. 0.5% aluminum addition produced the best results.

Keywords: aluminum; alloying element; Ni-Resist alloy; resistance to wear; intermetallic compounds; particle precipitation; alloyed iron .

1. INTRODUCCIÓN

Debido al impacto que tiene en el deterioro de los equipos y piezas durante su explotación el desgaste es un tema tratado en la actualidad por varios investigadores, especialmente aquellos que se encuentran en la búsqueda de nuevos hierros fundidos resistentes a este tipo de deterioro (Ishikawa, Yamamoto & Kyoshioka 2001; Yamamoto & Hiroaki 2001).

El hierro fundido aleado contiene elementos especiales, añadidos en suficiente cantidad para producir una modificación en las propiedades físicas o mecánicas que se puedan medir (Sy 1959; Krause 1969; Walton & Opar 1981). Los elementos de aleación se añaden al hierro fundido para fines especiales, tales como la resistencia a la corrosión, al calor o al desgaste y para mejorar las propiedades mecánicas.

Algunas investigaciones con el fin de incrementar la resistencia al desgaste abrasivo de las aleaciones (Ishikawa, Yamamoto & Kyoshioka 2001) aportan interesantes resultados en los que para lograr un hierro fundido de elevado nivel de aleación se emplea un hierro base con carbono entre 2-4 %, silicio hasta 1,5 % y manganeso hasta 1,2 %. Se le adiciona, además, 6-20 % de cromo, molibdeno entre 2-12 % y vanadio entre 3-10 % o un contenido de wolframio hasta 20 %. Ellos establecen como condición que: $\%Mo + 0,5 \%W$ sea mayor que $0,32 (0,5 \%Cr + \%V)$.

Con este nivel de aleación obtienen carburos del tipo M6C en los límites de los granos de los carburos primarios, con un tamaño de partícula de hasta 3 μm y una densidad de 0,05 granos por mm^2 . Una aleación como esta indiscutiblemente posee una resistencia al desgaste abrasivo elevada, pero el costo de producción ya no resulta tan bajo como el de los hierros fundidos no aleados y la presencia de los carburos del tipo M6C en los límites de los granos de los carburos primarios, además de proporcionar una elevada dureza, harán prácticamente no maquinables a las piezas obtenidas con este material.

Autores como Maedoro & Seiji (2001) obtienen hierros de elevado nivel de aleación, resistentes al desgaste, a partir de un hierro de elevado contenido de cromo, pero hipereutéctico, con carbono entre 3,7-4,5 % y con nitrógeno entre 0,10-0,40 %. De este modo se mantiene la resistencia de los hierros hipoeutécticos, pero los carburos secundarios que se obtienen después del temple, debido al elevado contenido de carbono, aumentan considerablemente la dureza de la base metalográfica y por lo tanto incrementan la resistencia al desgaste. Tampoco una

aleación como esta resulta maquinable y el proceso de tratamiento térmico indudablemente elevará los costos de su producción.

El uso de un hierro de elevado contenido de cromo y alto carbono sugerido por Yamamoto & Hiroaki (2001), en el que la acción del wolframio y el niobio actúan en la región hipoeutéctica, originan carburos de mayor dureza y con la tenacidad de los hierros aleados de elevado contenido de cromo. Las piezas fundidas obtenidas con este material pueden presentar una dureza del orden de 69 HRC. Con semejante dureza indiscutiblemente se eleva la resistencia al desgaste, pero la maquinabilidad se limita de forma notable y los costos se elevan dado el nivel de aleación y los elementos empleados.

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

El aluminio, además de su importante función desoxidante y de control del tamaño del grano al reducir el crecimiento del mismo debido a que forma óxidos y nitruros, es reportado en la literatura (Sourmail 2001) como un metal que, en presencia de elementos como el hierro y el níquel, también contribuye a la formación o precipitación de partículas coherentes. Es por ello que resulta muy común encontrarlo como componente de superaleaciones en su papel de inductor de compuestos intermetálicos.

Dicho metal, como elemento de aleación en los aceros austeníticos, funciona como agente que facilita la precipitación y por ende provoca un efecto endurecedor como consecuencia de la presencia de las partículas coherentes ordenadas (\square') del tipo $(\text{Ni}_3\text{Al})_x$, lo que mejora las propiedades termo-resistentes de la aleación y garantiza buenas combinaciones de resistencia a la tracción y a la termofluencia (Grosdidier, Hazotte & Simon 1998; Sierpinski & Janusz 1999).

Para conseguir mejorar las condiciones de resistencia al desgaste de la aleación Ni-Resist se consideraron los criterios publicados sobre la producción de superaleaciones (Mariño 2008; Mariño et al. 2008a, 2008b) y, en específico, aquellas enfocadas a fortalecer materiales a través de la precipitación de partículas. Se revisaron también las teorías existentes acerca del incremento de la resistencia al

desgaste abrasivo en los hierros fundidos de elevada aleación con la adición de diferentes elementos aleantes, como el cromo, aluminio, manganeso, vanadio, wolframio, nitrógeno, niobio, cobre y boro.

La presente investigación se realizó con el objetivo de incrementar, por precipitación de partículas, la resistencia a la abrasión del hierro fundido aleado Ni-Resist manteniendo invariable la estabilidad química a partir de la adición de aluminio como inductor de compuestos intermetálicos que, además, contribuye a la formación o precipitación de partículas coherentes.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

La aleación Ni-Resist forma parte de una familia de aleaciones de hierro aleados al níquel, de la que existen varios tipos. Para este estudio se tomaron dos muestras patrón, una de tipo 2 (Tabla 1) y otra tipo 3 (Tabla 2). La aleación patrón empleada es una fundición con grafito laminar que contiene níquel en proporción suficiente para que su estructura sea austenítica estable, lo que le confiere propiedades físicas y mecánicas especiales (ASTM A-436-84 1997).

Tabla 1. Composición química normada de la aleación Ni-Resist tipo 2

Elementos	C	Si	M	Ni	Cr	Cu	S	P	Fe
	2,30	1,00	0,50	18,00	0,20				
% en masa	---	---	---	---	---	>0,13	< 0,12	< 1,00	Balance
	3,00	2,80	1,50	22,00	2,00				

Tabla 2. Composición química normada de la aleación Ni-Resist tipo 3

Elementos	C	Si	M	Ni	Cr	Cu	S	P	Fe
	2,60	1,00	0,50	28,00	0,20				
% en masa	---	---	---	---	---	>0,13	< 0,12	< 1,00	Balance
	3,00	2,00	1,50	32,00	2,00				

La selección del porcentaje de aluminio se basó en referencias existentes, tomando en consideración que en una aleación austenítica los compuestos Ni₃Al y NiAl se forman cuando el contenido de aluminio es menor que 3 % o cuando se encuentra en el rango entre 17 y 25 %. Para determinar el efecto del aluminio en la aleación Ni-Resist se tomaron aleatoriamente diferentes proporciones con carácter creciente (Tabla 3).

El contenido de níquel se determinó en función de la proporción de este elemento en las aleaciones seleccionadas, para la aleación tipo 2 se tomó

el máximo valor (22 %), y para la tipo 3, se tomó un valor cercano al más bajo (29 %).

La experimentación se efectuó mediante el método tradicional. La Tabla 3 expone la matriz experimental con los contenidos de níquel y aluminio para cada una de las aleaciones propuestas. Los tres primeros ensayos corresponden a la aleación Ni-Resist tipo 2 y los tres restantes a la tipo 3.

Tabla 3. Matriz de experimentos

No. de ensayo	Contenido de níquel (%)	Contenido de aluminio (%)
1	22	0,50
2	22	0,75
3	22	1,45
4	29	2,00
5	29	2,24
6	29	2,34

2.1 Análisis químico

Según la metodología propuesta en el diseño de experimentos, las aleaciones fueron obtenidas en un horno de inducción industrial con capacidad de una tonelada. Primeramente se obtuvo una aleación con la composición química en los rangos de la muestra patrón tipo 2 y otra para la tipo 3, a las que se les realizó análisis químico para comprobar que se correspondían con la norma; finalmente se adicionó aluminio y se verificó nuevamente su composición química.

2.2 Tratamiento térmico

Para determinar si con la adición de aluminio como elemento aleante es posible el incremento de la resistencia al desgaste de la aleación y se favorecen los mecanismos de precipitación de partículas, las muestras se sometieron a un tratamiento térmico de recocido de homogenización (solubilizado) y luego a un envejecimiento natural.

Las muestras se introdujeron en el horno a una temperatura de 200 °C, se calentaron a una velocidad de 300-320 °C/h, hasta la temperatura de recocido (950 °C), con un tiempo de permanencia a esta temperatura de 10 min (según cálculo: 1 hora para cada 25 mm de sección mínima); se dejaron enfriar en el horno hasta una temperatura de 200 °C, con un posterior enfriamiento a temperatura ambiente, logrando así un envejecimiento natural (instrucción tecnológica para tratamiento térmico de las piezas fundidas de hierro gris, resistentes a la fricción, resistentes al calor y aleaciones resistentes al desgaste).

Las muestras identificadas con la letra M corresponden a la aleación antes de aplicar el tratamiento térmico, y las identificadas con la letra T, a las tratadas térmicamente.

2.3 Análisis microestructural

El análisis microestructural consistió en la observación e identificación de las características de la estructura metalográfica en las muestras obtenidas. Se utilizaron para este ensayo dos muestras metalográficas de cada variante de aleación obtenida, una antes de realizar el tratamiento térmico y otra después de realizado el mismo.

Se realizó con el objetivo de determinar la forma, tamaño y distribución de las inclusiones de grafito, así como el contenido de la masa metálica, basado en la norma ASTM A 247-67 (1998).

Se estudió la estructura interna del material para comprobar, experimentalmente, el incremento de la resistencia al desgaste de la aleación Ni-Resist, por precipitación de partículas intermetálicas en la matriz, con la adición controlada de aluminio como elemento de aleación y su efecto endurecedor de dichas partículas. Para ello se realizó un análisis metalográfico, según los procedimientos establecidos en las normas NC 10-56:86 y ASTM E3-95.

Se aplicó la técnica de microscopía óptica (MO) con un microscopio óptico OLYMPUS BX51M, de magnificación hasta 1000X, con cámara de video acoplada.

2.4 Análisis gravimétrico

La resistencia al desgaste se evaluó por el método gravimétrico y la pérdida de peso se determinó utilizando la expresión:

$$PP = G_i - G_f$$

$$P = G_i - G_f$$

Donde:

PP – Pérdida de peso por desgaste abrasivo gravimétrico (g)

G_i – Peso inicial de la pieza (g)

G_f – Peso final (g)

Las muestras antes y después de aplicado el tratamiento térmico se sometieron a este análisis según la NC 04-79:87 y ASTM G65-94, para ello se utilizó una instalación para ensayos de desgaste abrasivo, con tiempos de prueba de una hora.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Composición química de las aleaciones obtenidas

Se obtuvieron de esta forma dos variantes de aleaciones Ni-Resist (tipo 2 y tipo 3) con las modificaciones propuestas por la adición de aluminio como elemento aleante, pudiéndose comprobar que existe correspondencia entre ellas. No se observó en su composición gran variación en ninguno de los casos. Las Tablas 4 y 5 exponen los valores de la composición química de las aleaciones obtenidas.

Tabla 4. Composición química de la aleación Ni-Resist tipo 2

Elementos Muestras	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Fe	Al
Patrón	2,47	2,25	0,57	0,03	0,05	0,35	22	0,13	Balance	-
M1	2,74	2,33	0,62	0,04	0,05	0,33	22	0,14		0,5
M2	2,78	2,35	0,6	0,04	0,05	0,31	23,4	0,14	-	0,75
M3	2,87	2,34	0,6	0,04	0,07	0,31	22	0,15	-	1,45

Tabla 5. Composición química de la aleación Ni-Resist tipo 3

Elementos Muestras	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Fe	Al
Patrón	2,49	1,99	0,52	0,04	0,06	0,28	29	0,15	Balance	-
M4	2,54	1,94	0,5	0,04	0,06	0,26	29,3	0,15	-	2
M5	2,47	1,93	0,51	0,04	0,06	0,26	29	0,15	-	2,24
M6	2,48	1,94	0,5	0,04	0,05	0,26	28,9	0,15	-	2,34

3.2. Resultados de análisis microestructural

En la Figura 1 se observa la microestructura de la aleación patrón antes de aplicar el tratamiento térmico, donde se aprecia la estructura austenítica estable, las inclusiones de grafito de forma laminar, con una distribución uniforme, tipo VII con predominio del subtipo C 4, con un tamaño de grano de 16 mm; además están presentes, en menor cantidad, láminas de grafito del subtipo D 6 con un tamaño de 4 mm, lo que demuestra que se corresponde con la estructura de la aleación Ni-Resist tipo 2, según la norma ASTM A-436-84 (1997).

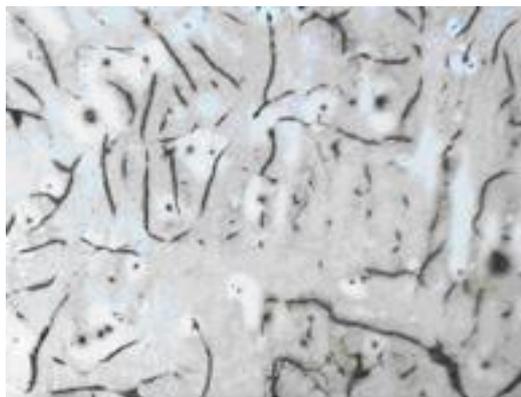


Figura 1. Muestra patrón a 200x.

En las variantes de aleaciones obtenidas con las modificaciones propuestas por la adición de aluminio como elemento de aleación, antes de aplicar el tratamiento térmico, no se produjo una variación significativa en su microestructura, desde el punto de vista de la forma, tamaño de las inclusiones de grafito, así como en la distribución de los mismos, sobre todo cuando el porcentaje de aluminio es inferior a 2.

La variante de aleación con mejores resultados se obtuvo para un contenido de níquel de 29 % y de aluminio de 2,24 %, en ella se evidencia una disminución del tamaño de las inclusiones de grafito con una menor concentración, de alrededor de 30 %; las inclusiones de grafito son del tipo VII E 6, con dimensiones de 4 mm (Figura 2).

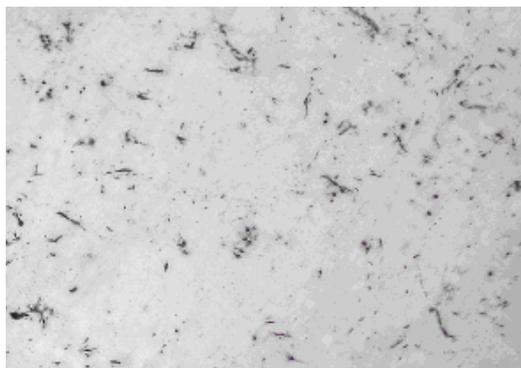


Figura 2. Microestructura de la muestra M5, con 29 % contenido de níquel y 2,24 % de aluminio.

Las microestructuras obtenidas después de aplicado el tratamiento térmico revelan una notable disminución del tamaño de las inclusiones de grafito y una mejor distribución de las inclusiones, de lo que se deduce que el aluminio ejerce un control en el tamaño del grano, al reducir el crecimiento del mismo y formar óxidos y nitruros; hecho también reportado por Plati (2003) y Sourmail (2001), quienes plantean que este metal, en presencia de elementos como el hierro y el níquel, también contribuye a la formación o precipitación de partículas.

La aleación de estructura más estable luego de realizado el tratamiento térmico, con mejor distribución y menores dimensiones de las láminas de grafito, fue la variante que posee un contenido de aluminio de 0,5 %. Su estructura es austenítica estable, con una distribución homogénea de láminas de grafito, donde predominan las inclusiones de 8 mm de tamaño (Figura 3).

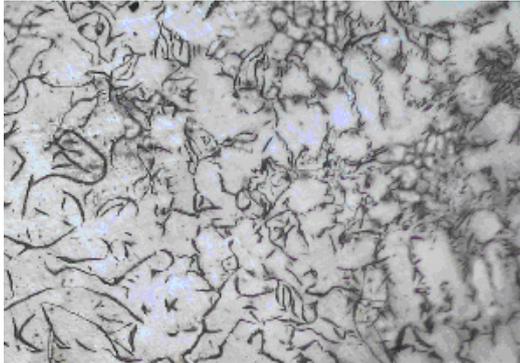


Figura 3. Muestra T-2 para 0,5 % de Al.

3.3. Resistencia al desgaste

Se ha demostrado experimental y teóricamente que la dureza del material correlaciona con el grado de abrasión. Asimismo ha quedado expuesta la dependencia que tiene la resistencia a la abrasión de la composición química, dureza y microestructura de un hierro fundido.

La Tabla 6 muestra los resultados del análisis gravimétrico antes y después de la aplicación del tratamiento térmico; la muestra M-1 representa la aleación patrón.

La pérdida de peso disminuye a medida que se incrementa la dureza del material. Se puede observar que la mayor pérdida de peso se verifica antes de aplicado el tratamiento térmico.

El mayor incremento en la dureza se obtiene en la variante de aleación T-2, después de aplicado el tratamiento térmico, esta tiene un contenido de aluminio de 0,5 % y 22 % de níquel, lo cual se debe al efecto del aluminio como agente promotor de la precipitación que, por ende, provoca un efecto endurecedor, mejorando así sus propiedades de resistencia. En la Figura 3 se grafica el comportamiento de la pérdida de peso (ΔP) registrada en los ensayos en función de la dureza del material.

Tabla 6. Composición gravimétrica de las muestras

Muestras	Contenido en %		Dureza (HB)	ΔP (mg/h)
	Ni	Al		
M-1	22	0,00	125	0,019
M-2	22	0,50	133	0,014
M-3	23,43	0,75	126	0,016
M-4	22	1,45	133	0,016
M-5	29,26	2,00	140	0,011
M-6	29	2,24	148	0,010
M-7	28,87	2,34	128	0,018
T-2	22	0,50	166	0,004
T-3	23,43	0,75	157	0,004
T-4	22	1,45	155	0,005
T-5	29,26	2,00	146	0,008
T-6	29	2,24	151	0,008
T-7	28,87	2,34	146	0,011

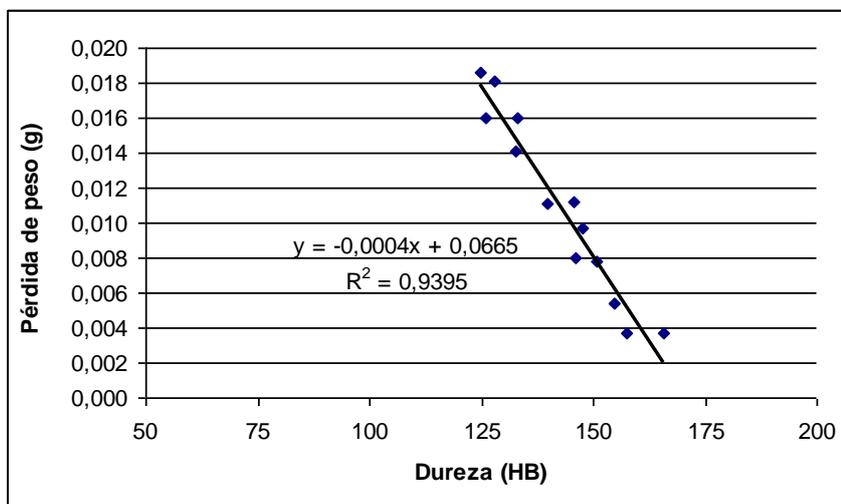


Figura 3. Pérdida de peso de las probetas en función de la dureza del material.

A tenor de los resultados de la evaluación de la resistencia al desgaste de la aleación, bajo las condiciones ensayadas y en virtud de los resultados experimentales, se puede asegurar que la variabilidad de la disminución de la pérdida de peso del material queda explicada por el incremento de la dureza del mismo, lo que valida la selección de la aleación T-2 como material adecuado para su utilización en ambientes donde predomine el desgaste abrasivo.

4. CONCLUSIONES

- La adición de aluminio, como elemento aleante en la aleación Ni-Resist, incrementa la resistencia al desgaste por precipitación de partículas debido a su capacidad como inductor de compuestos intermetálicos. De acuerdo con el análisis realizado de las variantes de aleaciones propuestas se determina que la aleación de mejores resultados es la aleación Ni-Resist tipo 2, modificación 1, que corresponde a la muestra T-2, con adición de 0,5 % de aluminio.

5. REFERENCIAS

- ASTM. A 247-67. 1998: Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Casting.
- ASTM. A 436-84. 1997: Standard Specification for Austenitic Gray iron Castings.
- GROSDIDIER, T.; HAZOTTE, A. & SIMON, A. 1998: Precipitation and dissolution processes in gamma gamma' single-crystal nickel-based superalloys. *Materials science & engineering: A* 256(1): 183-196.
- ISHIKAWA, S.; YAMAMOTO, A. & KYOSHIOKA. 2001: High alloy cast iron excellent in wear resistance. Japanese Patent JP2001316754. November 16.
- KRAUSE, D. E. 1969: *Gray Iron -A Unique Engineering Material*. ASTM, *Special Technical Publications* 455: 3-28, Philadelphia.
- MAEDORO, H. & SEIJI, N. 2001: Wear resistant alloy cast iron material. Japanese Patent JP2001081527. March 27.
- MARIÑO, C. M. 2008: *Incremento de la termo-resistencia de la aleación ACI HK40 por precipitación de partículas coherentes*. Tesis doctoral. Instituto Superior Minero Metalúrgico. Cuba.
- MARIÑO, C. M.; VELÁZQUEZ, A.; ALFONSO, E. & FELIÚ, M. 2008a. Design of a creep resistant iron-base superalloy for Herreshoff furnaces. Part I- Mechanical properties modelling and phase diagram simulation. *Minería y Geología* 24(3).
- MARIÑO, C. M.; VELÁZQUEZ, A.; ALFONSO, E. & FELIÚ, M. 2008b. Design of a creep resistant iron-bas superalloy for Herreshoff furnaces Part II- Experimental results. *Minería y Geología* 24(4): 83-87.
- PLATI, A. 2003: Modelling of γ' Precipitation in Superalloys. Materials Science and Metallurgy Department, University of Cambridge, 1-4.
- SIERPINSKI, Z. & JANUSZ, G. 1999: Phase transformations and strengthening during ageing of CuNi10Al3 alloy. *Materials Science and Engineering: A* 264(1-2): 279-285.
- SOURMAIL, T. 2001: Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels. *Materials science and technology* 17(1): 1-14.

- SY, A. D. 1959: Copper in cast iron. Principal Considerations. *AFS Transactions* 67: 321-328.
- WALTON, C. F. & OPAR, T. J. 1981: Iron casting handbook covering data on Grey. Malleable and ductile iron. Iron casting Society Inc., New York.
- YAMAMOTO, M. & HIROAKI, M. 2001: Wear resistant alloy cast iron material. Japanese Patent Jp2001049381. February 20.

María Victoria Rojas-Fernández vrojas@ismm.edu.cu

Profesora Asistente. Ms. C. Metalúrgicas. Departamento de Metalurgia.
Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba.

Alberto Velázquez-Del Rosario avelazq2002@yahoo.com

Profesor Titular. Doctor en Ciencias Técnicas
Department of Materials Science & Engineering.
Jimma Institute of Technology, Jimma University, Ethiopia.

Isnel Rodríguez-González irgoinzales@ismm.edu.cu

Profesor Titular. Dr. en Ciencias Técnicas. Departamento de Mecánica.
Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa, Cuba.