



Minería y Geología

E-ISSN: 1993-8012

revistamg@ismm.edu.cu

Instituto Superior Minero Metalúrgico de

Moa 'Dr Antonio Nuñez Jiménez'

Cuba

Alcántara-Borges, Dayanis; Fernández-Columbié, Tomás; Rodríguez-González, Isnel
Influencia de la pulpa lixiviada sobre el desgaste de una aleación del tipo Hastelloy C 276

Minería y Geología, vol. 32, núm. 1, enero-marzo, 2016, pp. 93-105
Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa 'Dr Antonio Nuñez Jiménez'
Holguín, Cuba

Disponible en: <http://www.redalyc.org/articulo.oa?id=223544262006>

- Cómo citar el artículo
- Número completo
- Más información del artículo
- Página de la revista en redalyc.org

redalyc.org

Sistema de Información Científica

Red de Revistas Científicas de América Latina, el Caribe, España y Portugal

Proyecto académico sin fines de lucro, desarrollado bajo la iniciativa de acceso abierto

Influencia de la pulpa lixiviada sobre el desgaste de una aleación del tipo Hastelloy C 276

Dayanis Alcántara-Borges
Tomás Fernández-Columbié
Isnel Rodríguez-González

Resumen

Las bombas usadas en la industria niquelera cubana para trasegar pulpas lixiviadas se fabrican de una aleación del tipo Hastelloy C 276. Se hicieron análisis macroscópicos del cuerpo de la voluta para determinar defectos superficiales de la misma por efecto de la corrosión. En otras muestras se realizaron ensayos microscópicos y de microdureza. Las microestructuras revelan que la voluta sufre un proceso de abrasión por arranque y pérdida de material de la superficie interna de la misma, con la consecuente reducción de su peso y del caudal, siguiendo un patrón lineal en función del tiempo de desgaste.

Palabras clave: Corrosión; microestructura; pulpa lixiviada; Hastelloy C 276; desgaste; bombas.

Leach slurry effects on Hastelloy C 276 alloy wear

Abstract

The pumps used in the Cuban nickel industries to transfer leached slurry are manufactured with a Hastelloy C 276 alloy. Macroscopic analysis on the body of the pump casing was made to identify the surface damage caused by corrosion. Microscopic and micro hardness tests were completed for other samples. The microstructure reveals that the pump casing is affected by abrasion process during startup and lost thickness on the inside of the pump surface with a consequent reduction in weight and flow rate. This shows a linear pattern according to the time of wear.

Keywords: Corrosion; microstructure; leach slurry; Hastelloy C 276; wear; pumps.

1. INTRODUCCIÓN

En el proceso de producción de níquel se emplean, en las líneas de tuberías, las bombas como elementos reguladores del fluido, sin embargo, las mismas están expuestas a régimen severo de trabajo si se tiene en cuenta que el fluido que se transporta, por estas líneas, es del tipo trifásico (sólido, líquido y vapor), teniendo una fuerte incidencia de la pulpa lixiviada sobre el desgaste de estos elementos.

El Hastelloy C 276 es una superaleación níquel-molibdeno-cromo con adición de tungsteno diseñado para tener una excelente resistencia a la corrosión en un rango amplio de ambientes ácidos severos. El alto contenido de níquel y de molibdeno hace que este acero de aleación de níquel sea especialmente resistente a la picadura y a la corrosión de rendija en ambientes de reducción, mientras que el cromo lo hace resistente a medios oxidantes. Es por estas características que se utiliza la aleación del tipo Hastelloy C 276 en las condiciones de trabajo de bombeo de pulpas lixiviadas ácidas.

Según algunos investigadores (Bruschi *et al.* 2004; Bedolla-Jacuinde, Arias & Hernández 2003) el cromo, desde un 5 % en peso, aumenta la resistencia a la oxidación del hierro en atmósfera seca; por eso, para un satisfactorio comportamiento en atmósferas oxidantes, a temperaturas de hasta 750 °C, los aceros utilizados suelen poseer un alto contenido en cromo y simultáneamente, contenidos crecientes de cromo, en solución sólida en el hierro, disminuyen la conductividad térmica de él y, por tanto, le confieren refractariedad.

Por su parte, Dogan, Hauk y Laird (1997) y Callister y Rethwisch (2007) plantean que la presencia del cromo en los aceros, además de formar una película superficial de su óxido, modifica la posición del hierro en la serie electroquímica, así el hierro, que sin cromo es anódico, pasa a comportarse catódicamente en medios acuosos cuando el porcentaje de cromo es superior al 12 % en peso.

En la superficie de todos los aceros inoxidables y en presencia de un ambiente oxidante crece una capa rica en óxido de cromo llamada capa pasiva. Algunos investigadores (Moreno *et al.* 2005; Zhang, He & Du 2005; Ennis & Quadackers 2007) consideran que la resistencia a la corrosión del acero inoxidable se debe a una película pasiva de un óxido complejo rico en cromo, que se forma espontáneamente en la superficie del acero. Este es el estado normal de las superficies de acero inoxidable y se conoce como *estado pasivo* o *condición pasiva*.

Por su parte, Zhang, Kelly y Gates (2001) plantean que esa capa superficial es de espesor nanométrico (entre 10 nm y 50 nm); su composición todavía no está muy clara, pero se sabe que se basa en mezclas de óxido de hierro y cromo, que posee una excelente plasticidad, así como una gran capacidad de regeneración.

Sin embargo, Guitar y otros investigadores (2003) opinan que los aceros inoxidable no pueden ser considerados como resistentes a la corrosión en todas las condiciones de trabajo: dependiendo del tipo (composición) de la aleación habrá ciertas condiciones en las que se pierda el estado pasivo y no pueda recomponerse; en ese caso la superficie se convierte en activa y se produce la corrosión.

Hussainova y Schade (2008) reportan la aparición que iones cloruros, además de impedir la formación de capas estables de óxidos, que provocan una gran fragilización en los aceros inoxidable austeníticos y contribuyen de este modo a un incremento de las razones de desgaste, en similares condiciones de trabajo. Producto del sinergismo es posible que en caso de estos aceros, el proceso de desgaste tienda a provocar continuamente la ruptura y a remover esta capa, deja al sustrato metálico expuesto a la acción del medio agresivo, provocándose de esta forma un daño de mayor consideración (Johansson & Olsson 2000).

A esto contribuyen, como núcleo importante de picaduras, la ruptura de uniones adhesivas o microsoldaduras puntuales transferidas al material del contracuerpo y que dejan poros y oquedades. En tal sentido, Burstein (2000) refiere que durante el desgaste de aceros inoxidable austeníticos la superficie rugosa resultante de la penetración de las asperezas de contracuerpo provee de las oclusiones necesarias para la generación de una grieta de picadura; el efecto es más severo si se trata de surcos y oquedades. La corrosión generalizada afecta más o menos por igual a todos los puntos de la pieza.

En las aleaciones Ni-Cr-Fe, donde el elemento con mayor presencia en el material ya no es el hierro sino el níquel, no son conocidos como aceros inoxidable, sino como aleaciones a base de níquel y presentan excelente resistencia a la corrosión en diversos medios a altas temperaturas. El elevado tenor de níquel da también garantía de una buena resistencia a la corrosión bajo tensión (Almeida, Ribeiro & Le-May 2003). A pesar de que este tipo de acero presenta un contenido elevado de níquel es el elemento cromo quien les da la propiedad de ser resistentes a la corrosión.

En correspondencia con lo planteado por estos autores es que se considera que, aunque la aleación posee un elevado contenido de cromo, en las

condiciones de trabajo a la que actualmente se encuentra expuesta ocurre el proceso de corrosión, pues la presencia de ácido sulfúrico en el fluido y de partículas de arena en la pulpa lixiviada, por poseer aristas cortantes, rayan o dañan esta capa y permiten la inclusión de agentes como los iones cloruros.

El trabajo tiene como objetivo evaluar cómo influye la pulpa lixiviada en el desgaste de una aleación del tipo Hastelloy C 276, de la cual está fabricado el cuerpo de la bomba que se emplea en una línea de tubería de acero para transportar este tipo de fluido.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Técnicas experimentales

La composición química estándar de esta aleación, de acuerdo con la norma ASTM y la SAE, se refleja en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química del Hastelloy C (en %)

Cr	Mo	Fe	W	Co	Mn	Ni
16,5	15,0	7,0	4,5	2,5	1,0	balance

A partir de los elementos relacionados anteriormente, la composición química está en correspondencia con la establecida para una superaleación del tipo Hastelloy C (aleación C 276 o Inconel C 276). Es una superaleación de níquel-molibdeno-cromo, con adición de tungsteno, diseñado para tener una excelente resistencia a la corrosión en un rango amplio de ambientes severos.

2.2. Preparación para la observación metalográfica

En la preparación de las muestras para la observación metalográfica (según norma ASTM E-92) se tuvo en cuenta un conjunto de operaciones, las cuales se resumen en el orden siguiente: corte, desbaste, pulido, desengrasado, lavado y ataque químico.

Las probetas fueron cortadas y preparadas del cuerpo de la bomba, en el desbaste se emplearon lijas desde la No. 400 hasta la No. 800; este desbaste, al igual que el pulido, se realizó cambiando la dirección del lijado a 90° para de esta forma evitar los alabeos y distorsiones. Se utilizó acetona para el desengrasado y lavado, luego de ser atacada químicamente con ácido acético.

2.2.1. Microestructura de la muestra patrón

Para la observación micrográfica de las microestructuras obtenidas se empleó un microscopio óptico binocular marca NOVEL modelo NIM-100, el cual está dotado de una cámara instalada mediante el hardware

IMI.VIDEOCAPTURE.exe que refleja la fotografía en el computador. Para colocar las probetas en el microscopio fueron montadas en un dispositivo con plastilina para lograr una nivelación adecuada de estas. En la Figura 1 se observa la microestructura de la muestra patrón, la cual fue obtenida de una parte no afectada del cuerpo de la bomba con el fin de compararla con las microestructuras de las muestras analizadas.

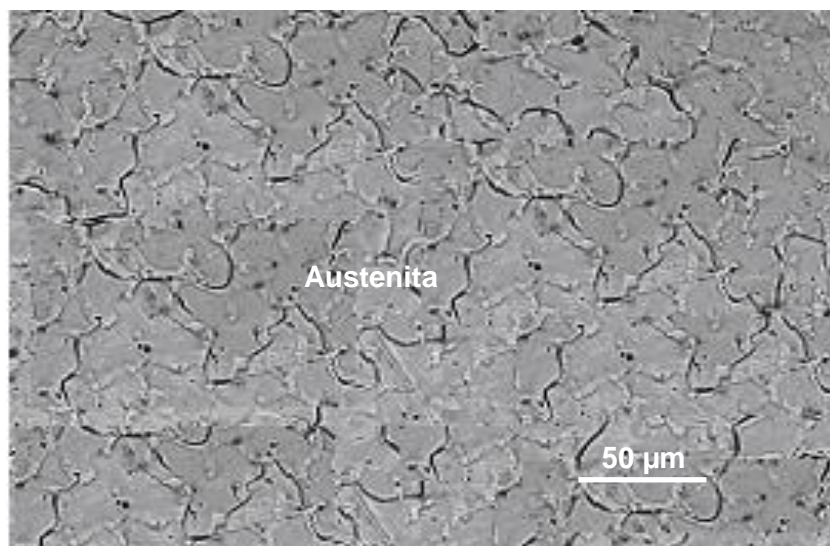


Figura 1. Estructura metalográfica de la aleación.

La micrografía observada corresponde con la de la aleación, presenta una estructura completamente austenítica, se distinguen las líneas de los límites de los granos, que es el sitio donde la fractura progresa alrededor de los carburos secundarios presentes en la estructura, siendo los mismos perjudiciales para la tenacidad. Los iones cloruros, las partículas abrasivas y la composición química del fluido atacan esta estructura dejándola susceptible, con defectos de distintos tipos.

2.3. Características de la pulpa lixiviada caliente

La principal operación tecnológica de la planta consiste en la precipitación de los metales en forma de sulfuros a partir de los sulfatos de níquel y cobalto contenidos en el licor producto, proveniente de la planta de neutralización, con el objetivo de extraer selectivamente el níquel y el cobalto de la solución y separarlos de las impurezas. El proceso se lleva a cabo utilizando ácido sulfhídrico (H_2S) como agente precipitador en las autoclaves bajo condiciones específicas de temperatura ($121\text{ }^{\circ}C$). En la Tabla 2 aparecen las características de la pulpa lixiviada caliente.

Tabla 2. Características de la pulpa lixiviada caliente

Ni	< 4,50 g/L	< 0,0045 m ³ /L
Co	0,35 – 0,42 g/L	0,00035 – 0,00042 m ³ /L
Mn	1,30 – 1,90 g/L	0,0013 – 0,0019 m ³ /L
pH	2,40 – 3,00	

La pulpa de sulfuros de níquel y de cobalto constituye el producto final de la planta. Posee entre un 45 % a un 50 % de sólidos, de color grisáceo y un peso de más del 40 % con separación normal de la parte acuosa.

2.4. Ensayo de microdureza aplicado a las muestras

El ensayo se aplicó para la determinación de la dureza en los volúmenes microscópicamente pequeños de la aleación. Para el ensayo se utilizó un microscopio modelo: PMT-3 No. 168. Para determinar la microdureza (HVN) de las probetas de análisis se realizó el ensayo para una carga de 20 g, con una punta de diamante con un ángulo de 136° y penetración de un tiempo de 15 s; las medidas se tomaron para los puntos de prueba seleccionados aleatoriamente en la superficie.

2.5. Influencia de la pulpa sobre el cuerpo de la bomba

La existencia de tensiones provoca la aparición de grietas superficiales que crecen, desde el interior, en virtud de mecanismos de fatiga promovidos por las tensiones mecánicas; al mismo tiempo inducen el desgaste acelerado de la superficie en el cuerpo de la bomba, fundamentalmente en la voluta. La Figura 2 (c-f) muestra el fenómeno de fatiga térmica por acumulación de deformación plástica como consecuencia de estos cambios de temperatura.

En las figuras observadas existe un ataque generalizado como consecuencia del efecto de la pulpa. La corrosión provoca una amplia zona atacada por las picaduras en la zona de contacto e, incluso, en aquellas en las que no existe contacto entre los cuerpos.

En la zona donde tiene lugar el contacto entre la pulpa y la voluta la afectación es más severa, como resultado de los procesos de desgaste, de cavidades y surcos producto de una adhesión profunda.



Figura 2. Efecto de la concentración de la pulpa en el cuerpo de la bomba.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Análisis de la microestructura

La microestructura del material de la voluta, una vez retiradas de servicio, se muestra en la Figura 3.

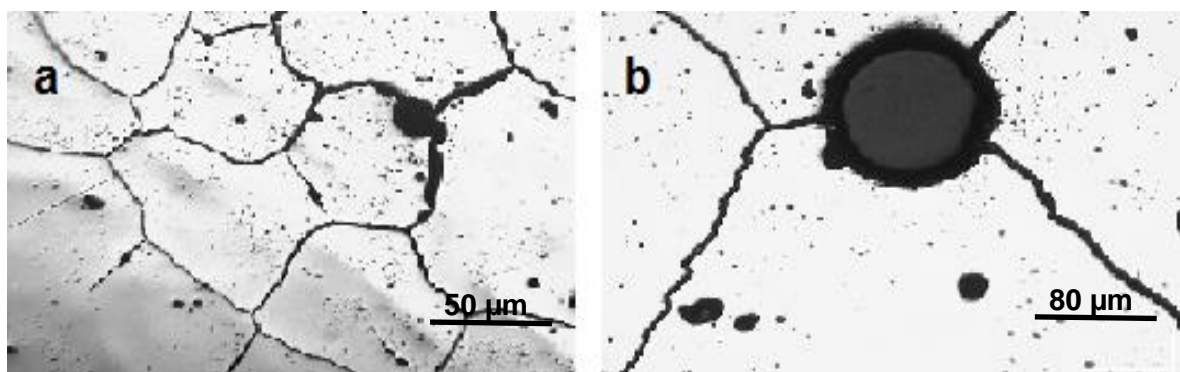


Figura 3. Comportamiento microestructural del cuerpo de la voluta.

En la microestructura obtenida en la muestra del cuerpo de la voluta se observa que el material abrasivo de la pulpa lixiviada y la acción de los iones cloruros han dañado la red cristalina y ha provocado corrosión intercrystalina en los bordes de granos.

A diferencia de la estructura inicial (Figura 1), donde el contorno de los granos es rectilíneo y compacto, aquí existe una discontinuidad en la

estructura provocada por defectos internos y por la destrucción de la capa pasiva que se forman en estos aceros austeníticos.

3.2. Análisis de los defectos internos en el cuerpo de la voluta

Los defectos que se muestran en la Figura 4 (a y b) corresponden a microestructuras obtenida en diferentes partes del cuerpo de la voluta.

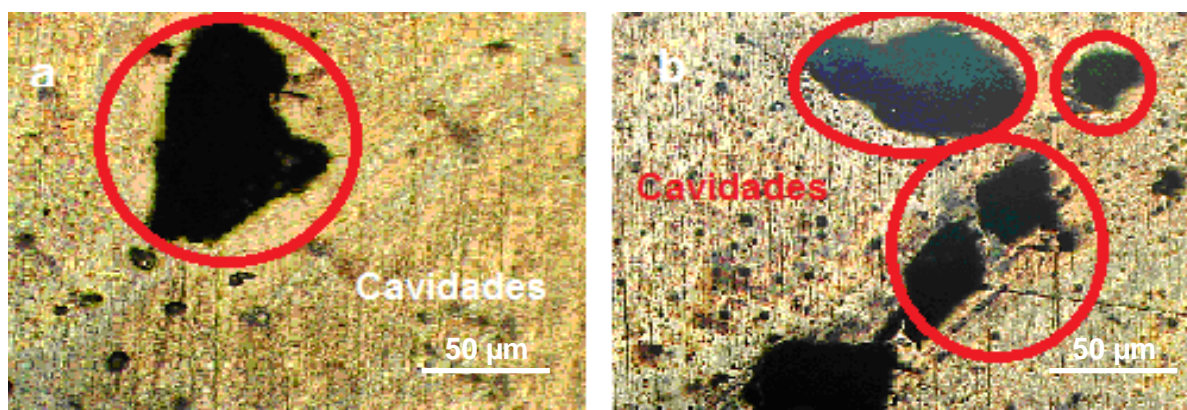


Figura 4. Cavidades en el interior de la voluta.

Las cavidades originadas en el interior del cuerpo se deben a la variación de tensiones en las capas superficiales, lo que trae como consecuencia la aparición de fatiga superficial, similar a la rotura por fatiga volumétrica de los cuerpos sólidos.

Producto de la carga normal, y en dependencia de las propiedades mecánicas de los cuerpos sólidos en contacto, ocurre la penetración de las asperezas del cuerpo más duro o resistente en las capas superficiales del cuerpo menos duro o menos resistente. Al producirse el movimiento relativo y debido a que las tensiones, como resultado de la carga normal, sobrepasan el límite de resistencia del material menos resistente, tiene lugar el microcorte de la superficie.

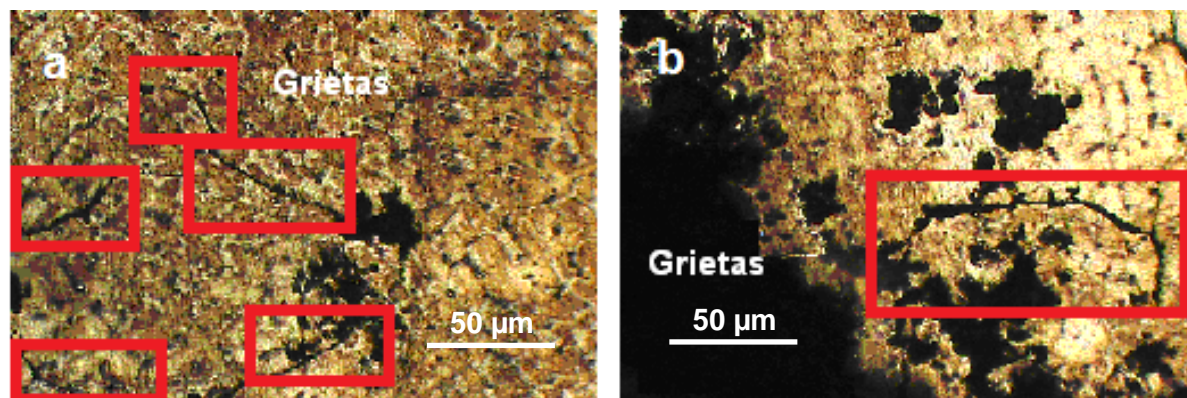


Figura 5. Grietas intercristalinas en el cuerpo de la voluta.

Las microestructuras mostradas en la Figura 5 corresponden a la parte superior del cuerpo de la voluta. Aquí se aprecia otro defecto en el material,

considerado como uno de los más peligrosos: las grietas, que al propagarse en toda la superficie invalidan el equipo para el uso.

Este mecanismo básico de fatiga superficial es el resultado de fisuras iniciadas dentro de la masa del material. Las grietas superficiales se deben a las grandes tensiones de contacto que producen la fatiga de las capas superficiales o a defectos superficiales del proceso de elaboración mecánica o de montaje. La fatiga que se origina desde una grieta subsuperficial ocurre debido a una alta concentración de tensiones en puntos o planos defectuosos; esta grieta se propaga paralela a la superficie hasta brotar en la misma, aspecto que ha sido reportado por Fewell, Mitchell y Priest (2000) y Almeida, Ribeiro y Le-May (2003).

Como consecuencia de las características del fluido que circula por la línea de tubería ocurre la erosión del material debido a la existencia de partículas abrasivas. La Figura 6 evidencia el desgaste erosivo.

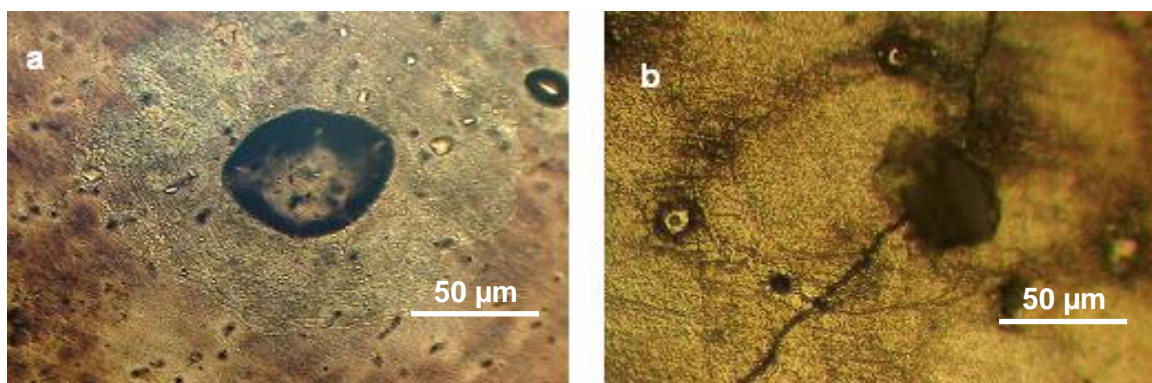


Figura 6. Desgaste por erosión.

Los principales factores que ocasionan desgaste por erosión son la velocidad y el bajo impacto, cuando el movimiento es paralelo a la superficie. Por lo general este desgaste depende de la dureza de las partículas y en muchas ocasiones también de los filos que estas presentan. Las partículas abrasivas pueden estar suspendidas o conducidas por un fluido (agua o aire) o pueden fluir por su propio peso (canal de arena).

A diferencia de la abrasión, en la erosión el elemento abrasivo (en este caso la gravilla) es proyectado por la pulpa contra la superficie del material y de esa manera parte de la energía cinética es absorbida por la pieza, causando deformación elástica o remanente de esta en función del grado de tenacidad del metal y la otra es absorbida por el abrasivo, ya sea como velocidad de rebote o energía que lleva a la partícula a fracturarse.

3.3. Determinación de los perfiles de microdureza

Los perfiles de microdureza se realizaron con al menos tres mediciones a la muestra. La Figura 7 muestra las variaciones obtenidas.

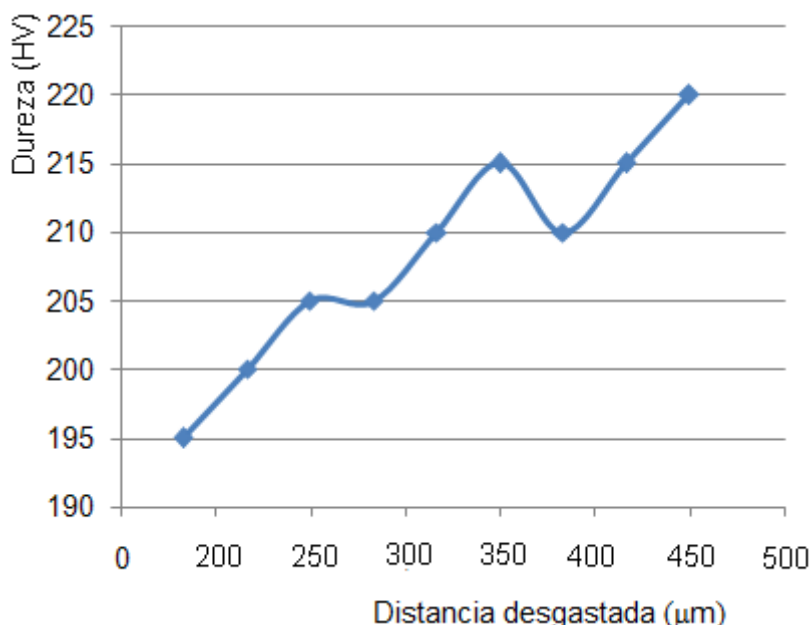


Figura 7. Perfiles de microdureza para las zonas desgastadas.

En las mediciones de microdureza se observaron variaciones en las diferentes zonas con una tendencia al incremento de la dureza en la superficie de la aleación Hastelloy C 276 que, aunque se desgasta producto del deslizamiento de las partículas abrasivas, a la vez se endurece por el fenómeno de la acritud.

Esta variación, presumiblemente, puede estar asociada a la resistencia que ofrece la capa pasivadora del cromo durante la fricción deslizante en las deformaciones en esta zona de contacto. Vale decir que el deslizamiento de la pulpa sobre el material provoca el efecto de la deformación plástica, manifestándose el mecanismo de endurecimiento por deformación.

4. CONCLUSIONES

- En las micrografías y macroestructuras se pudo determinar que existen, en la voluta de la bomba, defectos combinados que provocan el desgaste acelerado debido a la fricción en el sistema, que produce la pulpa lixiviada, pero que a la vez esa fricción incrementa la dureza en las capas por el fenómeno de acritud.
- La aleación posee buena resistencia al desgaste, sin embargo, la pulpa lixiviada presenta propiedades abrasivas que, al entrar en contacto con la superficie, provoca deterioro en la voluta.

- La voluta sufre un proceso de abrasión por arranque, el cual ocasiona pérdidas de material en la superficie interna de la misma; las causas que originan este defecto son los iones cloruros, las partículas abrasivas y la composición química del fluido.

5. AGRADECIMIENTOS

A Juan Ramón Castillo Matos, técnico del Laboratorio de Ciencias de los Materiales del Instituto Superior Minero Metalúrgico de Moa.

6. REFERENCIAS

- ALMEIDA, A.; RIBEIRO, F. & LE-MAY, I. 2003: Microstructural characterization of modified 5Cr-35Ni centrifugally cast steel furnace tubes. *Materials Characterization* 49(5): 219-229.
- ASTM E92-82 2003, Standard test method for vickers hardness of metallic materials, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- BEDOLLA-JACUINDE, A.; ARIAS, L. & HERNÁNDEZ, B. 2003: Kinetics of Secondary Carbides Precipitation in a High-Chromium White Iron. *Journal of Materials Engineering and Performance* 12(4): 371-382.
- BURSTEIN, G. 2000: Effect of impact angle on the slurry erosion-corrosion of 304 L stainless steel. *Wear* 240(22): 80-94.
- BRUSCHI, S.; POGGIO, S.; QUADRINI, F. & TATA, M. 2004: Workability of Ti-6 Al-4 V alloy at high temperatures and strain rates. *Materials Letters* 58(12): 3 622-3 629.
- CALLISTER, W. D. & RETHWISCH, D. G. 2007: *Materials science and engineering: an introduction*. Vol. 7. Wiley, New York.
- DOGAN, Ö.; HAUKE, J. & LAIRD G. 1997: Solidification structure and abrasion resistance of high chromium white irons. *Metallurgical and Materials Transactions A* 28(6): 1 315-1 328.
- ENNIS, P. & QUADAKKERS, W. 2007: Development of and Integrity Issues with New High Temperature High Strength Steels. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 84(5): 75-81.
- FEWELL, M.; MITCHELL, D. & PRIEST, J. 2000: The nature of expanded austenite. *Surface and Coatings Technology* 131(15): 300-306.
- GUIR, M.; DUARTE, M. & MONTERO, D.; SUÁREZ, S.; BRÜHL, S. P.; CIMETTA, J. & GONDELL, C. 2003: Comportamiento frente al desgaste y corrosión de un acero inoxidable AISI 304 nitrurado por plasma. En: Actas de las Jornadas SAM. Congreso CONAMET. Simposio Materia. Bariloche, Argentina, 17-21 noviembre, p. 722-725.

- HUSSAINOVA, I. & SCHADE, K. 2008: Correlation between solid particle erosion of cermets and particle impact dynamics. *Tribology International* 41(14): 323-330.
- JOHANSSON, B. & OLSSON, A. 2000: Current design practice and research on stainless steel structures in Sweden. *Journal of Constructional Research* 54(21): 3-29.
- MORENO, F.; WILMAN, J.; SALAZAR, C. & LAURA, A. 2005: Evaluación del comportamiento mecánico a la fatiga en aceros AISI 4340 y AISI 4140 tratados térmicamente con recocidos y normalizados. *Revista Ingeniería UC* 12(1): 40-45.
- SAE J 470 1976, Wrought nickel and nickel-related alloys.
- ZHANG, J.; HE, X. & DU, S. 2005: Analyses of the fatigue crack propagation process and stress ratio effects using the two parameter method. *International Journal of Fatigue* 27(10): 1 314-1 318.
- 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): 3 865-3 875.

Dayanis Alcántara-Borges, dalcantara@ismm.edu.cu

Ingeniera mecánica. Profesora Asistente. Departamento de Mecánica.
Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa, Cuba.

Tomás Fernández-Columbié, tfernandez@ismm.edu.cu

Máster en Ciencias. Profesor Asistente. Departamento de Mecánica.
Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa, Cuba.

Isnel Rodríguez-González, irgonzales@ismm.edu.cu

Doctor en Ciencias Técnicas. Profesor Auxiliar. Departamento de
Mecánica. Instituto Superior Minero Metalúrgico, Moa, Cuba.